

**REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE**

**Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche scientifique**

**Université des Sciences et de la Technologie d'Oran  
« Mohamed Boudiaf »**

**Faculté des sciences  
Département de Physique**

Mémoire Présenté Pour l'obtention du

**Diplôme de Magister**

**Spécialité : Physique**

**Option : caractérisation et comportement  
des matériaux pour le biomédicale**

Présenté Par

**Mr. HOUIDEG Abdellah**

THEME

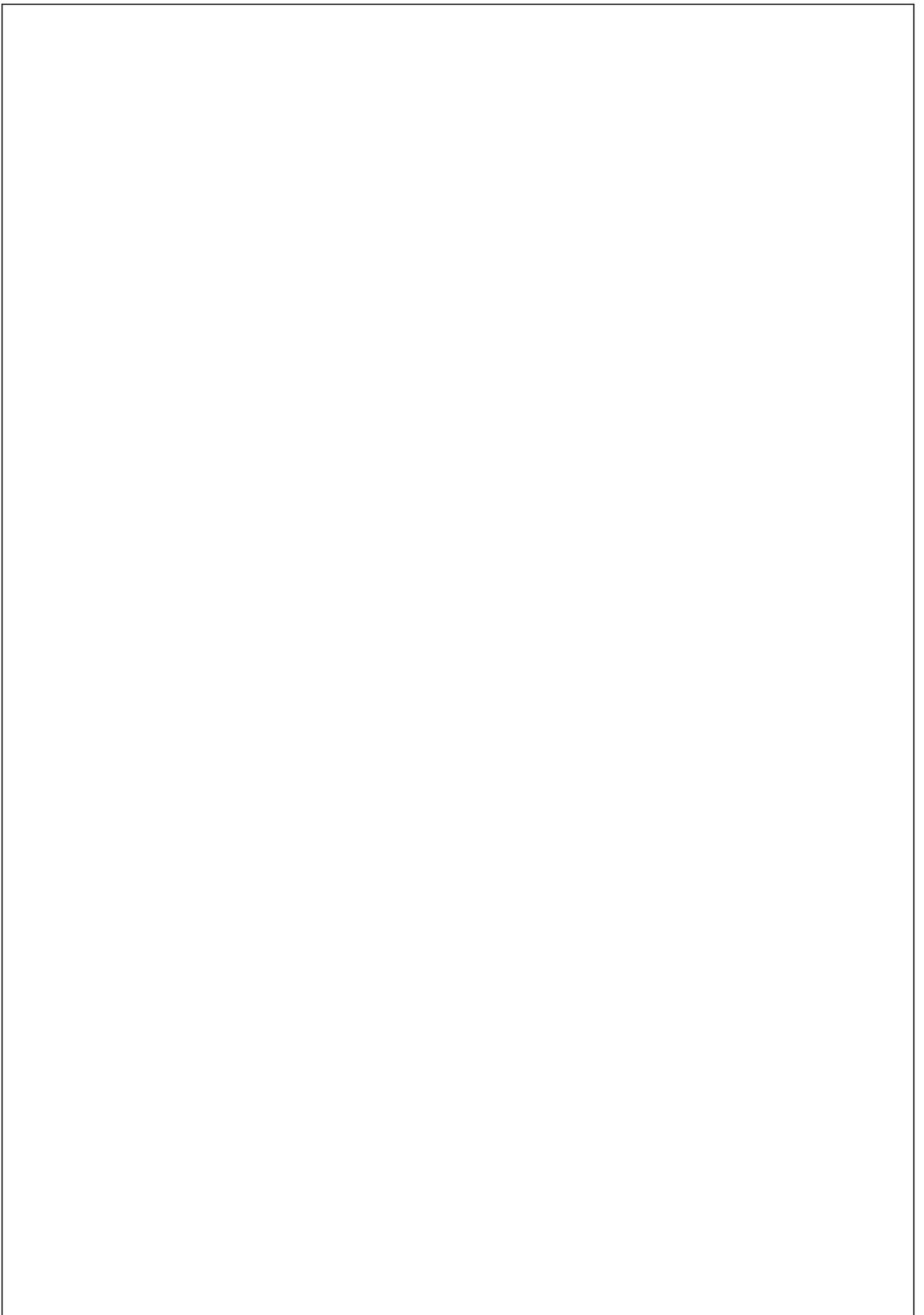
**Transfert de charge et frottement Fibre/ Matrice d'un  
Matériau Composite (T300/914).**

La soutenance aura lieu Le ..... à .....

Devant le jury composé de :

Mr. Hiadsi Said	Professeur	Président	USTO
Mr. Ahmed Boutaous	Professeur	Rapporteur	USTO
Mr. Teboune Abdelghani	Maître de conférence\A	Examineur	USTO
Mr. Ziani Nossair	Maître de conférence\B	Membre Invité	USTO

**2012/2011**



# Dédicace

*Rien n'est aussi beau à offrir que le fruit d'un labour qu'on dédie  
Du fond du cœur à ceux qu'on aime et qu'on remercie en exprimant  
La gratitude et la reconnaissance durant toute notre existence.*

*Je dédie ce modeste travail à mon très chers père qui a été présent à chaque  
moment de ma vie avec son soutien, et son sacrifice juste pour me voir réussir et  
opter pour le mieux, «Mon père» : te dire merci c'est trop peu, alors je vous dois  
une dette durant toute ma vie ».*

*Aussi ;*

*A ma femme et mes chers enfants, A tous mes amis. A tous mes camarades de  
promotion qui m'ont accompagné durant ces années d'études.*

*Et je remercie mon dieux de tout mon cœur d'avoir été honoré par l'encadrement  
de Mr. Boutaous ahmed qui m'a offert toutes les possibilités pour réaliser se  
travail.*

*Et je n'oublie pas tous mes enseignants qui m'ont formé Et surtout Mr. Briqçi  
abdelkader et mes beaux-frères Loukil abdelhamid et Loukil lakhdar pour leurs  
contribution et leurs soutien moral et physique. Je veux vous remercier pour tout  
ce que vous avez fais pour moi, je n'ai pas trouvé des mots pour refléter votre  
valeur.*

*Et pour finir je dédie se travail pour le défunt et regretté El-hani mohamed salah  
Et à tout ce qui ont contribué à ce travail de près ou de loin.*

*Houideg abdellah.*

## Résumé.

L'objectif de ce travail est de développer un modèle analytique permettant d'évaluer l'endommagement de l'interface fibre-matrice d'un matériau composite T300/914 ; à partir des propriétés de la fibre, de la matrice et des caractéristiques de la liaison interfaciale. Le comportement des matériaux composites fibreux à matrice fragile dépend des propriétés de leurs constituants (fibre, matrice et interface) et du chargement mécanique appliqué. La rupture d'un matériau composite est le résultat de plusieurs micromécanismes d'endommagement (rupture des fibres ou de la matrice, interactions entre les fibres et les fronts de fissures, délamination d'interfaces...) qui en règle générale, apparaissent simultanément. Parmi ces micromécanismes on distingue le décollement entre la fibre et la matrice et le frottement à l'interface.

**Mots clés:** composite T300/914, interface, fibre, matrice, endommagement, délamination, frottement.

## Abstract.

The objective of this work is to develop an analytical model to evaluate the damage of the fiber-matrix interface composite material T300/914; from the properties of the fiber, matrix and interfacial bonding characteristics. The behaviour of brittle matrix fiber reinforced-composites is dependant of properties of its constituents (fiber, matrix and fiber-matrix interface) and is affected by the mechanical and environmental loads. The fracture of composite material is the result of various micro-mécanisms (matrix and/or fiber fracture, crack fiber interaction, interface failure, delamination...), that generally occur simultaneously. Among these, one distinguishes fiber-matrix debonding and the frictional sliding along the composite interfaces.

**Keywords:** composite T300/914, interface, fiber, matrix, shear, damage, delamination, friction.

## Notations et symboles

symboles	définitions
$E_f, E_m$	Modules d'élasticité de la fibre et la matrice.
$E_i$	Modules d'élasticité de l'interface.
$V_f, V_m$	Fractions volumiques des fibres et de la matrice.
$\nu_m, \nu_f$	Coefficients de poisson de la fibre et la matrice.
$k$	l'effet de poisson.
$\varepsilon$	Déformation.
$\varepsilon_m, \varepsilon_f$	Déformation à rupture de la fibre et de la matrice.
$\varepsilon_x$	Déformation en compression au moment ou le décollement s'amorce.
$r_f$	Rayon de la fibre.
$l_c$	Longueur critique de la fibre.
$\sigma$	Contrainte interfaciale de traction.
$\sigma_l$	Contrainte de traction longitudinale.
$\sigma_R$	Contrainte de traction radiale.
$\sigma_d$	Contrainte de traction dans la fibre au moment de décohésion.
$\sigma_f, \sigma_m$	Contrainte de traction à rupture de la fibre et de la matrice.
$\tau_i, \tau_d$	Contrainte de décohésion pour une longueur de fibre implantée.
$\tau_F$	Contrainte de friction.
$\mu$	Coefficient de frottement.
$F_d$	Charge de décollement ou de décohésion.
$D$	Endommagement.
$G_f, G_m$	Modules de cisaillement de la fibre et de la matrice.
$\alpha_m, \alpha_f$	Coefficient de dilatation de la fibre et la matrice.
$T$	Température.

# Sommaire

---

<b>Introduction générale .....</b>	<b>6</b>
<b>Objectifs et contextes .....</b>	<b>7</b>
Exemples de secteurs d'application des composites.....	8
Construction aéronautique.....	8
Construction automobile.....	8
Loisirs et sports.....	8
Secteur du bâtiment.....	9
Autres applications industrielles.....	9

## **Chapitre I : généralité sur les matériaux composites**

<b>1. Les matériaux.....</b>	<b>11</b>
<b>2. charges et additifs.....</b>	<b>12</b>
2.1. Charges organiques.....	12
2.2. Les charges minérales.....	12
2.3. Oxydes et hydrates métalliques.....	14
2.4. Le verre.....	15
2.5. Le carbone.....	15
2.6. Charges renforçantes.....	15
2.7. Charges non renforçantes.....	16
2.8. Les additifs.....	16
<b>3. Les matrices (résines).....</b>	<b>16</b>
3.1 Les divers types de résines.....	17
3.2 - résines thermodurcissables (TD).....	17
3.2-a -les résines polyesters.....	18
3.2-b -les résines de condensation.....	18
3.2-c -les résinesépoxydes.....	19
3.3 - résines thermoplastiques (TP).....	20
3.4. Les résines thermostables.....	21
<b>4. Les renforts (fibres) et tissus.....</b>	<b>21</b>
<b>5. Les différents types de formes.....</b>	<b>23</b>
5.1. Fibre de Verre.....	25
5.2. Fibre de carbone.....	26
5.3. Fibre d'aramide.....	26
5.4. Fibre de céramique.....	26

# Sommaire

---

5.5. Fibre de silice (ou de quartz) .....	26
5.6. Fibres de polyéthylène de haut module .....	27
5.7. Les renforts (particules) .....	27
5.8. Classification selon la nature des constituants .....	28
<b>6. les fibres de verres.....</b>	<b>28</b>
6.1. Propriétés mécaniques .....	29
6.2. Produits industriels en verre textile.....	31
6.2.1. Fils de bases .....	31
<b>6.2.2. Fibres broyées.....</b>	<b>31</b>
6.2.3. Fils de bases coupés.....	31
<b>6.2.4. Le stratifil.....</b>	<b>31</b>
6.2.5. Le stratifil bouclé.....	32
<b>6.2.6. Mats à fils coupés.....</b>	<b>32</b>
<b>6.2.7. Mats à fil continu.....</b>	<b>33</b>
<b>6.2.8. Tissus.....</b>	<b>33</b>
<b>7. Les fibres de carbones.....</b>	<b>34</b>
7.1. Les caractéristiques mécaniques des fibres de carbones .....	35
7.2. Produits industriels .....	36
<b>8. Les fibres aramides à caractéristiques mécaniques levées.....</b>	<b>36</b>
8.1. Caractéristiques .....	36
8.2. Utilisation industrielle .....	37
<b>9. Les fibres céramiques :.....</b>	<b>37</b>
9.1. Caractéristiques mécaniques et utilisations.....	38
9.2. Nouvelles générations fibres céramiques.....	39
<b>10. Les fibres synthétiques thermostables.....</b>	<b>39</b>
<b>11. Autres fibres.....</b>	<b>40</b>
<b>12. Architecture des matériaux composites.....</b>	<b>41</b>
12.1. Les stratifie .....	41
12.2. Structure générale d'un stratifié.....	42
12.3. Composites sandwiches .....	43
12.4. Autre architectures.....	43
<b>13. conséquences sur l'étude du comportement mécanique des matériaux composites.....</b>	<b>44</b>
13.1. Processus d'étude .....	45
13.2. Aptitude des matériaux composites .....	45
13.3. Caractéristiques mécaniques spécifiques des composites .....	46
13.4. Caractéristiques mécaniques des matériaux .....	48

# Sommaire

---

<b>14. Fraction volumique et massique.....</b>	<b>49</b>
<b>15. Mise en œuvre (procédés).....</b>	<b>49</b>
15.1. Classification des procédés : en deux grandes familles : .....	50
15.1.1. Procédés humides (par imprégnation directe) .....	50
15.1.2. Procédés secs (par imprégnation indirecte) : .....	51
<b>16. Description du matériau carbone/époxy.....</b>	<b>52</b>
16.1. Constituants.....	52
16.2. Nappe unidirectionnelle .....	53
16.3. Fabrication des stratifiés carbone/époxy.....	53
16.4. Utilisation du carbone/époxy.....	54
16.5. Propriétés de la matrice époxyde 914.....	55
<b>17. Conclusion.....</b>	<b>55</b>

## **Chapitre II : mécanismes d'endommagement des composites au niveau de l'interface fibre /matrice**

<b>1. Introduction.....</b>	<b>57</b>
<b>2. les divers mécanismes de rupture dans un composite unidirectionnel.....</b>	<b>57</b>
<b>3. composite unidirectionnel soumis à une traction longitudinale.....</b>	<b>60</b>
<b>4. composite unidirectionnel soumis à une traction transversale.....</b>	<b>65</b>
<b>5. rupture des stratifiés.....</b>	<b>65</b>
<b>6. Comportement de l'interface fibre-matrice dans les composites.....</b>	<b>66</b>
6.1. Généralité : .....	66
6.2. Comportement d'un composite unidirectionnel (rôle de l'interface).....	67
6.3. Liaison interfaciales.....	68
6.4 . Effet de poisson.....	69
6.5 . Contraintes thermiques résiduelles.....	70
6.6 .Effet de rugosité à l'interface.....	72
6.7. Rôle des revêtements des fibres (l'interphase).....	75
6.8. Techniques de mesure des grandeurs interfaciales.....	76
6.8.a . Test d'extraction « pull-out ».....	77
6.8.b . Test d'indentation.....	78

# Sommaire

---

<b>7. calcul des caractéristiques de l'interface.....</b>	<b>84</b>
<b>7.1. calcul simple de <math>(\tau d)</math> et <math>(\tau_f)</math> (modèle linéaire).....</b>	<b>84</b>
7.1.1. contraintes interfaciales de décohésion( $\tau d$ ).....	84
7.1.2. contraintes interfaciales de frottement( $\tau_f$ ).....	85
<b>7.2. calcul de <math>(\tau d)</math> et <math>(\tau_f)</math> par d'autres modèles.....</b>	<b>86</b>
<b>8. Conclusion : .....</b>	<b>88</b>

## Chapitre III : modélisation de l'interface fibre /matrice

<b>Modélisation de l'interface fibre/matrice.....</b>	<b>90</b>
<b>1. introduction.....</b>	<b>90</b>
<b>2. modèle de COX.....</b>	<b>91</b>
2.1. Modèle de COX : transfert de charge élastique.....	91
2.2. Profils de contraintes dans la fibre et à l'interface.....	92
2.2.1. Equilibre des forces de cisaillement.....	92
2.2.2. Équilibre des contraintes dans une portion $d_x$ de la fibre.....	93
<b>3. Modèle de Mc Garry et Greszczuk.....</b>	<b>95</b>
3.1. Comportement de l'interface en traction.....	95
3.1.1. Cas le matériau non endommagé.....	95
3.1.2. Cas le matériau endommagé.....	96
3.2. Comportement de l'interface en cisaillement.....	97
3.3. Contraintes aux extrémités, transfert de charge.....	98
3.4. Principe statique de la modélisation du phénomène de rupture des fibres.....	101

## Chapitre IV : Résultats et discussions

<b>Résultats et discussions.....</b>	<b>102</b>
<b>1. introduction.....</b>	<b>103</b>
<b>2. Contrainte de traction interfaciale sans endommagement.....</b>	<b>103</b>
A. variation du module de Young de la fibre.....	105

# Sommaire

---

B. variation du module de Young de la matrice.....	106
3. Contrainte de traction interfaciale avec endommagement.....	107
4. Contrainte de décohésion $\tau_i$ en fonction de la longueur d'enchâssement $Le$ .....	110
5. Contrainte de décohésion $\tau_i$ en fonction de l'endommagement $D$ .....	112
6. Contrainte de décohésion $\tau_i$ en fonction de l'endommagement $\mu$ .....	114
<b>Conclusion finale</b> .....	<b>116</b>

### Introduction générale.

La technologie moderne a besoins de matériaux qui allient à la fois rigidité, résistance mécanique, ténacité élevée et une grande légèreté. Aucun matériau simple ne permet de combiner ces caractéristiques physiques, et pour atteindre cet objectif il faut nécessairement utiliser un matériau composite.

On réserve de plus en plus la dénomination matériau composite aux matériaux constitués d'une matrice continue renforcée par des fibres. Ces fibres résistantes sont noyées dans une matrice qui les maintient en place et assure la cohésion de l'ensemble. Les propriétés mécaniques des composites fibreux dépendent de la quantité, de la dimension et surtout de l'orientation des fibres.

Toutefois, l'introduction à grande échelle des matériaux composites dans la plupart des secteurs de l'industrie se fait relativement lentement. Ceci s'explique par le fait que le comportement mécanique de ces matériaux n'est pas encore bien compris et de nombreuses avenues demeurent inexplorées.

Les difficultés majeures rencontrées dues à l'usage des matériaux composites sont liées aux propriétés mécaniques (modules élastiques et résistances ultimes dans toutes les directions). En effet, ces données sont employées aussi bien dans les calculs d'éléments finis que dans les critères de rupture.

Quant aux problèmes d'endommagement, leur résolution n'est pas toujours aussi « simple », ils sont étudiés sur des volumes élémentaires représentatifs du comportement du matériau. Cependant les changements d'échelle peuvent être utilisés et constituent un des outils privilégiés pour l'étude de l'endommagement et de la rupture de matériaux. C'est en fait la coalescence de rupture de fibres et l'endommagement de l'interface qui est la cause de la ruine de la structure, c'est-à-dire la coalescence de phénomènes qui se produisent d'abord à l'échelle microscopique. L'objectif final de notre étude repose sur cette préoccupation particulière : évaluation de l'endommagement de l'interface fibre-matrice d'un matériau composite T300/914 par MATLAB sous des contraintes mécaniques (frottement, enlèvement de la fibre, contrainte de décohésion, contrainte interfaciale de cisaillement, variation du module de Young etc...). Pour cela, nous avons fait le choix d'une analyse à l'échelle qui distingue les fibres de la matrice et considère ces deux éléments comme homogènes. L'outil d'analyse est basé sur le modèle de **Mc Garry et Greszczuk**.

Afin d'atteindre cet objectif principal, cette étude s'établit comme suit :

Dans le chapitre I nous présentons des généralités sur les matériaux composites : constituants, classification et procédés de mise en œuvres qui sont des informations primordiales pour connaître le but de notre choix dans ce mémoire du matériau composite T300/914, ensuite le chapitre II introduit la notion d'interface fibre matrice avec tous les mécanismes d'endommagements qui sont nécessaires à la compréhension de l'ensemble du mémoire et l'objectif de notre travail, complété par la modélisation d'endommagement de fibre-matrice qui est le contenu du chapitre III. Le chapitre IV expose les résultats et discussions obtenu par MATLAB. On s'est intéressé à valider le modèle par comparaison avec des résultats expérimentalement vérifié, et après cette validation, on a introduit les paramètres d'endommagement pour voir son influence sur le comportement de l'interface fibre-matrice et valider notre modèle.

# Objectifs et contextes

## Les composites, outil de créativité et de compétitivité.

Au cours de ces dernières années, l'industrie mondiale de la transformation des matériaux composites a bénéficié d'une croissance rapide et régulière, soutenue en particulier par la diversité des applications.

Pour contribuer à maintenir la croissance de cette industrie et alimenter la réflexion des acteurs industriels, l'industrie mondiale a réalisé des études stratégiques sur « L'industrie des matériaux composites et des enjeux prioritaires pour un développement durable ».

Ils permettent d'augmenter la durée de vie de certain équipement grâce à leurs propriétés mécaniques et chimiques. Ils contribuent au renforcement de la sécurité à une meilleure, une bonne tenue aux chocs et au feu. ils offrent une meilleur isolation thermique ou phonique. Et pour certain d'entre eux isolation électrique. ils enrichissent aussi la possibilité de conception d'alléger des structures et de réaliser des formes complexes, aptes à remplir plusieurs fonctions ; dans chacun des marchés d'application (automobile, bâtiment, électricité, équipement industriels ...) .ces performances remarquables sont à l'origine de solutions technologique innovantes.

Cependant pour faire valoir ces atouts et atteindre ses objectifs, l'industrie des matériaux composites doit mieux intégrer dans sa stratégie de croissance la composante environnementale du développement durable. les évolutions réglementaires en termes de recyclage et d'hygiène et sécurité constituent également des enjeux forts que cette industrie doit relever pour maintenir sa croissance.

Les directives européennes en vigueur et les projets discutés actuellement encouragent d'ailleurs la mise en place d'actions collectives volontaires de la part des différents secteurs ou filières industrielles, pour maîtriser l'impact environnemental des produits tout au long de leur cycle de vie. Le secteur des matériaux composites comme les autres est concerné par ces mesures.

Les matériaux composites (à matrices métalliques, élastomères polymères ou céramiques) offrent aux industriels et aux designers des possibilités nouvelles d'associer fonction, formes et matériaux, au sein de réalisation des systèmes de plus en plus performants, poids, anisotropie, plurifonctionnalité sont autant d'atout de principe. La compétition reste très dure entre les solution composites et les matériaux classiques, disposant d'une avance considérable en termes d'expérience et d'investissement chez les producteurs et les utilisateurs .

les contraintes de productivités sont transmises par les donneurs d'ordre et amplifiées vers les fournisseurs . a l'occasion de chaque décision industrielle ou normative, une classe de composants ou de systemes peut apparaître ou disparaître .

la forte valeur ajoutée de ces réalisations , leurs exigences en termes d'équipements et de compétences de haut niveau , leur confèrent un role croissant dans la recherche de différenciation et de compétitivité .

## Exemples de secteurs d'application des composites.

### Construction aéronautique.

Les composites à haute performance ont été longtemps confinés dans l'aéronautique civil à des pièces de structure secondaire (habillage intérieur, volets), plus rarement primaire et jamais à la voilure. car il se posait deux difficultés :

- Des couts élevés par rapport à l'aluminium.
  - Des risques de délaminage les interdisant de vol sur structure aérodynamiques chargées.
- Certains obstacles à l'utilisation massive des composites sont progressivement levés, en particulier par des acteurs étrangers, par exemple :
- Dans le cadre du programme *Advanced composite technology* mené par la NASA et BOEING mise au point d'un nouveau procédé permettant de développer des ails en composites 20° /% moins chers qu'avec des matériaux conventionnels .
  - Développement de composites à mémoire de forme mené par British Aerospace et Daimler Benz.
  - Décision d'Airbus d'équiper les fuseaux de ses futurs A380 en technologie composite.

### Construction automobile.

L'utilisation des composites dans le secteur automobile remonte à des origines relativement anciennes (fin des années 80). Mais ne s'est généralisé que très récemment, comme le montrent les décisions récentes de grands constructeurs étrangers (Volvo, Mercedes) de développer des coffres et des hayons.

Les composites à matrices thermoplastique sont par contre de plus en plus fréquents. Les entreprises françaises de transformation de composite, notamment les deux leaders du marché de l'équipement automobile-Inoplast et Matra devront profiter du rattrapage probable de l'Europe automobile sur les état- unis dans l'utilisation des composites dans l'automobile (estimée globalement à 113 kg par voiture aux état-unis contre 30 kg en europe).

### Loisirs et sports.

Les constructeurs de matériels de sport et de loisirs ont depuis longtemps adopté les composites développés notamment Shappe technique et Ems chimie (suisse). Ces nouveaux matériaux leur ont permis de faire preuve d'une grande créativité

Toute en présentant des propriétés mécaniques intéressantes qui ont dans une large mesure, été l'origine du développement récent des sports de glisse modernes.

C'est précisément en utilisant des nouveaux matériaux (skis moulés et non stratifiés) que Salomon est devenu Co – leader mondial du matériel de ski, aux cotés d'un autre français Rossignol

Le leader mondial de la plaisance, le français Bénéteau-Jeanneau, a su résoudre le problème de l'osmose, qui dégradait les premières coques composites à matrice organique, en améliorant encore ces matériaux.

### **Secteur du bâtiment.**

Mis à part la fourniture de renforcement des structures en béton, les composites ont relativement peu pénétré le secteur du BTP, notamment du fait :

- D'un prix élevé comparé aux matériaux traditionnels
- D'une relative méconnaissance des architectes et bureaux d'études.
- D'un manque d'information sur le cycle de vie (durabilité et recyclabilité).

Les qualités des composites (légèreté, résistance au feu, résistance mécanique et chimique, possibilité de créativité), sont ce pendant extrêmement prometteuses.

Les fournisseurs de solutions composites (Acome, Uniject, Gimm Menuiseries, Owens Corning etc.), ont développé de nombreux produits présentés au salon JEC d'avril 2000.

(fenêtre, portes, substituts d'ardoise, renforts de poutres etc).

### **Autres applications industrielles.**

L'équipement industriel et électronique représentent déjà 26% du marché composite à matrice organique. Les matériaux composites à base de fibres de carbone sont également retrouvés de nombreuses autres applications industrielles, telles que la fabrication de :

- Réservoirs hautes pressions, fabriqués par enroulement filamentaire ou tressage selon leurs géométrie, leurs applications sont multiples (stockage de gaz, réservoirs de carburant, traitement des eaux, etc).
- Pales d'éolienne (carbone- époxyde ou verre-carbone-époxyde).
- Biomatériaux /prothèses.
- Divers équipements haut de gamme très variés (téléphone, ordinateur lunette etc).

# Chapitre

# I

## **Généralité sur les matériaux composites**

# 1. Les matériaux

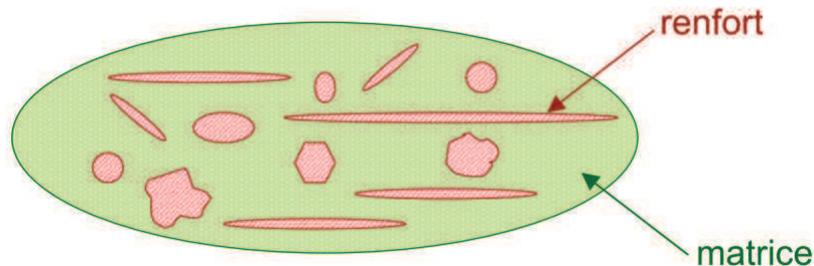


Fig. I.1 matériau composite

Un matériau composite Fig. I.1 peut être défini d'une manière générale 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 fibres, les **renforts** qui sont noyés dans une **matrice** dont la résistance mécanique est beaucoup plus faible. La matrice assure la cohésion et l'orientation des fibres, elle permet également de transmettre les sollicitations auxquelles sont soumises les pièces.

Le but de ce chapitre est de donner une vue général des divers constituants qui sont employés.

Les matériaux ainsi obtenus sont très *hétérogènes* et *anisotropes*. Les charges, sous forme d'éléments fragmentaires, de poudres ou liquide, modifient une propriété de la matière à laquelle on l'ajoute (par exemple la tenue aux chocs, la résistance aux UV, le comportement au feu...). Les renforts, sous forme de fibres, ou particules contribuent uniquement à améliorer la résistance mécanique et la rigidité de la pièce dans laquelle ils sont incorporés. fig. I.2

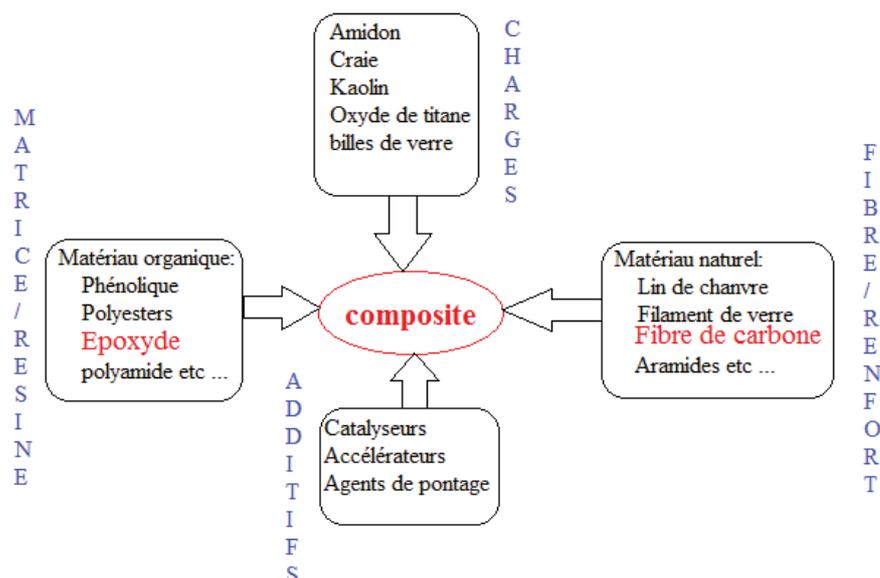


Fig. I.2 Composition générique d'un matériau composite (bahlouli 2009).

## 2. charges et additifs.

On désigne sous le nom général de **charge** toute substance inerte, minérale ou végétale qui, ajoutée à un polymère de base, permet de modifier de manière sensible les propriétés mécaniques, électriques ou thermiques, d'améliorer l'aspect de surface ou bien, simplement, de réduire le prix de revient du matériau transformé. A l'inverse des matières *thermoplastiques*. Les matières *thermodurcissables* ont toujours contenu des charges de nature et de forme variée, à des taux souvent élevés pouvant atteindre 60 % en masse. Pour un polymère donné, le choix d'une charge est déterminé en fonction des modifications recherchées pour l'objet fini, soit d'améliorer les propriétés mécaniques, soit d'en faciliter la mise en œuvre. Mais, d'une manière générale, les substances utilisables comme charges des matières plastiques devront d'abord satisfaire à un certain nombre d'exigences :

- Compatibilité avec la résine de base
- Mouillabilité
- Uniformité de qualité et de granulométrie
- Faible action abrasive
- Bas prix de revient

### 2.1. Charges organiques.

- Charges cellulosiques, utilisées en tant que **charges des résines thermodurcissables** (phénoplastes et aminoplastes), sont :
  - Farines de bois
  - Farines d'écorces de fruit et de noyaux
  - Fibres végétales
  - Pâtes de cellulose
  - Amidons

Les avantages de ces matières cellulosiques sont leur coût peu élevé et leur faible densité.

### 2.2. Les charges minérales.

- Craies et carbonates

La **craie** ou *blanc de Champagne* peut contenir jusqu'à 99 % de calcite, de la silice et d'autres corps minéraux. La taille moyenne de ses particules varie de (1 à 3  $\mu\text{m}$ ).

Le **calcaire** et le **marbre** contiennent (80 à 90 %) de calcite et des quantités variables d'oxyde de magnésium et de silice. La taille des particules est comprise entre (0,5 et 30  $\mu\text{m}$ ).

Le **carbonate de calcium-magnésium** ( $\text{MgCO}_3 \cdot \text{CaCO}_3$ ) est préparé à partir des minerais de dolomite. On l'utilise comme charge et aussi comme retardateur de flamme, ajouté à du trioxyde d'antimoine.

Le **carbonate de calcium précipité** est un mélange pratiquement pur à 99,00 % de calcite et d'aragonite, obtenu sous forme de particules très fines (0,05 à 16  $\mu\text{m}$ ). Il est surtout utilisé avec le **PVC** et dans les **matières thermodurcissables** (SMC, BMC) ainsi que les **polyuréthanes** (RIM) en raison de son caractère **hydrophobe**.

## - Les silices

La **silice** ( $\text{SiO}_2$ ), à l'état pur ou combinée avec des oxydes métalliques, est utilisée comme charge sous différentes formes, suivant son origine, sa cristallinité, sa dureté et la taille des particules.

Son incorporation dans la résine améliore les propriétés diélectriques, la résistance à la chaleur et à l'humidité des objets moulés, par exemple ceux en poly (méthacrylate de méthyle).

On constate également l'augmentation de la température de transition vitreuse, du module d'Young et de la résistance en compression, ainsi que la réduction du gonflement dans les solvants.

## - Les talcs

Les talcs sont utilisés pour améliorer l'isolation thermique et la résistance à l'eau, et faciliter l'opération de moulage. Le talc est la charge la plus utilisée dans les thermoplastiques. Il leur confère une meilleure résistance au fluage ainsi qu'une plus grande rigidité.

Notons également que l'introduction de talc facilite l'usinage des produits finis.

## - La wollastonite

Cette charge se présente sous différentes formes : aiguilles, granulés, fibres. Elle est surtout utilisée dans les polyamides, les ABS et les polysulfones, également en remplacement des fibres de verre dans les SMC et les BMC. Elle améliore en particulier la résistance au rayonnement ultraviolet et à l'hydrolyse. Elle est aussi employée dans les résines époxydes pour assurer une bonne stabilité dimensionnelle ainsi que l'isolation thermique et électrique, et permet un contrôle du retrait au moulage.

## - Les argiles et aluminosilicates

Ces substances minérales sont en grande partie constituées par de la **silice** (42 à 70 %) et de l'**alumine** (14 à 45 %).

\* Le kaolin contribue à une meilleure résistance chimique et électrique, et diminue l'absorption d'eau. On peut l'ajouter à des taux atteignant 60 % dans les compositions à base d'esters polyvinyliques, mais habituellement les poudres à mouler en contiennent de 20 à 45 %.

Le **kaolin calciné** est utilisé dans les mélanges pour l'isolation de câbles et dans les isolants. Mélangé à de l'alumine et de la silice, le kaolin calciné est utilisé pour assurer la résistance aux acides.

\* La vermiculite est utilisée comme charge de faible densité (2,4) dans les plastiques renforcés de fibres de verre.

\* Le mica augmente la stabilité dimensionnelle des pièces moulées ; il améliore les propriétés électriques et thermiques, la résistance aux acides et aux bases, et diminue la reprise d'eau.

Comparé aux fibres de verre, il confère une moins bonne résistance aux chocs ; mélangé avec celles-ci, il permet une réduction des coûts.

## 2.3. Oxydes et hydrates métalliques.

### - Poudres et microsphères

L'alumine, les oxydes de zinc, de magnésium, de titane et d'antimoine sont utilisés sous forme de **poudres fines** comme charges du polypropylène, des compositions polyvinyliques, des résines époxydes, des polyesters insaturés.

Tous permettent de diminuer le prix de revient et d'augmenter la densité de la matière plastique.

L'oxyde de béryllium est utilisé sous forme de **microsphères**, qui sont des microsphères de densité voisine de 0,003 et d'un diamètre de l'ordre de 40  $\mu\text{m}$ .

### - Alumine et trihydrate d'aluminium

On obtient l'**alumine** ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), anhydre ou hydratée, à partir de la bauxite. Cette charge apporte aux résines une meilleure résistivité électrique ainsi qu'une bonne conductivité thermique ; elle diminue le coefficient de dilatation thermique linéique, augmente la rigidité ainsi que la résistance à l'abrasion et au feu.

L'**hydrate d'aluminium**  $\text{Al}(\text{OH})_3$  est une charge ignifugeante qui, du point de vue du prix, est concurrentielle ; elle réduit l'inflammabilité ainsi que l'émission des fumées de combustion car elle se décompose de façon endothermique (effet de refroidissement) en alumine et en eau, aux températures supérieures à 220 °C.

### - Trioxyde d'antimoine

On chauffe de l'antimoine dans l'air pour obtenir  $\text{Sb}_2\text{O}_4$  qui donne  $\text{Sb}_2\text{O}_3$  par fusion et décomposition. Sa densité est de 4,2 et sa dureté Mohs comprise entre 6 et 7. Il apporte aux résines ignifugation et coloration blanche et on l'utilise en particulier dans les **PVC plastifiés**.

### - Oxyde de béryllium

Utilisé sous forme de microsphères dans les résines époxydes, il augmente les conductivités électrique et thermique. Ces carbosphères sont aussi utilisées dans les mousses structurales (PUR) à densité contrôlée, ainsi que pour la fabrication de pièces polyesters ultra légères.

### - Les céramiques

Il existe des microsphères en céramique dont la densité varie entre (0,4 et 2,4) et les dimensions de (1 à 3 000  $\mu\text{m}$ ) . Une microsphère de 70  $\mu\text{m}$  comportant un revêtement permettant une meilleure dispersion a été mise au point. Conseillée dans les résines polyesters en combinaison avec  $\text{CaCO}_3$ , elle apporte une réduction de masse de (15 à 25 %) avec une amélioration des résistances à la compression et au choc.

## 2.4. Le verre.

### - Poudres de verre

Une nouvelle variété de poudre de verre de granulométrie 13  $\mu\text{m}$  est apparue sur le marché et son incorporation confère aux thermodurcissables de meilleures résistances à l'abrasion et à la compression ; elle permet par ailleurs d'obtenir un retrait plus faible et plus homogène des pièces moulées.

### - Billes de verres creuses

Les billes de verre creuses, de densité comprise entre (0,1 et 0,5), sont obtenues par chauffage de billes de verre contenant un agent gonflant. Elles améliorent les résistances à l'eau et au vieillissement du PMMA, et diminuent la fiabilité des pièces phénoliques.

Les densités de ces microsphères creuses du type **borosilicate de sodium et de calcium** sont comprises entre (0,45 et 0,38) ; parallèlement, leur résistance à la compression varie de (1,7 à 31 MPa). Les applications sont nombreuses (bâtiment, automobile et aéronautique).

### - Microsphères de verre

L'utilisation de microsphères de verre permet de réduire de (25 à 35 %) la masse des pièces obtenues soit à partir de BMC ou de SMC destinées en particulier à l'industrie automobile, soit également à partir de résines phénoliques pour l'industrie aéronautique. On utilise par ailleurs ce type de charge, dans le cas du PPO modifié, pour la réalisation des capotages de machines de bureau. Elle permet la réduction du temps de cycle de moulage de (20 à 30 %). Il en est de même dans le cas du moulage des mousses structurales en polyuréthanes.

## 2.5. Le carbone.

### - Le noir de carbone

Le noir de carbone est utilisé depuis très longtemps dans l'industrie des plastiques, à la fois comme colorant, pigment, barrière anti-UV, antioxydant. Le noir de carbone améliore la résistance à la chaleur du polyéthylène réticulé par irradiation et celle du PVC. La conductivité thermique augmente avec le taux de charges, indépendamment de la taille des particules. Par contre, la conductivité électrique des matériaux chargés augmente avec le taux de carbone et avec la finesse des particules.

## 2.6. Charges renforçantes.

Ont pour but d'améliorer les caractéristiques de la résine elles sont classées selon la forme géométrique :

- Charge sphérique : microbille de verre creuses ou de carbone organiques.
- Charge non sphériques : mica

## 2.7. Charges non renforçantes.

Ont pour rôle soit de diminuer le cout des résines en conservant les performances, Soit d'améliorer certaines propriétés des résines :

Comme charge de faible cout, charge ignifugeante, charge conductrice antistatique.

## 2.8. Les additifs.

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

- Lubrifiants et agents de démoulage.
- Pigments et colorants.
- Agent anti retrait.
- Agent anti-ultraviolets.

## 3. Les matrices (résines).

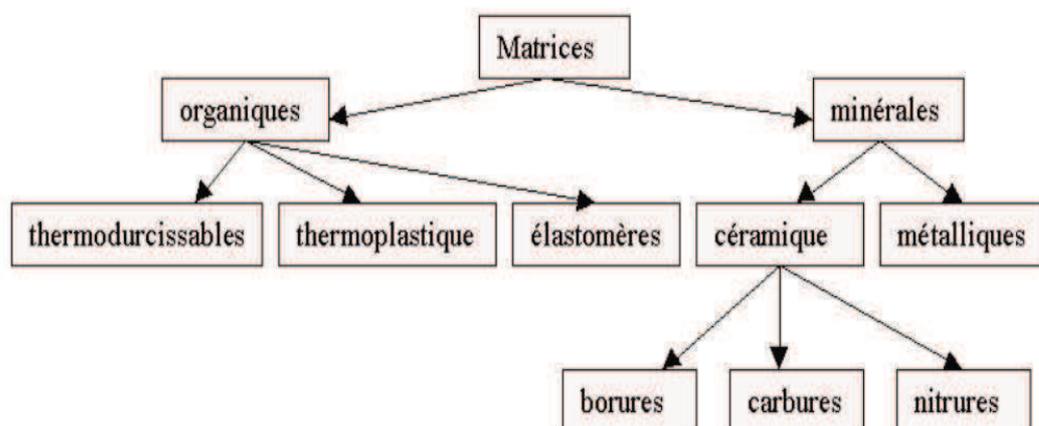
La matrice à pour rôle :

- de lier les fibres renforts,
- répartir les contraintes encaissées,
- apporter la tenue chimique de la structure
- et donner la forme désirée au produit.

On utilise actuellement surtout des résines thermodurcissables (TD) que l'on associe à des fibres longues, mais l'emploi de polymères thermoplastiques (TP) renforcés de fibres courtes se développe fortement.

Ces deux types de résines ont la propriété de pouvoir être mouler ou mises en forme, pour obtenir un produit fini ou semi fini dont la forme peut être modifié.

Il est important de bien situer les différences fondamentales de ces deux types de matrices. (Fig. I. 3).



(Fig. I. 3).

### 3.1 Les divers types de résines.

Les résines utilisées dans les matériaux composites jouent le rôle de transférer le chargement mécanique externe au renfort et pour protéger contre l'environnement externe. Les résines doivent donc être tout à fait flexibles et offrir une bonne compatibilité avec le renfort. En outre, doivent avoir une faible densité pour garder les propriétés spécifiques élevées du renfort.

Selon ces considérations, les résines utilisées pour les matériaux de composites sont des polymères modifiés par des adjuvants et des additifs, tels que des lubrifiants de moule, des stabilisants, des pigments (couleurs).

Les résines sont livrées en solution sous forme de polymères non réticulés en suspension dans des solvants qui empêchent le pontage entre les macromolécules prépolymérisées. Une fois chauffées, des liaisons se développent entre les du prépolymère pour constituer un polymère réticulé suivant une structure tridimensionnelle.

### 3.2 - résines thermodurcissables (TD).

Les résines thermodurcissables ne peuvent être mises en forme qu'une seule fois.

En effet, après polymérisation par chaleur s'appliquant en présence d'un catalyseur, ces résines mènent à une structure géométrique qui ne peut être détruite que par un apport important d'énergie thermique.

Ainsi les résines thermodurcissables ont des propriétés mécaniques et particulièrement des propriétés thermomécaniques qui sont beaucoup plus élevées que les résines thermoplastiques.

Du fait de ces propriétés plus élevées les résines thermodurcissables sont les plus employées actuellement dans la mise en œuvre des matériaux composites.

Les principales résines thermodurcissables utilisées dans la mise en œuvre des matériaux composites sont par ordre décroissant en tonnage :

- Les résines polyesters insaturées.  
(Polyesters condensés, vinylesters, dérivés allyliques etc.) .
- Les résines de condensations :  
(Phénoliques, aminoplastes, etc.)
- Les résines époxydes

Les exemples de résines thermodurcissables classiquement rencontrées sont 914, 5208, 70, LY556. Les matériaux les plus performants ont des caractéristiques mécaniques élevées et une masse volumique faible. Ces caractéristiques sont présentées dans le tableau. I. 1 :

Résines	T(C)	(Kg/m <sup>3</sup> )	$t^R$ (%)	$t^R$ (MPa)	$c^R$ (MPa)	E(GPa)
polyesters	60 à 100	1140	2 à 5	50 à 85	90 à 200	2,8 à 3,6
Phénoliques	120	1200	2,5	40	250	3 à 5
Epoxydes	290	1100 à 1500	2 à 5	60 à 80	250	3 à 5

tableau. I. 1

### 3.2-a. Les résines polyester :

C'est la plus largement répandu de toutes les résines dans la mise en œuvre des matériaux composites. Leurs développements le résultat des caractéristiques suivantes :

- Faible cout de production.
- Diversité offrant de multiples possibilités
- Adaptation à des procédés de fabrications, facile à mettre en œuvre.

Selon leur module de Young, Les résines polyester sont classifiées en :  
(Résines souples semi-rigides, et rigides.).

Les résines habituellement utilisées dans la mise en œuvre des matériaux composites, sont du type rigide et nous retiendrons pour ces résines durcies les propriétés suivantes : (tableau. I. 2)

Masse volumique	1200 Kg/m <sup>3</sup>
Module d'élasticité en traction	2, 8 à 3,5 GPa
Module d'élasticité en flexion	3 à 4,5 GPa
Contrainte a la rupture en traction	50 à 80 MPa
Contrainte a la rupture en flexion	90 à 130 MPa
Allongement a la rupture en traction	2 à 5 %
Allongement a la rupture en flexion	7 à 9 %
Résistance en compression	90 à 200 MPa
Résistance en cisaillement	10 à 20 MPa
Température de fléchissement sous charge (1,8 MPa)	60 à 100°C

tableau. I. 2

### 3.2-b. Les résines de condensation :

Les résines polyester comportent les résines phénoliques, les aminoplastes. les résines phénoliques sont les plus anciennes des résines therm durcissables dont la plus connue est la bakélite. Les caractéristiques de ces résines sont les suivantes : (tableau. I. 3)

Masse volumique	1200 Kg/m <sup>3</sup>
Module d'élasticité en traction	2, 8 à 3,5 GPa
Module d'élasticité en flexion	3 GPa
Contrainte a la rupture en traction	40 MPa
Contrainte a la rupture en flexion	90 MPa
Allongement a la rupture en traction	2 , 5 %
Résistance en compression	250 MPa
Température de fléchissement sous charge	120°C

tableau. I.3

### 3.2-c. Les résines époxydes :

Les résines les plus utilisées après les résines polyesters insaturées sont les résines époxydes. Elles ne représentent que l'ordre de 5 % du marché composite, à cause de leurs prix élevé (de l'ordre de cinq fois plus que celui des résines polyesters.) du fait de leurs bonnes caractéristiques mécaniques, les résines époxydes, généralement utilisées sans charges, sont les matrices à hautes performances (constructions aéronautiques espace, missiles etc ...).

Caractéristiques mécaniques des résines époxydes. tableau. I.4

Masse volumique	1100 à 1500 Kg/m <sup>3</sup>
Module d'élasticité en traction	3 à 5 GPa
Contrainte à la rupture en traction	60 à 80 MPa
Contrainte à la rupture en flexion	100 à 150 MPa
Allongement à la rupture en traction	2 à 5 %
Résistance au cisaillement	30 à 50 MPa
Température de fléchissement sous charge	290 °C

tableau. I. 4

Les résines époxydes conduisent donc à un ensemble de performances élevées. toutefois, pour bénéficier réellement de ces performances, il est nécessaire d'avoir des durées de transformations et surtout de recuissons très longues, (de plusieurs heures à plusieurs dizaines d'heures). A des températures relativement élevées (50 à 100°C).

Parmi les avantages des résines époxydes, nous retiendrons :

- De bonnes propriétés mécaniques supérieures à celles des polyesters. (Traction, flexion, compression, choc, fluage, etc.).
- Une bonne tenue aux températures élevées : (150 à 190°C).en contenu.
- Une excellence résistance chimiques.
- Un faible retrait au moulage (0,5 à 1 %).
- Une très bonne mouillabilité des renforts.
- Une excellence adhérence aux matériaux métalliques.

Parmi les inconvénients, nous citerons :

- Un temps de polymérisation long.
- Un cout élevé.
- La nécessité à la fissuration.

### 3.3 - résines thermoplastiques (TP).

La famille des résines thermoplastiques (on parle de plastique est très vaste et peut être séparée en plastiques de grande diffusion et plastiques techniques (techno polymères).

Les plastiques de grande diffusion sont mis en œuvre soit par injection pour obtenir des objets moulés soit par extrusion pour obtenir des films, des plaques, des tubes, des profilés etc.

Parmi les résines thermoplastiques, nous citerons :

- Le polychlorure de vinyle (PVC).
- Le polyéthylène.
- Le polystyrène.
- Le polyamide.
- Le polycarbonate.etc.

L'intérêt des résines thermoplastiques réside dans leurs faible cout, résultant à la fois de matière première disponible et des procédées de fabrication, (injection, extrusion).

Toutefois, ce faible cout est lié à des propriétés mécaniques et thermomécaniques faibles. Nous donnerons ci après quelques caractéristiques pour : tableau. I. 5

(Le polyéthylène et Le polyamide.)

	Le polyéthylène	Le polyamide
Masse volumique ( Kg/m <sup>3</sup> )	<b>900</b>	<b>1140</b>
Contrainte à la rupture (MPa)	<b>20 - 35</b>	<b>60 - 80</b>
Module d'élasticité (GPa)	<b>1.1 - 1.4</b>	<b>1.2 - 2.5</b>
T° de fléchissement s/charge °C	<b>50 - 60</b>	<b>65 - 100</b>

Tableau. I. 5

Les divers thermoplastiques peuvent être renforcés par des fibres et font partie alors des matériaux composites. Cependant, dans le domaine des composites les résines thermoplastiques ont un développement limité du fait de la nécessité de faire appel à des transformations à haute températures de produits solides. Tableau. I. 6

Principales caractéristiques mécaniques des résines (réf. CETIM Mallard , rapport DPE 1991).

Résines	Nom	$\rho$ (kg/m <sup>3</sup> )	$E$ (MPa)	$\nu$	$\sigma$ (MPa)	$\alpha$ $\mu\text{m}/\text{m}^\circ\text{C}$
TD	polyester	1300	3800	0.37	88	100
	vinylesters	1200	3500	0.35	81	65
	Epoxyde	1220	5200	0.38	121	40
	Silicone	1550	1000	0.45	3	30
	Polyimide	1217	3450	0.35	80	36
	Phénolique	1350	3000	0.36	70	80
	Polyamide	1130	1900	0.33	70	85

TP	Polycarbonate	1100	2300	0.33	60	70
	Polyester Saturé	1310	2800	0.33	55	90
METAUX	Aluminium	2630	69000	0.33	358	23
	Acier XC10	7850	210000	0.29	1000	1000
	Cuivre	8940	119000	0.30	350	17
	Magnésium	1660	42000	0.30	280	25

tableau. I. 6

### 3.4. Les résines thermostables.

Les résines thermostables se distinguent des autres résines, précédemment considérées essentiellement par leurs performances thermiques qui conservent leurs propriétés mécaniques pour des températures plus élevées que 200°C .dans la pratiques nous retrouvons pour ces résines les deux grandes familles des résines TP et TD.

Les thermostables sont développées surtout dans les domaines de l'aviation et l'espace. Ou les laboratoires cherchent à mettre au point de nouvelles résines .parmi Les résines thermostables ont trouvent les résines bismaléimides et les résines polyamides sont les plus utilisées.

- les résines bismaléimides sont des résines dont le réseau est élaboré à des températures de 180°C à 200°C. les procédés de moulage sont identiques à ceux des composites à matrice thermodurcissable de type polyester ou époxyde.
- les résines polyamides sont apparues, sur le marché vers 1970. ce sont des résines à haute résistance thermique mais de prix très élevés. ces résines permettent d'obtenir des composites de résistance supérieur à 250°C à la résistance de l'aluminium.

Parmi les avantages, nous retiendrons :

- Une bonne performance mécanique.
- Une très bonne tenue en température jusqu'à 300°C en contenu et 500°C en pointe.
- Un bon comportement à froid jusqu'à -150°C à -200°C.
- Une bonne résistance chimique aux solvants organiques.
- Une bonne tenue au fluage et bonne résistance à la fatigue.

Parmi les inconvénients, nous citerons :

- Un vieillissement par hydrolyse en présence de vapeur d'eau.
- Une décomposition par hydrolyse en milieu alcalin.
- Une transformation difficile.
- Un prix très élevé.

## 4. Les renforts (fibres) et tissus.

Les renforts assurent les propriétés mécaniques élevées ( rigidité , résistance à la rupture , dureté , etc ) , du matériau composite et permettent également d'améliorer certaines des propriétés physique , propriétés thermiques , propriétés électrique ,tenue au feu , résistance à l'abrasion etc.

Les caractéristiques qui sont exigées pour les renforts sont :

- les propriétés mécaniques élevées

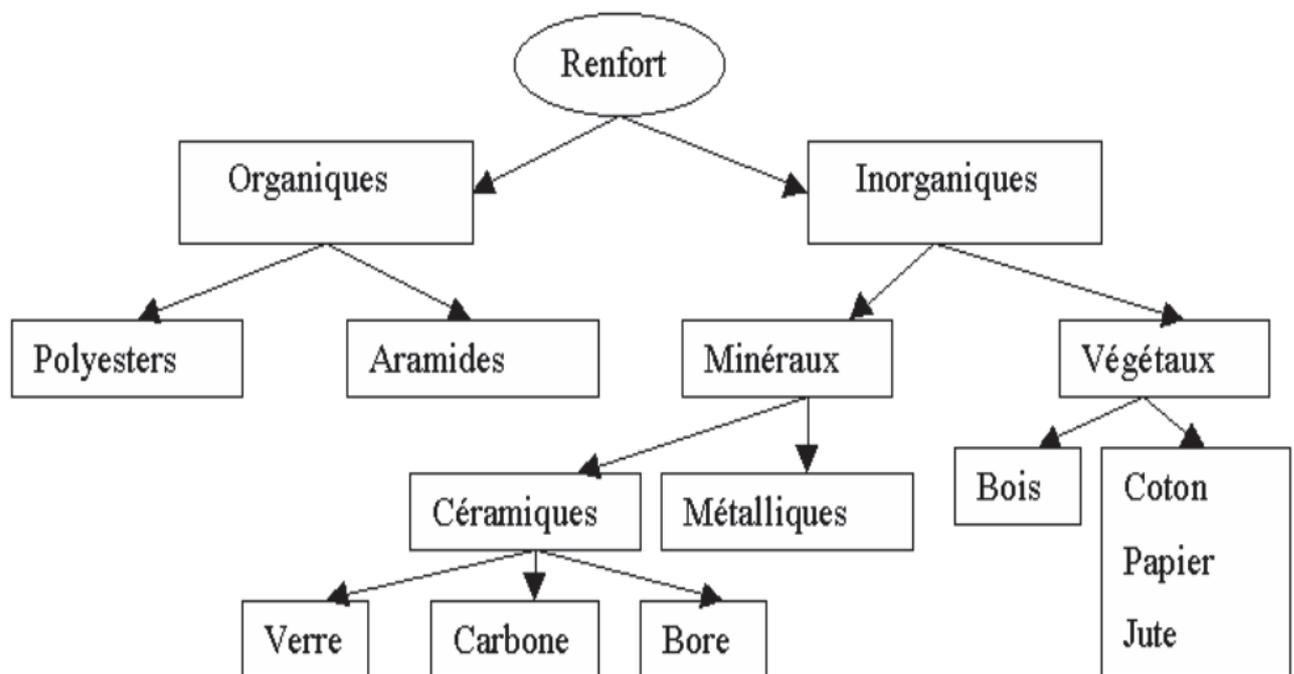
- masse volumique faible.
- Bonne compatibilité avec la matrice.
- Facilité de mise en œuvre.
- Prix réduit, etc.

Selon les domaines d'application, les renforts peuvent être d'origines divers : végétale, minéral, artificielle, etc. et les renforts les plus largement répandus sont sous formes de fibres ou formes dérivées et constituent une fraction volumique du matériau composite généralement comprise entre 0.3 et 0.7 $\mu$ m.

Cependant un grand nombre de fibres sont disponibles sur le marché en fonction des coûts de revient recherchés pour la structure réalisée. Les renforts constitués de fibres se présentent sous les formes suivantes :

- linéiques (fils, mèches).
- Tissus surfaciques (mat, tissus).
- Multidirectionnelle (tresses, tissus complexes, tissage tri directionnel ou plus).

La classification des types de renforts couramment rencontrés est indiquée sur (fig. I.4).



Types de renforts (Fig. I.4).

## 5. Les différents types de formes

### *a-Formes linéiques.*

Les fibres sont élaborées suivant un diamètre de quelques microns (une dizaine), et ne peuvent être par conséquent utilisées sous unitaire. Pour leur usage pratique, ces fibres sont réunies en fils ou en mèches de différentes formes. La nomenclature générale des diverses formes linéique et encore mal déterminée, et généralement dérivée de celle utilisée pour les fibres de verres.

La fibre continue unitaire généralement appelée filament ou monofilaments. Les monofilaments sont ensuite réunis en fils ou mèche. Les fils continus ou discontinus ou sont caractérisés par leurs masse linéique titre qui dépend du diamètre et de nombre de filament. L'unité de masse linéique est le tex, masse d'un fil de longueur égale  $10^3$  metre :

$$1\text{tex} = 1\text{g} / \text{Km}$$

En fait, on devrait écrire :

$$1\text{tex} = 10^{-6} \text{Kg} / \text{m}$$

Conformément au système international S.I unités.

### *b-Formes surfaciques.*

Les fils peuvent être utilisés pour réaliser des formes surfaciques de divers types : mats, tissus ou rubans, essentiellement développés dans le cas des fibres de verres.

#### \* Mats

Les mats sont des nappes de fils continus ou discontinus aléatoirement distribués dans un plan sans aucune orientation préférentielle. Ils sont maintenus ensemble par un liant soluble ou non dans les résines, suivant la mise en œuvre. L'absence d'orientation préférentielle des fibres conduit à une isotropie des propriétés mécaniques du mat dans son plan.

La différence entre les mats à fils coupés et les mats à fils continus se situe essentiellement au niveau de leurs propriétés de déformabilité. Les premiers sont peut déformable, alors que les secondes permettent d'obtenir des « emboutis » profonds par allongement régulier du mats dans toutes les directions.

Une des principales applications des mats à fils continus est le moulage, entre moule et contre moule, de pièces pouvant des formes complexes par compression, injection ou moulage sous vides.

#### \* Les tissus et rubans

Le tissu ou ruban est ensemble de fils, de mèche etc .réalisés sur un métier à tissé.

Il est constitué (fig. I.5). :

- D'une chaîne, ensemble de fils parallèles répartis dans un plan suivant la longueur du tissu.
- d'une trame, ensemble de fils s'encroisant avec les fils de chaîne.

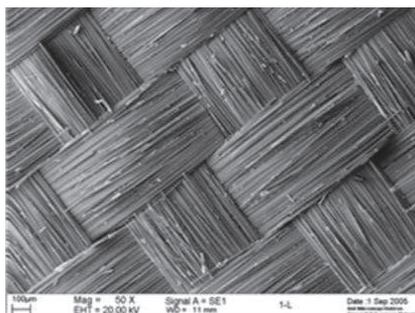
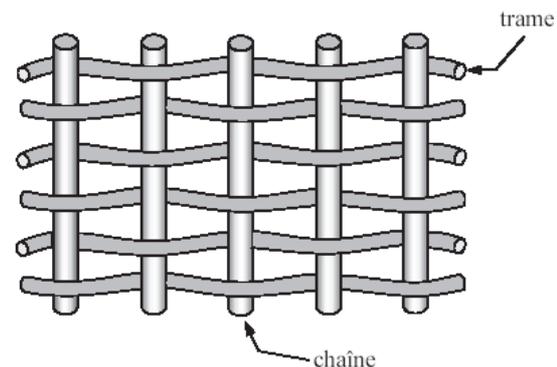


Fig. I.5. Chaîne et trame d'un tissu



Les tissus différents par le type de fils utilisés (fils simple, mèche etc.), donc, par la masse linéaire des fils et par le mode d'entrecroisement ou (armure) des fils de chaines et des fils de trame illustre les armures classiques utilisées :

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

**\* Toile et taffetas**

Les fils de chaîne et de trame s'entrecroisent alternativement conduisant à un tissu très plat, stable mais peu déformable. Cette armure confère au tissu des propriétés mécaniques sensiblement identiques dans les deux directions chaîne et trame (pour des fils de tissage identique).

**\* Satin**

Le fil de trame n'entrecroise pas tous les fils de chaîne. Chaque satin est défini par un chiffre généralement 4 ou 8 identique que le fil de trame n'entrecroise qu'un fil de chaîne sur 4 ou 8. Le fil de trame passe sous les autres fils de chaînes.

**\*Sergé**

Le sergé est assez proche du satin, le fil de trame n'entrecroise qu'un fil de chaîne sur 3-4 ou 5 et passant sur les autres fils de chaîne. Ce mode d'entrecroisement produit sur le tissu des nervures diagonales. Ce tissu offre l'avantage d'être à la fois souple et dense.

**\*tissu haute module**

Deux nappes de fils sont superposées sans entrecroisement des fils et réunies par une chaîne et trame de fils fins, n'intervenant pratiquement pas sur les performances mécaniques du tissu. L'absence d'entrecroisement supprime les effets de cisaillement et donne un tissu très performant mais couteux.

**\* Tissu à Armure unidirectionnelle (Chaîne ou trame).**

Les fils parallèle constituant soit la chaîne, soit la trame, sont réunis Par un fil fin, respectivement en trame ou en chaîne, n'intervenant pratiquement pas dans les performances du tissu.

Les performances mécaniques des divers tissus dépendent :

- du type de fils constituant le tissu : nature (verre, carbone, etc), fils avec ou sans torsion.
- de l'armure : les armures unidirectionnelles et haute module donnent les meilleurs performances. L'armure satin et, à un degré moindre, le sergé ont des performances supérieurs à celle de l'armure toile.

- de la contexture : par le taux de renfort global et selon chacune des directions chaînes et trames du tissu.

**\*structures tissées multidirectionnelles.**

**Tresses et préformes.**

Il est possible de réaliser des tresses ou préformes par tissage cylindrique ou conique d'un tissu tubulaire. Les fils s'entrecroisent en hélice, dont la variation du pas permet d'ajuster la tresse à la forme qu'elle doit recouvrir. Il est ainsi possible de réaliser des pièces de révolution ayant un diamètre variable le long de son arc. Par ce procédé, divers tissus peuvent être obtenus en forme de « chaussettes » conique, ogivales ou hémisphériques, utilisées pour satisfaire aux besoins de la construction aéronautique (cône de rentrée, tuyère, etc.).

**\*tissus multidirectionnels**

Le tissage volumique est également utilisé et caractérisés par le nombre de direction de tissage : 3D – 4D etc. la structure la plus simple est celle du tissage 3D, ou les fils sont disposés suivant trois directions orthogonales. (fig. I. 6).

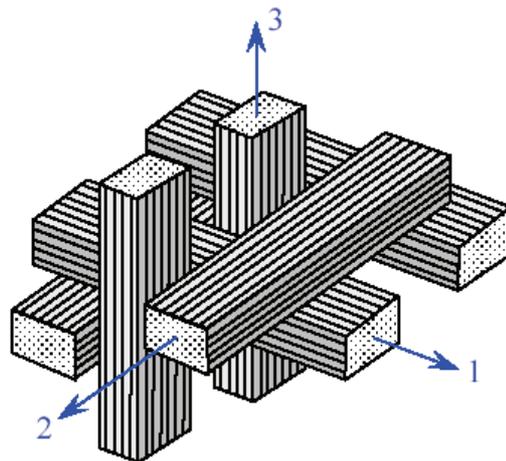


Fig. I. 6 tissage 3D orthogonal.

## 5.1. Fibre de verre.

Elles constituent le renfort essentiel des composites de grande diffusion. Elle est obtenue à partir de sable (silice) et d'additifs (alumine, carbonate de chaux, magnésie, oxyde de bore). Ils ont un excellent rapport performance-prix qui les placent de loin au premier rang des renforts utilisés actuellement dans la construction des structures de composites

On distingue trois types de fibres :

- E : pour les composites de grande Diffusion et les applications courantes
- R : pour les composites hautes performances.
- D : pour la fabrication de circuits Imprimés (propriétés diélectriques).

## 5.2. Fibre de carbone.

C'est la fibre la plus utilisée dans les applications hautes Performances. Elle est obtenue par carbonisation de la fibre de PAN (Polyacrylonitrile). Selon la température de combustion on distingue deux types de fibres :

- fibres haute résistance (HR) :  
Pour une combustion de 1000 à 1500 °C ;
- fibres haut module (HM) :  
Pour une température de combustion de 1800 à 2000 °C.

Le principe d'élaboration est de faire subir aux fibres acryliques une décomposition thermique sans fusion des fibres, aboutissant à une graphitisation. Le brai qui est un résidu de raffinerie issu de pétrole ou de la houille est également utilisé pour produire des fibres de carbones.

Quelques exemples de fibres de carbones classiquement rencontrés :

T300 – T800 – MR40 – TR50 – IM6 – IM7 – GY – M55.
---------------------------------------------------

## 5.3. Fibre d'aramide.

Souvent appelée KEVLAR®, la fibre d'aramide est issue de la chimie des polyamides aromatiques. Il est possible de trouver deux types de fibres d'aramide de rigidités différentes :

- les fibres bas module :  
Utilisées pour les câbles et les gilets pare-balles ;
- les fibres haut module :  
Employées dans le renforcement pour les composites hautes performances.

## 5.4. Fibre de céramique.

Fibres de haut module et insensibles à l'oxydation à hautes températures, (500°C à 2000°C) elles sont obtenues par dépôt en phase gazeuse sur un substrat en tungstène. Ces matériaux sont utilisés dans les parties chaudes des moteurs d'avions. Quelques exemples de fibres de céramique :

- fibre de carbure de silicium
- fibre de bore
- fibre de bore carbure de silicium

## 5.5. Fibre de silice (ou de quartz).

Elles sont produites comme le verre, par fusion, et sont essentiellement utilisées pour leur haute tenue chimique et thermique dans les tuyères pour moteur de fusée.

## 5.6. Fibres de polyéthylène de haut module.

Elles présentent une très bonne résistance à la traction mais une mauvaise mouillabilité. Pour des structures peu sollicitées, on peut encore utiliser des fibres synthétiques courantes de polyamide ou polyester.

Caractéristiques mécaniques des fibres tableau. I.7

Renfort	(Kg/m <sup>3</sup> )	$\sigma_t^R$ (MPa)	$\sigma_c^R$ (MPa)	E(GPa)
AS4	1800		3599	235
T300	1700	1,2	3654	231
IM6		0,88	1460	
IM8	1800		5171	310
Kevlar	1440	2,5	3620	124
Verre E	2580	3,5	3450	69

Tableau. I. 7

## 5.7. Les renforts (particules).

Le renfort est sous forme de particules, sans dimensions privilégiée. Contrairement aux renforts fibres. Les particules sont généralement utilisés pour améliorer les propriétés Particuliers des matériaux ou des matrices, telles que la rigidité, le comportement thermique, la résistance a l'abrasion, la diminution du rétrécissement, etc.

Dans de nombreux cas les particules sont employées comme charges pour réduire le coût des matériaux sans dégrader les caractéristiques initiales. Le choix de l'association de particule – matrice dépend des propriétés voulues. Par exemple l'inclusion de plomb dans les alliages de cuivre augmenteront leur facilite d'usinage. Les particules des métaux fragiles, tels que le tungstène, chrome, et le molybdène, incorpore en matériaux malléables améliorent leurs propriété a température élevées tout en conservant leur ductilités aux températures ambiantes.

Les cermets sont également des exemples des composites particuliers constitués des particules en céramiques incorporées dans une matrice en métal, adaptées a des utilisations a températures élevées. par exemple les cermets a base d'oxyde sont employés pour les outils de coupe a grande vitesse et pour les protection a haute température.

Egalement, les particules d'élastomères peuvent être incorporées dans des matrices fragiles de polymères, de manière à améliorer leurs propriétés a la rupture et au choc, et diminue la sensibilité à la fissuration.

Ainsi les composites à particules recouvrent un domaine étendu dans le développement qui s'accroît sans cesse, compte tenu de leurs diversités.

## 5.8. Classification selon la nature des constituants.

Selon la nature de la matrice, les matériaux composites sont classés suivant les composites à matrice organiques, à matrice métalliques, ou bien à matrice minérales. Divers renforts peuvent être associés à ces matrices. Seulement quelques couples d'associations ont actuellement un usage industriel, d'autres faisant l'objet d'un développement dans les laboratoires de recherches. Parmi ces divers composites, nous pouvant citer :

- 1- composites à matrice organiques (résine, charge), avec :
  - des fibres minérales : verre, carbones, etc.
  - des fibres organiques : Kelvar, polyamides, etc.
  - des fibres métalliques : bores, aluminium, etc.
  
- 2- composites à matrice métalliques (alliages légers et ultralégers d'aluminium, du magnésium, du titane), avec :
  - des fibres minérales : carbones, carbures de silicium(SiC).
  - des fibres métalliques : bores.
  - des fibres métallo-minéral : bore revêtu de carbure de silicium( Bor SiC).
  
- 3- composites à matrice minérales (céramiques), avec :
  - des fibres métalliques : bores.
  - des particules minérales : carbures, nitrures, etc.

## 6. les fibres de verres.

Le verre sous forme massive est caractérisé par une très grande fragilité, attribuée à une sensibilité élevée à la fissuration. Par contre, élaboré sous forme de fibres de faibles diamètres (quelques dizaines de microns). Le verre perd ce caractère et possède alors de bonnes caractéristiques mécaniques.

Les fibres de verre sont élaborées à partir d'un verre filable, appelé verre textile composé de silice, alumine, chaux, magnésie, etc. tableau. I. 8

Ces produits peu coûteux associés à des procédés assez simples d'élaboration, confèrent aux fibres de verre un excellent rapport performance / prix, les places de loin au premier rang des renforts utilisés actuellement dans les matériaux composites

Tableau des différents types de verres filables.

types	Caractéristiques générales
E	A usage général : bonne propriété électrique
D	Hautes propriété diélectrique
A	Haute teneur en alcali
C	Bonne résistance chimique
R,S	Haute résistance mécanique

tableau. I. 8

Suivant leurs compositions, différents types de verres filables peuvent être obtenus.

- **les verres du type E** : dans la pratique, constituent la presque totalité du tonnage de verre textile produit actuellement. Les autres verres représentant une faible quantité (environ 1 %), sont réservés à des applications spécifiques.
- **le verre D** : à hautes propriétés diélectriques, pour la construction de matériel électrique de télécommunication, en particulier les radomes.
- **le verre C** : résistant aux agents chimiques pour les couches superficielles des structures particulièrement exposées sur le plan chimique.
- **Le verre R, S** ont des caractéristiques mécaniques élevées pour la réalisation des structures à Hautes performances mécaniques.

Nous ne considérons par la suite que les fibres de verre de type E et R, les compositions sont reportées au tableau ci-dessous. Il est à noter que la très faible proportion ou l'absence d'oxyde alcalin à la différence des verres d'usage courant.

Ce fait conduit à des températures de transformation élevées, avec des conséquences techniques et économiques

Tableau des compositions des verres de types E, R et D. tableau. I. 9

constituants		Composition de masse (1%)		
		E	D	R
Silice	SiO <sub>2</sub>	53-54	73-74	60
Alumine	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	14-15,5		25
chaux	CaO	20-24	0,5-0,6	9
magnésie	MgO	20-24	0,5-0,6	6
oxyde de bore	B <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	6,5-9	22-23	
fluore	F	0-0,7		
oxyde de fer	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	<1	0,1-0,2	
oxyde de titane	TiO <sub>2</sub>	<1	0,1-0,2	
oxyde de sodium	Na <sub>2</sub> O	<1	1,3	
oxyde de potassium	K <sub>2</sub> O	<1	1,5	

tableau. I. 9

## 6.1. Propriétés mécaniques.

Il est de coutume de donner comme Propriétés mécaniques de référence les caractéristiques mesurées sur monofilament prélevés à la sortie de la filière.

Le tableau (a), donne les valeurs usuelles de ces caractéristiques de fibre. A la suite des fibrage, les filaments de verre sont soumis à divers sollicitations mécanique ( manipulation, abrasion, etc ) et produit humidité, corrosion, etc), qui réduisent leurs propriétés mécaniques initiales.

Le tableau (b), donne les valeurs de la contrainte à la rupture, mesurée sur monofilament et fils de base ayant subi un ensimage. Les valeurs obtenues semblent indiquer une chute des caractéristiques

lorsque le nombre de filaments augmentent. En fait, les valeurs mesurées sur le fil ne sont réellement significatives en raison des difficultés à charger simultanément et uniformément tous les filaments constituant le fil. Dans les matériaux composites, la liaison de fibre / matrice par l'intermédiaire de l'ensimage assure une répartition assez homogène de la charge. Les mesures, déduites de la rupture de matériaux composites unidirectionnels, conduisent aux valeurs des contraintes et allongement à la rupture des fibres reportées au tableau (c). Ces valeurs voisines de celles mesurées sur filament prélevé sur fil industriel (tableau b), doivent être considérées comme étant représentatives des propriétés à la rupture des fibres de verres.

Enfin, il est intéressant de noter que les fibres de verres gardent leurs propriétés mécaniques jusqu'à des températures assez élevées, de l'ordre de 200°C pour le verre E et de 250°C pour le verre R. Ces fibres sont donc bien adaptées pour le renforcement des résines (matrice) à tenue thermique élevée.

Tableau. I. 10 a : caractéristiques mécaniques des verres types E et R, mesurées sur filament à la sortie de filière

caractéristiques mécaniques		verre E	verre R
Masse volumique	$\rho$ Kg /m <sup>3</sup>	2600	2500
Module de Young	$E_f$ GPa	73	86
Contrainte à la rupture	$\sigma_{fu}$	3400	4400
Allongement à la rupture	$\varepsilon_{fu}$ %	4,4	5,2
Coefficient de poisson	$\nu$	0,22	-

Tableau. I. 10 a

Tableau. I. 10 b : Contrainte à la rupture mesurée sur filament et fils de base (MPa).

	verre E	verre R
Monofilament prélevé à la sortie de filière	3400	4400
Monofilament prélevé sur fil silionne industriel	2000-2400	3600
fil silionne industriel comportant un grand nombre de filaments.	1200-1550	1700-2000

Tableau. I. 10 b

Tableau. I. 10 c : caractéristiques à la rupture d'un fil silionne industriel déduites Des caractéristiques mesurées sur un composite unidirectionnel.

		verre E	verre R
Contrainte à la rupture	MPa	2400-2600	3000-3600
Allongement à la rupture	%	3,4	4

Tableau. I. 10 c

## 6.2. Produits industriels en verre textile.

### 6.2.1. Les fils de bases :

Nous avons vu que les fils de base élaboré par assemblage parallèle sans des monofilaments à la sortie de la filière , pour obtenir soit des fils continus (fils de silionne) , soit des fils discontinus (fils verranne) .ces fils ne sont qu'une intermédiaire dans l'élaboration des produits industriels en verre textile , et ne représentent pas d'intérêt direct pour le fabricant de matériaux composites .

Les fils de bases sont caractérisés par :

- La désignation du verre utilisé (E, R, etc).
- Le type de fil (silionne C\_ continu ou verranne D\_ discontinu).
- Le diamètre nominal des filaments.
- La masse linéique du fil exprimé en tex.

Nous avons par exemple, le fil de base EC 9 34 :

- Fil silionne de verre E
- Le diamètre nominal des filaments. 9 $\mu$ m
- La masse linéique du fil exprimé en tex 34 tex.

Cette désignation est conforme à la norme ISO 2078-1976.

### 6.2.2. Fibres broyées.

Ces fibres sont obtenues par broyage des fils de bases. Leurs longueur est de l'ordre de quelques dixièmes de millimètres, avec un rapport longueur sur diamètre de 10 à 40 environ. Les Fibres broyées sont utilisées pour le renforcement de certaines résines thermoplastiques, résine de coulée, de mastics, etc.

### 6.2.3. Fils de bases coupés.

Fils de bases coupés sont obtenus par coupe des fils de silionne.

Les longueurs les plus courantes sont : 3-4,5-5-13-25- et 50mm.

Les fils de bases coupés sont utilisés pour le renforcement de divers matériaux en particulier les résines thermoplastiques.

### 6.2.4. Le stratifil.

Le stratifil (ou roving en anglais) est obtenu par assemblage sans torsion de fil de base silionne, et présenté en pelotes (sans tubes) ou en bobines sur tube.

La désignation du stratifil indique soit la masse linéique, soit le nombre de fils de base (Norme ISO 2078 – 1978). Par exemple :

- Stratifil EC 10 2400 (désignation globale).
- Stratifil EC 10 40 x60 (désignation complète).

EC 10 40 désigne le fil de base – x60 désigne le nombre de fils de base assemblés sans torsion – 2400 indique la masse linéique globale en tex.

Les divers types de stratifil varient suivant :

- Le nombre de fil de base : 2, 8, 15, 30,60 par exemple.
- la masse linéique globale : 600, 1200, 2400, 4800,9600 tex.

Les utilisations des stratifil sont nombreuses :

- coupe pour la fabrication du mat, pour le moulage par injection.
- tissage par la fabrication de tissus.
- imprégnation en continu, enroulement filamentaire, pultrusion.

Chez le fournisseur de verre en textile, le stratifil constitue une étape dans la fabrication des tissus stratifils et mats à fils coupés. En excluant cette part, le reste du marché stratifil (moulage, imprégnation etc) représentent plus de 40 % de l'ensemble du marché du verre textile, tous produits confondus.

### 6.2.5. Le stratifil bouclé.

Le stratifil bouclé est constitué par assemblage de fils silionne « bouclés ». Du fait de sa structure, le stratifil bouclé donne des possibilités de renforcement dans la direction transverse (ou voisine) de l'axe des fils. Le stratifil bouclé est essentiellement utilisé dans le tissage des tissus lourds. Ce tissu permet une amélioration de la tenue des stratifiés en cisaillement inter laminaire entre couche de tissu.



Fig. I. 7.stratifil bouclé.  
Présentation commerciale

### 6.2.6. Mats à fils coupés.

Les mats à fils coupés se différencient les un des autres par :

- les caractéristiques du fil de base.
- type de verre.
- Diamètre nominal.
- Masse linéique.
- Ensimage.

Les caractéristiques du liage, quelque fois mécanique (aiguilletage), mais généralement chimique. Le taux de liant varie d'environ de 3 à 15 %, et confère au mat une plus au moins grande souplesse.

La longueur de coupe du fil de base est généralement de 50 mm. La masse surfacique est couramment de 300,450 et 600 g/m<sup>2</sup>. Pour des besoins spécifiques, il est possible d'obtenir des produits de masses surfaciques inférieurs à 300 g/m<sup>2</sup> ou supérieur à 600 g/m<sup>2</sup>, par exemple 900 ,1200 g/m<sup>2</sup>.

### 6.2.7. Mats à fil continu.

Les mats à fil continu sont caractérisés par une meilleure déformabilité que les mats à fils coupés, généralement les mats à fil continu sont élaborés à partir du fil de base ayant une masse linéique faible de l'ordre de 25 tex et un diamètre nominal supérieur à celui des fils utilisés pour les mats à fils coupés.

### 6.2.8. Tissus.

Nous avons présenté les divers types de tissus dans le cas général .les tissus de verres textiles sont présentés en rouleaux :

- Soit de grande largeur, voisine du mètre pour les tissus sillonnes ou verranne ou jusqu'à 3m dans le cas des stratifils.
- Soit de largeur réduite sous forme de rubans ; les masses surfaciques sont fonction de la référence du fil et des paramètres de tissage. Elles s'échelonnent couramment :
  - de 50 à 500 g/m<sup>2</sup> pour tissus sillonne ou verranne.
  - de 150 à 1000 g /m<sup>2</sup> pour les tissus stratifils.

Il existe également des complexes mats – tissus mis au point pour répondre à des exigences particulières. Leurs principale application est le renforcement de pièces de formes planes ou à grandes dimensions. Dans de telles pièces sollicitées flexion, le tissu est disposé dans la zone sollicitée en traction, et le mat dans la zone sollicitée en compression, compte tenu de leurs bonnes adéquations respectives à ces deux types de sollicitations.

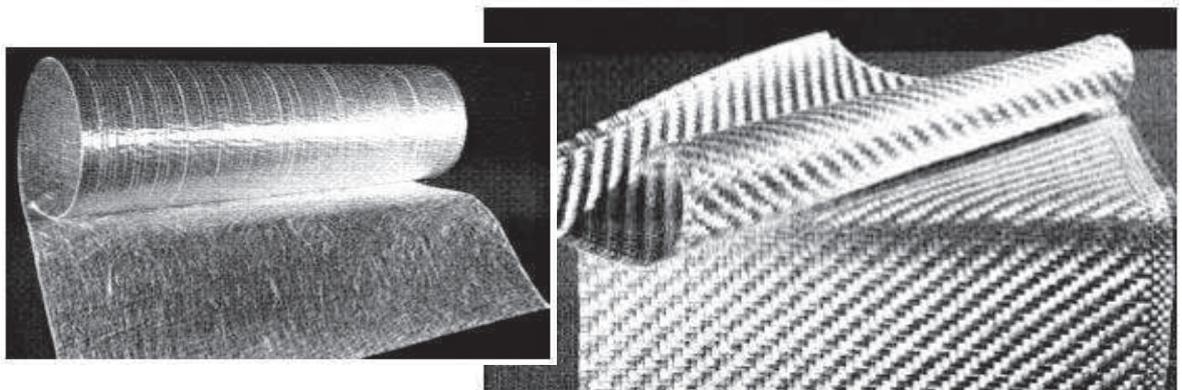
Tissu verranne, armure toile

Tissu armure de toile réalisée à partir de stratifil linéique (2400,1200 ,320 tex)

Tissu stratifil, armure unidirectionnelle

1- Tissu unidirectionnelle sens trame.

2- Tissu unidirectionnelle sens chaîne.



Tissu stratifil, armure sergé

Complexe mat – tissu stratifil unidirectionnel, avec liage chimique Fig. I. 8

## 7. Les fibres de carbonées.

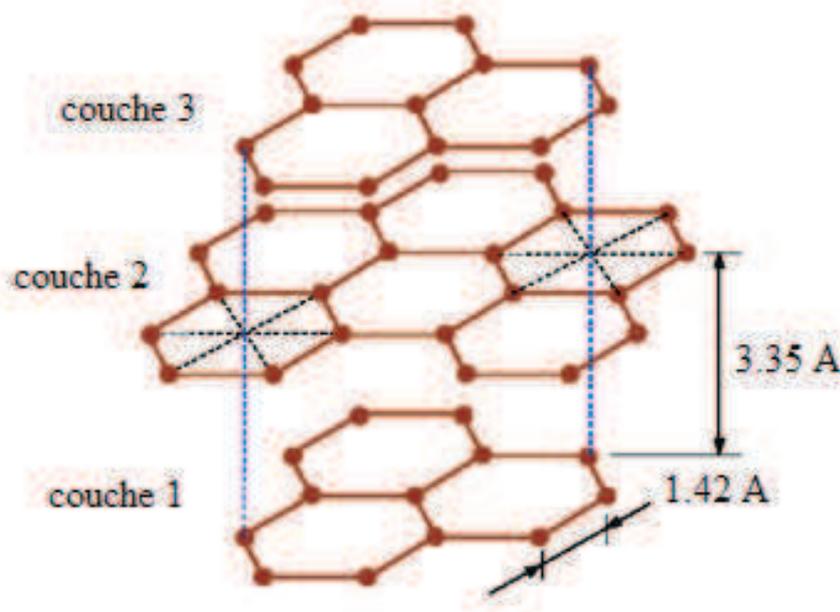
Le graphite a une structure hexagonale d'atomes de carbone, disposés en plan cristallographiques parallèles, (fig. I. 9). Ces plans sont décalés de telle sorte qu'un atome de carbone se projette au milieu d'un hexagone des plans voisins. Les liaisons entre atomes de carbone des plans voisins sont faibles, et confèrent au graphite de bonnes propriétés de conduction thermique et électriques. Par contre, les liaisons entre atomes voisins d'un même plan sont fortes, et donnent au graphite des propriétés mécaniques élevées dans la direction parallèle aux plans cristallographiques.

L'étude théorique sur les liaisons entre les atomes de carbone, prévoit dans cette direction un module de Young de 1.200GPa et une résistance à la rupture de 20.000 MPa. D'autre part, la masse volumique faible inférieure à 2.000kg /m<sup>3</sup>, conduit à des propriétés mécaniques spécifiques théoriques remarquablement élevées.

Ces faits expliquent les nombreux développements différents procédés d'élaboration, permettant d'obtenir des fibres de carbonées les plus parfaites possibles et dont la direction des plans cristallographiques soit plus parallèle possible à l'axe des fibres. Les fibres industrielles n'atteignent toutes fois pas les valeurs mécaniques théoriques, du fait des imperfections des structures cristallines obtenues.

Les caractéristiques mécaniques des fibres élaborées restent cependant élevées et peuvent atteindre aujourd'hui pour les fibres les plus performantes de l'ordre de 650GPa pour le module de Young et de 4.000 MPa pour la contrainte à la rupture.

Les propriétés mécaniques dans la direction transversale des fibres sont inférieures.



(Fig. I.9) : structure cristalline du graphite

## 7.1. Les caractéristiques mécaniques des fibres de carbones.

Les des fibres de carbones possèdent de très bonnes propriétés mécaniques d'autant plus que leurs masses volumique est faible (généralement inférieur à 2000 Kg/m<sup>3</sup>).

Le tableau I. 11 .compare les propriétés des fibres de carbones à celles des fibres de verres E. en outre, il faut noter que les fibres de carbones ont une excellente tenue en température, en atmosphère non oxydant. En effet, leurs propriétés mécaniques sont maintenues jusqu'à continuées à 1500°C. Cette propriété a conduit à développer les matériaux composites à fibres à haute tenue thermique, utilisés dans les tuyères, pour les disques de freins (camion, voitures de formule 1, avion), des éléments de fours etc .Ces matériaux revêtus d'une couche protectrice anti-oxydante, trouvent également des applications en atmosphère oxydante dans le domaine spatial (Bords d'attaque de la navette spatiale, etc.).

Tableau I. 11 : Les caractéristiques mécaniques des fibres de carbones, comparées à celles des fibres de verre E.

caractéristiques mécaniques	verre E .	Carbone HR	Carbone HM	Carbone THM	Carbone HM(brai)
Masse volumique $\rho$ (Kg/m <sup>3</sup> )	2600	1750	1810	1950	2000
diamètre ( $\mu\text{m}$ )		8	8	8	12
module de Young $E_f$ (GPa)	73	220	400	600	380
Module spécifique $E_f / \rho$ (MN m /Kg)	28	120	210	310	190
Contrainte à la rupture $\sigma_{fu}$ ( MPa )	3400	3000-5000	2800	2000	2000-2400
Contrainte spécifique $\sigma_{fu} / \rho$ (KN m /Kg)	1300	1710-2860	1550	1030	1000-1200
prix de revient rapporté aux fibres de verre E	—	10-15	30-50	200-400	25-30

Tableau I. 11

## 7.2. Produits industriels.

Comme les fibres de verre, des fibres de carbone peuvent être obtenues sous un certain nombre de formes commerciales. Le produit de base est le fil continu ou stratifil carbone, constitué de monofilament de carbone (par exemple : 500-1.000- 3.000-10.000, etc. filaments), assemblés sans torsion. Ces stratifils peuvent être utilisés directement pour les procédés de fabrication de composite par pultrusion ou par enroulement filamentaire. Les stratifils peuvent être également tissés pour obtenir :

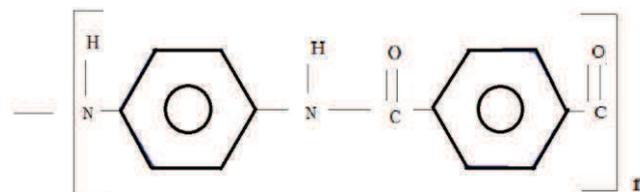
- Des rubans - Des tresses - Des tissus unidirectionnels ou multidirectionnels
- Des tissus hybrides (verre-carbone, kevlar-carbone).

Ces diverses formes peuvent également être coupés à des longueurs de quelques millimètres et utilisés pour l'élaboration de résines chargées.

## 8. Les fibres aramides à caractéristiques mécaniques élevées.

Les fibres aramides à propriétés mécaniques élevées sont généralement connues sous le nom <<kevlar>>, nom commercial de la fibre mise au point par Dupont de Nemours (Etats-Unis) et commercialisée en 1972. D'autres groupes élaborent également des fibres aramides, en particulier le groupe AKZO (l'Allemagne - hollandaise) qui produit des fibres aramides sous la désignation de fibres <<Twaron>>, et le groupe japonaise Teijin Ltd les fibres <<technora>>.

Les fibres Aramides sont des fibres polyaramides ou polyamides aromatique de synthèse dont la structure est constituée de noyaux benzénique reliés par des groupes de CO et HN : (fig. I. 10).



(fig. I. 10).

L'élaboration des fibres est effectuée par synthèse à basse température (-10°C), puis par filage en solution. Les fibres sont ensuite étirées et traitées thermiquement pour augmenter leur module d'élasticité.

### 8.1. Caractéristiques.

Les caractéristiques mécaniques des fibres aramides sont reportées dans (tableau I. 12) pour des monofilaments. Sur fils multifilaments, les caractéristiques sont généralement plus faibles. Le tableau montre une contrainte spécifique à la rupture élevée, du même ordre de grandeur que 3 à 5 fois fibres de carbone HR (tableau I. 11), toutefois avec un prix de revient 3 à 5 moindre. Néanmoins, leur utilisation est limitée par diverses faiblesses des matériaux composites à fibres aramides :

- Resistances à la compression, à la flexion, au flambement, faible .
- Sensibilité au cisaillement interlaminaire.

Ces faiblesses sont généralement attribuées à une mauvaise adhérence fibre-matrice. Pour y remédier, des développements sur des ensimages adaptés sont actuellement en cours. Des composites hybrides (verre-kevlar, carbone- kevlar) sont également utilisés.

caractéristiques mécaniques	Kevlar 29	Kevlar 49	Kevlar 149	Tawron	Technora
Masse volumique $\rho$ (Kg/m <sup>3</sup> )	1440	1450	1470	1440	1390
diamètre ( $\mu\text{m}$ )	12	12	12	12	12
module de Young $E_f$ (GPa)	60	130	200	100	90
Module spécifique $E_f / \rho$ (MN m /Kg)	42	90	136	70	65
Contrainte à la rupture $\sigma_{fu}$ (MPa)	3000	3600	3000	3500	3800
Contrainte spécifique $\sigma_{fu} / \rho$ (KN m /Kg)	2080	2480	2040	2430	2730
allongement à la rupture (‰)	4	3	1,5	3	4

(Tableau I. 12)

## 8.2. Utilisation industrielle.

Les aramides sont disponibles sous forme de stratifils, de tissus, de tresses, et de rubans. L'une de leurs premières utilisations pratiques a été de remplacer les armures d'aciers dans les pneumatiques.

Compte tenu de leur légèreté et de leur bonne résistance au choc et à l'impact, les fibres aramides sont utilisées pour la fabrication de protections contre les projectiles (blindages, gilets par balles etc). De protection thermique et pour la fabrication de certain articles de sports (ski, raquettes de tennis...).

## 9. Les fibres céramiques :

Divers fibres de matériaux réfractaires ou céramiques (carbures, borures, nitrures...).Peuvent être élaborés par dépôt chimique en phase vapeur sur un fil support. Actuellement, les fibres obtenues par ce procédé et faisant l'objet d'une production sont :

- Les fibres de bores. (B).
- Les fibres de bores. (B)-carbures de bores (B<sub>4</sub>C).
- Les fibres de carbures de silicium (SiC).
- Les fibres de bores- carbure de silicium, appelées BorSiC.

Les fibres sont en réalité de gros filaments (diamètre de l'ordre de 100  $\mu\text{m}$ ), formés d'une âme (fil support) en tungstène ou en carbone d'un diamètre de 10 $\mu\text{m}$ . Recouverts :

- D'une couche de bore d'épaisseur environ 40 $\mu\text{m}$  (fibre de bore).
- D'une couche de bore d'épaisseur environ 40 $\mu\text{m}$  et d'une couche de carbure de bore de 4 $\mu\text{m}$  d'épaisseur (fibre B-B<sub>4</sub>C).
- D'une couche de carbure de silicium (fibre SiC).
- carbure de bore et D'une couche de carbure de silicium (fibre de borSiC)

## 9.1. Caractéristiques mécaniques et utilisations.

Les propriétés mécaniques de différentes fibres en céramique sont maintenues jusqu'à des températures pouvant aller de 500° à 1000°C.

Du fait d'un coût de revient élevé, l'utilisation de ces fibres est limitée. Actuellement, les fibres SiC et BorSiC sont essentiellement utilisées avec des matrices métalliques (aluminium) ou matrices céramiques, conduisant à des matériaux composites de coût très élevés, utilisés pour les aubes de compresseurs, turbines etc.

Les fibres de bores et de bores-carbures de silicium sont disponibles sous formes :

- de fils contenus constitués de monofilaments parallèles.
- de rubans préimprégnés pour enroulement filamentaire.
- de tissus unidirectionnels.

Tableau I.13: caractéristiques mécanique des fibres de bores –carbures de bores et carbures de silicium.

caractéristiques mécaniques	Bore+B <sub>4</sub> C	SiC	Bore
Masse volumique $\rho$ (Kg/m <sup>3</sup> )	2600	3000	2600
diamètre ( $\mu\text{m}$ )	100-150	100-150	100-150
module de Young $E_f$ (GPa)	430	410	430
Module spécifique $E_f / \rho$ (MN m /Kg)	165	140	165
Contrainte à la rupture $\sigma_{fu}$ (MPa)	4000	3900	3800
Contrainte spécifique $\sigma_{fu} / \rho$ (KN m /Kg)	1540	1300	1460

Ces fibres associées avec des matrices époxydes avec les quelles l'adhérence est très bonne, ou avec d'autres matrices thermoplastiques ou thermodurcissables, sont utilisées dans le domaine de sport et loisir.

## 9.2. Nouvelles générations fibres céramiques.

Actuellement obtenus par la voie du précurseur, suivant un procédé comparable à celui pour l'élaboration des fibres de carbones.

Certaines fibres sont en cours de production, telle fibre Nicalon (SiC) de Nippon Carbone, la fibre Tyranno (SiC/Ti) d'UBE industrie, la fibre fibramic (SiNC) de Rhone-poulenc, la fibre HPZ (SiNC) de Dow Corning, etc.

Les propriétés mécaniques de ces fibres présentent une bonne stabilité de leurs propriétés jusqu'à des températures de 1200° à 1600°C.

Des fibres céramiques à base d'alumine sont également développées :

- fibres d'alumines ( $Al_2O_3$ ).
- fibres d'aluminosilicate ( $Al_2O_3-SiO_2$ ).
- fibres borosilicoaluminate ( $Al_2O_3-SiO_2-B_2O_3$ )

Ces fibres sont obtenues par le processus d'itinéraire de solénoïde –gel. Tableau I. 14.

Caractéristiques mécaniques des fibres céramiques à base d'alumine dans le tableau I. 14.

Caractéristiques mécaniques	Alumine $Al_2O_3$	Aluminosilicate $Al_2O_3-SiO_2$	Borosilicoaluminate $Al_2O_3-SiO_2-B_2O_3$
Masse volumique $\rho$ (Kg/m <sup>3</sup> )	3400-3950	2100-3200	2700-3100
module de Young $E_f$ (GPa)	300-390	190-250	150-200
Module spécifique $E_f/\rho$ (MN m /Kg)	90-100	60-80	55-65
Contrainte à la rupture $\sigma_{fu}$ ( MPa )	1500-2000	2100-2200	1700-1800
Contrainte spécifique $\sigma_{fu} / \rho$ (KN m /Kg)	440-500	685	580-630

## 10. Les fibres synthétiques thermostables.

Les fibres synthétiques thermostables sont des fibres organiques obtenues par synthèse, et qui conservent leurs caractéristiques mécaniques à températures élevées. Associées à des résines thermostables, elles permettent d'obtenir des matériaux dont les propriétés mécaniques de ces fibres sont toutefois nettement plus faibles que celles des fibres usuelles. Elles sont employées dans les isolants électriques et thermiques, les protections thermiques : boucliers de missiles, cônes de rentrée de véhicule spatial, etc. parmi ces fibres, nous avons :

- Le kermel élaboré par Rhône-Poulenc,
- Le nomex développé par Dupont de Nemours,
- Le kynol fabriqué par Nippon kynol,

- La fibre PBI (polybenzimidazole) élaborée par Hoechst-Celanese,
- La fibre apyeil unitika Ltd.

**Fibre kermel** : est une fibre polyamide-imide.

**Fibre nomex** : est une fibre polyamide aromatique, dont la formulation est voisine de la fibre kevlar. Ses caractéristiques sont voisines de la fibre kermel avec un module plus élevé.

**Fibre kynol** : est constituée de groupes phénoliques, liés par des unités méthylène. Cette fibre est essentiellement utilisée sous forme de fibres coupées ou de tissus mats. Les caractéristiques des fibres augmentent lorsque leur diamètre diminue. Pour des fibres de diamètre 10 $\mu$ m.

**Fibre PBI** : la fibre polybenzimidazole est constituée de groupes aromatiques à une structure proche de celle du kevlar.

Les caractéristiques mécaniques de ses fibres dans le tableau I. 15. suivant :

Fibres	Kermel	Nomex	Kynol	PBI	Apyeil
Masse volumique $\rho$ (Kg/m <sup>3</sup> )	1350	1380	1270	1430	1380
module de Young $E_f$ (GPa)	7	16	4.5	6	17
Contrainte à la rupture $\sigma_{fu}$ (MPa)	470	670	280	500	660
allongement à la rupture $\epsilon_{fu}$ (%)	20	45	20-60	30	40

## 11. Autres fibres.

Il existe diverses autres fibres utilisées pour des applications particulières. Ces fibres sont généralement à faibles module et contraintes à la température, excepté les fibres métalliques. Généralement, leur utilisation est réservée à une recherche de :

- Produits à bas prix de revient,
- Produits à haute isolation thermique,
- Produits à bonne conductibilité thermique ou électrique.

Parmi ses fibres nous avons :

Des fibres d'origine végétale, fibres d'Origine minérale, fibres synthétiques, fibres métalliques (Acier, Cuivre, Aluminium). Ces fibres sont utilisées avec des matrices métalliques pour :

- Leurs bonnes conductibilités thermiques et électriques,
- Leurs caractéristiques thermomécaniques.

## 12. Architecture des matériaux composites.

La plupart des méthodes de mise en œuvre consistent à élaborer les pièces en matériaux composites par couche successive comportant matrice et renfort.

Cette technique générale appelée stratification, conduisant à l'élaboration de stratifiés, nous amènera ensuite à nous intéresser à l'architecture des matériaux composites.

L'ensemble des procédés de mise en œuvre montre la prépondérance d'une conception des pièces en matériaux composites :

- Par surface : plaques, coques, etc.
- Par stratification de couches successives.

Ce concept justifie l'importance qui sera donnée par la suite à l'étude des matériaux composites considérés sous la forme de plaque ou de coques, constituées de couches différentes ou non. Les coques peuvent être modélisées comme un ensemble de plaques, et leur étude déduite de l'étude des plaques.

### 12.1. Les stratifiés.

Les stratifiés sont constitués (fig. I. 42) de couches successives (appelées par fois plis) de renforts (fils, stratifil, tissus, etc) imprégnés de résines.

Nous examinons les divers types de stratifiés :

- Stratifiés à base de fils ou de tissus unidirectionnels.  
Constituent un type de stratifiés de base auquel peu se ramener en théorie tout autre type de stratifiés. Ces stratifiés sont constitués de couches de fils ou tissus unidirectionnels, dont la direction est décalée dans chaque couche.

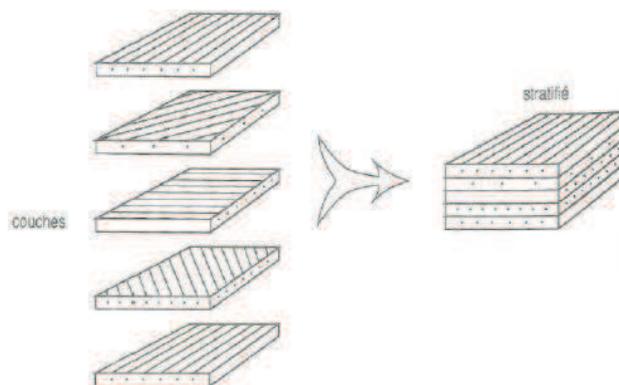


Fig. (I. 11)

La désignation de ces stratifiés est généralement effectuée selon le code suivant.

1. Chaque couche est désignée par un nombre indiquant la valeur en degrés de l'angle que fait la direction des fibres avec l'axe x de référence.
2. Les couches successives sont séparées par un / si leurs angles sont différents.

3. Les couches successives de même orientation sont désignées par un indice numérique.
4. les couches sont nommées successivement en allant d'une face à l'autre. Des crochets (ou parenthèses) indiquent le début et la fin du code.

La désignation dépend du système d'axes choisi.  
Un exemple est donné à la fig. I. 12.

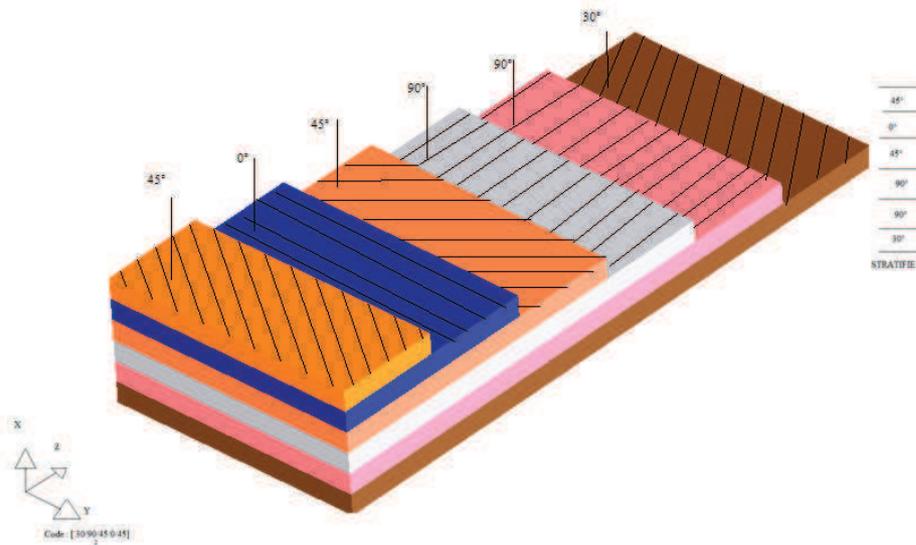


Fig. I. 12 Désignation d'un stratifié

## 12.2. Structure générale d'un stratifié.

Dans le cas général, le renfort dans chaque couche sera nature diverse : fils, stratifils, mats, tissus, fibres de carbone, fibres de verre, fibres de kevlar, etc. chaque couche doit alors être désignée par l'indication de la nature des fibres (verre, carbone, kevlar, etc.), du type de renfort : fils, mats, tissu avec l'indication de la proportion de fibres suivant le sens chaîne et trame.

Le choix de la nature et de la séquence des couches dépendra de l'utilisation du matériau composite, en l'adaptant au mieux au champ des contraintes imposé :

- Les couches unidirectionnelles ont de bonnes propriétés mécaniques dans la direction des fibres ;
- Les mats sont peu résistants en traction et devront être réservés aux zones comprimées ;
- Une stratification croisée sera sensible au délaminage interlaminaire ;
- Une stratification avec au moins trois directions de fibres ( $0^\circ$ ,  $90^\circ$  et  $45^\circ$ ) sera nécessaires pour avoir une pseudo-isotropie dans le plan du stratifié.

Enfin, il est intéressant de noter qu'une stratification symétrique garantira généralement une bonne planéité du stratifié après démoulage.

Stratifiés hybrides : permettent d'être plus performants en utilisant au mieux les propriétés des diverses fibres disponibles. Parmi les différents hybrides, on peut distinguer :

- Des hybrides interplis, constitués d'une suite de couches, chacune de nature différente.
- Des hybrides interplis, constitués par une séquence de plis identiques, chaque pli étant constitué de couches différentes.
- Des couches métalliques peuvent également être intercalées entre les couches.

### 12.3. Composites sandwiches.

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

Généralement le choix de matériaux est fait avec objectif initial d'avoir une masse minimale en tenant compte ensuite des conditions d'utilisation (conditions thermique, corrosion, prix, etc.).

Les matières les plus fréquemment utilisés sont :

- Le balsa ou bois cellulaire.
- Divers mousses cellulaires.
- Des résines chargées de microsphères creuses de verre, appelées mousses syntactiques.
- Pour les âmes creuses, essentiellement nid d'abeilles et profilés.
- Des alliages métalliques légers.
- Du papier kraft d'emballage (enduit ou pas avec la résine).
- Du papier polyamide, type papier Nomex.

Des âmes mixtes peuvent être utilisées. Les peaux sont le plus souvent des stratifiés (verre, carbone, kevlar) ou des feuilles d'alliages légers.

Pour que les structures sandwiches jouent pleinement leur rôle, il est nécessaire de veiller à avoir une solidarisation parfaite de l'ensemble âme-peaux, de manière à répartir les efforts entre âme et peaux. L'assemblage est réalisé par un collage à l'aide de résines compatibles avec les matériaux en présence.

### 12.4. Autre architectures.

Les autres architectures des matériaux composites peuvent être schématiquement classées en :

- Plastique renforcés.
- Composites volumiques.

Plastique renforcés :

Ces matériaux sont constitués de résines dans lesquelles sont introduits des renforts de type :

- Fibres courtes.
- Billes pleines ou billes creuses.
- Poudres : métalliques, de graphite.

Les renforts permettent généralement d'augmenter le module d'élasticité d'un facteur 2 à 5. Le comportement mécanique de ces matériaux peut être homogénéisé, et son étude est ramenée à celle d'un matériau usuel isotrope.

Composites volumique :

Ont été introduits pour des besoins spécifiques de l'aéronautique. Ils sont élaborés à partir de tissages volumiques. Ces matériaux sont très onéreux. Outre des intérêts spécifiques, ils permettent d'obtenir des caractéristiques mécaniques très élevées, avec un comportement sensiblement isotrope en volume.

### 13. conséquences sur l'étude du comportement mécanique des matériaux composites.

L'étude de la mise en œuvre des matériaux composites a montré l'importance des stratifiés et des matériaux sandwichs. L'architecture de ces matériaux nous permet maintenant de dégager les grandes lignes de l'étude de leur comportement mécanique.

Cette étude comportera deux phases :

- a- l'étude du comportement mécanique de chaque couche, parfois appelé : Comportement micromécanique ou microscopique des matériaux composite. Cette étude est assez souvent désigner par microanalyse des matériaux composites.
- b- l'étude du comportement global des matériaux composite constituée de plusieurs couches, et désignée généralement par comportement macroscopique du matériaux composite ou comportement du stratifié.

Ces deux études étant effectuées, le comportement mécanique global d'une structure en composite sera ensuite analyser en adaptant les outils classiques du calcul de structure au comportement macroscopique des matériaux composites.

L'analyse des structures simples (poutre et plaques) peut généralement être abordée par une méthode analytique, alors que l'étude de structure complexe nécessite l'utilisation de la méthode de l'élément finis.

L'analyse du comportement mécanique d'une structure en matériau composite est schématisée sur la (figure. I.13).

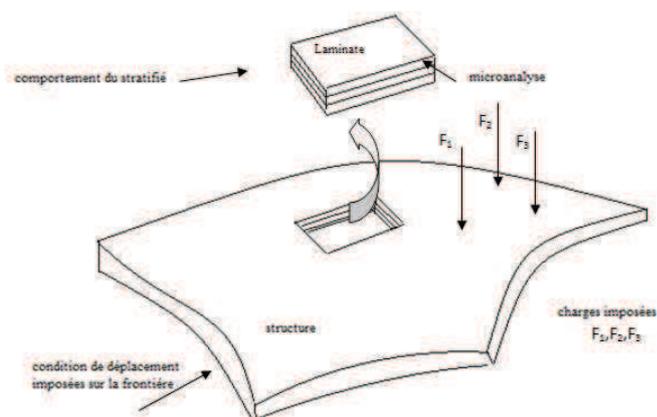
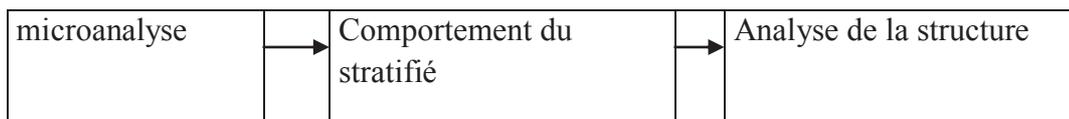


Fig. I. 13 schéma d'étude du comportement mécanique de la structure d'un matériau composite

Connaitre le comportement mécanique de la structure, c'est connaitre le champ des contraintes et des déplacements en tout point de la structure.

### 13.1. Processus d'étude.



Microanalyse :

Décrire les propriétés élastiques et la rupture d'une couche.

Comportement du stratifié :

Décrire les propriétés élastiques et l'endommagement du stratifié constitué de plusieurs couches.

### 13.2. Aptitude des matériaux composites.

Nous avons indiqué l'aptitude des matériaux composites à être conçus à la carte. D'autres raisons justifient leur développement, et nous en donnons ici quelques éléments.

Du fait de leurs faibles sections (diamètre de 8 à 20 $\mu$ ), les fibres ne peuvent toutefois être utilisées directement dans des applications mécaniques.

D'où l'idée de les incorporer dans des matrices en polymères pour constituer un composite à fibres. Ainsi est né un nouveau matériau modulable et présentant des caractéristiques mécaniques spécifiques élevées.

Voir comparaison des propriétés spécifiques des matériaux habituels sous forme massive et des matériaux élaborés sous forme de fibres.

Propriété mécaniques spécifiques des matériaux habituels sous forme massives. Tableau I. 16.

matériaux	Module E(GPa)	Contrainte A la rupture $\sigma_u$ (MPa)	Densité $\rho$ (Masse volumique) ( $\text{kg}/\text{m}^3$ )	Module Spécifique E / $\rho$	Contrainte Spécifique $\sigma_u / \rho$
aciers	210	340-2100	7800	26.9	43-270
Alliage d'al	70	140-620	2700	25.9	52-230
bois	30	-	390	33.3	
verre	70	700-2100	2500	28	280-840
tungstène	350	1100-4100	19300	18.1	57-210

Propriété mécaniques spécifiques des matériaux élaborés sous forme de fibres .tableau I. 17.

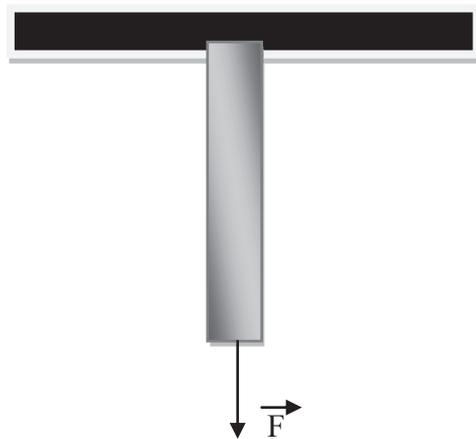
Fibre de	Module E(GPa)	Contrainte A la rupture $\sigma_u$ (MPa)	Densité $\rho$ (Masse volumique) (kg /m <sup>3</sup> )	Module Spécifique E / $\rho$	Contrainte Spécifique $\sigma_u / \rho$
Verre E	72.4	3500	2540	28.5	1380
Verre S	85.5	4600	2480	34.5	1850
Carbone haut module	390	2100	1900	205	1100
Contrainte élevé (HT-HR)	240	3500	1850	130	1890
Kevlar (aramide)	130	2800	1500	87	1870

### 13.3. Caractéristiques mécaniques spécifiques des composites.

Nous considérons une poutre chargée avec une charge F. (fig. I. 14). La relation entre la charge et l'allongement  $\Delta L$  de la poutre est donnée par :

$$F = \frac{ES}{L} \cdot \Delta L \quad (1.1)$$

Où E est le module de Young du matériau, S la section de la poutre Et L sa longueur.



(fig. I. 14). Poutre chargée en traction.

La rigidité  $K = \frac{ES}{L}$  caractérise les performances mécanique de la poutre dans le domaine élastique. En cas de deux matériaux (1 et 2), le rapport des rigidité et donnée par :

$$\frac{k1}{k2} = \frac{E1S1}{E2S2} \cdot \frac{L1}{L2} \quad (1.2)$$

Et le rapport des masses des deux poutres est :

$$\frac{m1}{m2} = \frac{S1L1}{S2L2} \cdot \frac{\rho1}{\rho2} \quad (1.3)$$

En introduisant les masses volumiques (masse par unité de volume) des matériaux. La combinaison des relations (1.2) et (1.3) conduit à :

$$\frac{k_1}{k_2} = \frac{E_1/\rho_1}{E_2/\rho_2} \cdot \frac{m_1}{m_2} \cdot \left(\frac{L_2}{L_1}\right)^2 \quad (1.4)$$

Pour une structure, l'encombrement des éléments sont indiquées, et la comparaison des rigidités doit être considérée pour des longueurs identiques. Par conséquent pour  $L_1=L_2$  :

$$\frac{k_1}{k_2} = \frac{E_1/\rho_1}{E_2/\rho_2} \cdot \frac{m_1}{m_2} \quad (1.5)$$

En fin utilisation des matériaux dans le domaine de l'espace et de l'aviation , et au-delà dans le domaine du sport et bâtiment etc a conduit à comparer des propriétés mécaniques des structures à masses égales . Pour  $m_1=m_2$  le rapport de rigidité s'écrit :

$$\frac{k_1}{k_2} = \frac{E_1/\rho_1}{E_2/\rho_2} \quad (1.6)$$

Ainsi, il apparait que le meilleur matériau est celui qui possède la valeur d' ( $E/\rho$ ). La plus élevée, conduit à la valeur la plus élevée de la rigidité de la poutre. Le terme ( $E/\rho$ ) s'appel module de Young spécifique du matériau. Un calcul semblable peut être mis en application dans le cas d'une poutre En flexion à trois points soumis à une charge  $F$  fig. (1.15). La relation entre la charge- Fleche transversale au centre de la poutre est donnée par :

$$F = 48 \cdot \frac{EI}{L^3} \cdot f = kf \quad (1.7)$$

Là ou  $f$  est la flèche au centre de la poutre,  $I$  le moment d'inertie de sa section droite et  $L$  la distance entre appuis. Le coefficient  $K$  est la rigidité de la poutre Sollicité en flexion du faisceau. Dans le cas d'une poutre cylindrique de rayon  $r$  :

- Le moment d'inertie est donnée par :  $I = \frac{\pi}{4} r^4$
- Et la masse donnée par :  $m = \rho \cdot \pi^2 L$

Il en résulte que dans le cas de deux matériaux 1 et 2, le rapport de rigidité à la flexion est donnée par :

$$\frac{k_1}{k_2} = \frac{E_1/\rho_1^2}{E_2/\rho_2^2} \cdot \left(\frac{m_1}{m_2}\right)^2 \cdot \left(\frac{L_2}{L_1}\right)^5 \quad (1.8)$$

Il apparaît donc ici que le meilleur matériau est celui qui possède la valeur  $E/\rho^2$  la plus élevée. Des raisons analogues peuvent être repris pour des divers formes de structures (plaques, coques, structures complexes), la conclusion est toujours de la même nature à masse et encombrement identiques, les constructions les plus rigides sont celles qui ont le plus petit masse volumique. De même, la comparaison sur contraintes à la rupture des matériaux. Ainsi, il est devenu usuel de comparer les propriétés mécaniques des matériaux en considérant les valeurs spécifiques (en ce qui concerne la masse volumique) du modules et de la contrainte à la rupture des matériaux.

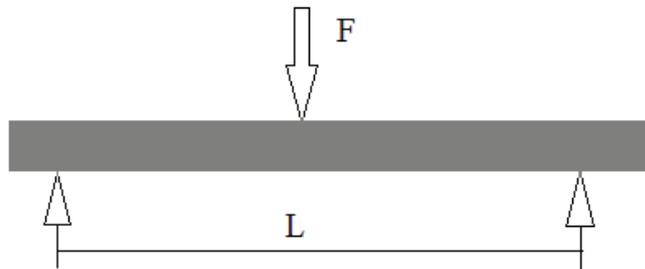


Fig. (fig. I.1 5). Poutre chargée en flexion trois points

### 13.4. Caractéristiques mécaniques des matériaux.

Partant des considérations précédentes, il reste à rechercher maintenant les matériaux les plus performants : module élevé, faible densité volumique. Il est évident également que l'élaboration de ces matériaux ne doit pas aboutir à un coût élevé, qui dépend d'ailleurs du domaine d'utilisation. Par exemple, dans le domaine de l'espace et de l'aviation, des propriétés élevées sont recherchées et le coût des matériaux et leurs élaborations ont une incidence faible.

Par contre dans le domaine de l'automobile, l'amélioration des performances ne peut pas se faire au détriment du coût du produit fini. Dans ce domaine, l'impact du coût du matériel et son élaboration est très élevée.

Le tableau I. 16. donne les caractéristiques mécaniques spécifiques des matériaux habituels élaborés sous formes massives. Les matériaux traditionnels tels que les aciers, les alliages d'aluminium, le bois et le verre ont des modules spécifiques comparables. Par contre, la contrainte spécifique du verre à la rupture est clairement plus haute que celui des alliages en aciers et d'aluminium. En outre, les contraintes aux ruptures mesurées sur les matériaux sont bien plus faibles que les contraintes théoriques.

Cette différence est attribuée à la présence des défauts, ou microfissures dans les matériaux. Pour augmenter les valeurs des contraintes aux ruptures, il est nécessaire de rechercher des processus d'élaboration qui mène à une diminution des défauts à l'intérieur du matériau. Cet objectif est atteint en élaborant les matériaux sous formes de fibres de très faibles diamètres de quelques dizaines de micromètres.

Les propriétés mécaniques des matériaux élaborés sous forme de fibres sont reportées dans le tableau I. 17. Ces valeurs montrent clairement l'intérêt pour des matériaux élaborés sous forme de fibres, relativement à la contrainte spécifique à la rupture. Du fait de leur faible coût, les fibres de verre sont les plus employées, avec une rigidité toutefois limitée.

Les autres fibres comme fibres de carbone, fibres de kevlar, et fibres de bore présentent par contre un module spécifique élevé, d'où leurs intérêt dans les secteurs spatial et aviation.

## 14. Fraction volumique et massique.

L'un des facteurs les plus importants qui déterminent les propriétés mécaniques d'un matériau composite est la proportion relative de matrice et de renfort. Cette proportion constitutive peut être évaluée soit en fraction volumique, soit en fraction massique. Les fractions massiques sont plus faciles à déterminer lors de l'élaboration des composites. Par contre les fractions volumiques interviennent directement dans les modèles théoriques décrivant le comportement mécanique des composites. Il est donc nécessaire de savoir passer de l'une à l'autre de ces fractions. Ces expressions seront établies pour un matériau biphasé, puis étendues à un matériau à plus de deux phases.

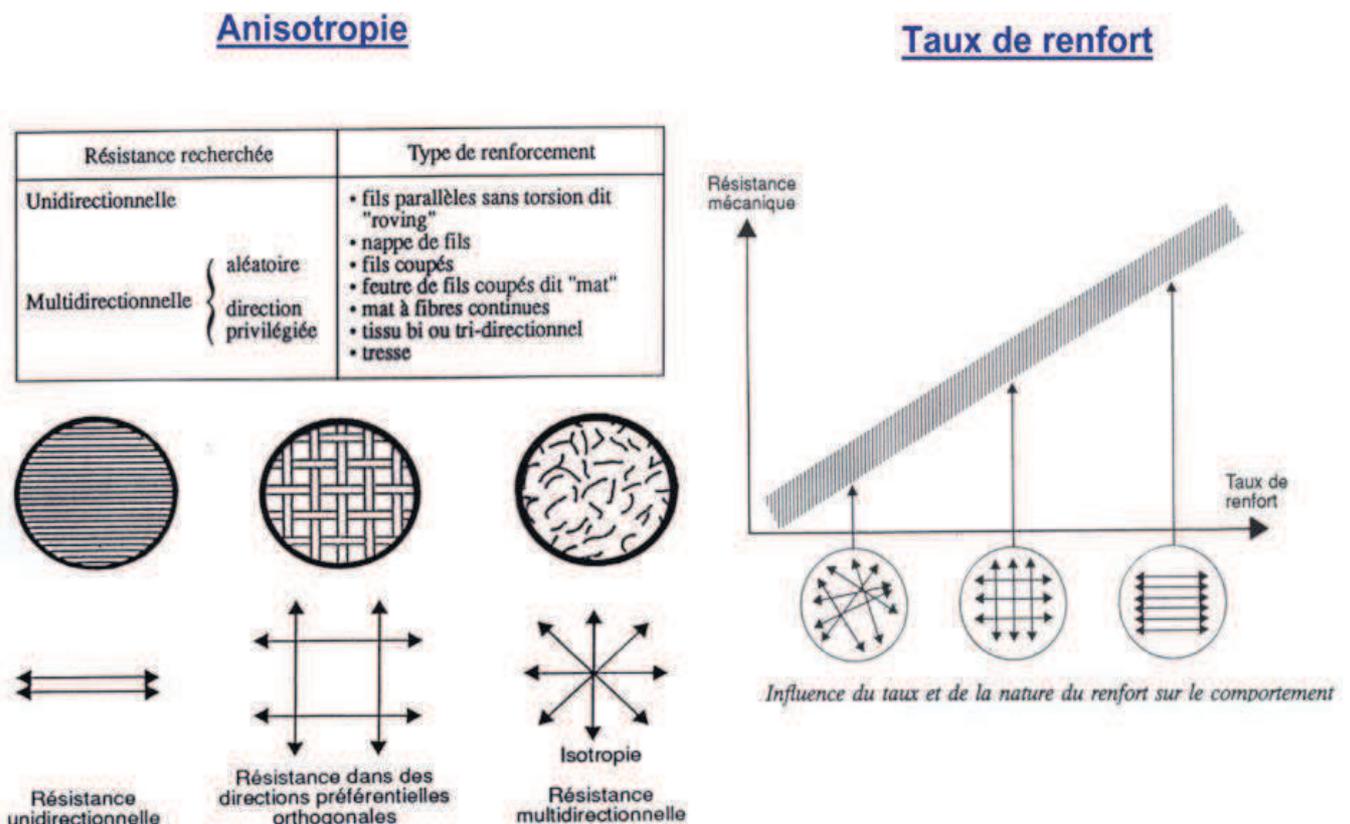


Fig. I.16

## 15. Mise en œuvre des composites (procédés).

Trois opérations sont indispensables :

1. Imprégnation du renfort par le système résineux.
2. Mise en forme à la géométrie de la pièce.
3. Durcissement du système soit par polycondensation et réticulation pour les matrices thermodurcissables, soit par simple refroidissement pour les matières thermoplastiques.

Il existe différentes techniques mais la plus utilisée est par moulage, voir Fig. I.17 :

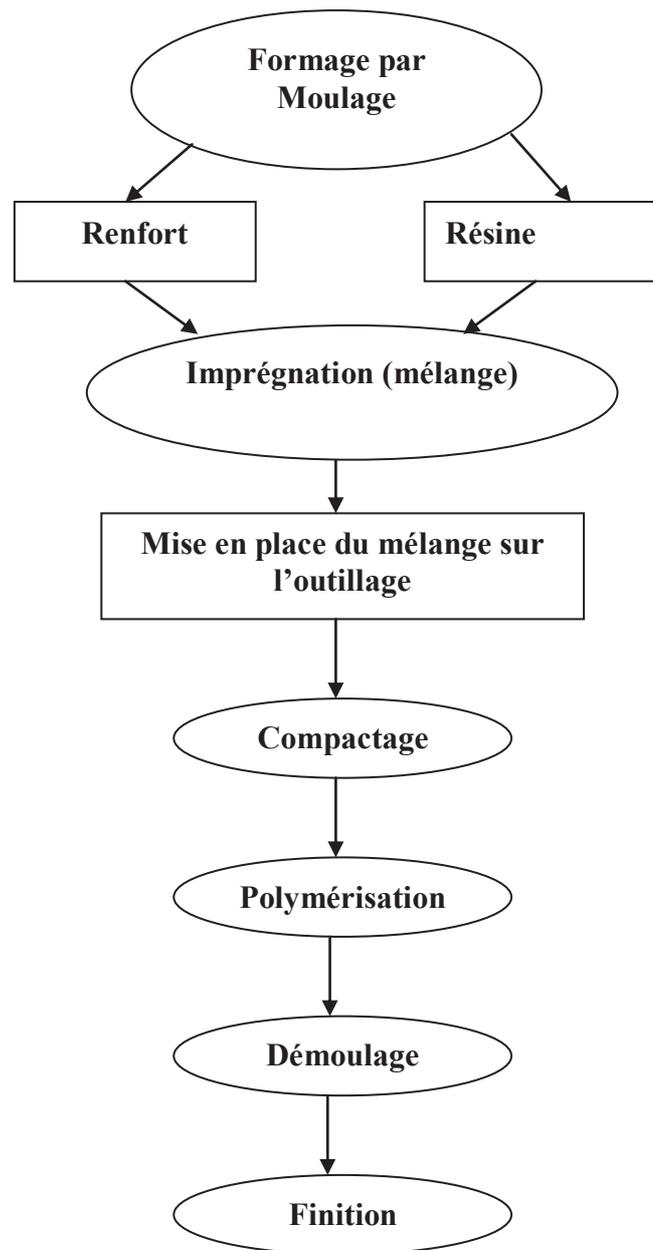


Fig. I.17: Technique par moulage

## 15.1. Classification des procédés : en deux grandes familles :

### 15.1.1. Procédés humides (par imprégnation directe) :

ils sont généralement adaptés à des petites et moyennes séries. Exemples :

- Moulage au contact
- Moulage par projection simultanée
- Moulage à froid ou chaud sous presse
- Moulage au sac sous pression et moulage sous vide
- Moulage par injection de résine (RTM = Resin Transfer Moulding avec moule et contre moule)

- Moulage par Injection et Réaction (R.R.I.M. = Reinforced-Reaction Injection Molding) et Mousses (mise en oeuvre du polyuréthane et des systèmes résines / catalyseurs très réactifs)
- Centrifugation
- Pultrusion
- Enroulement filamentaire
- Stratification en continu de plaques et profilés (dépassé)

**15.1.2. Procédés secs (par imprégnation indirecte) :** ils nécessitent l'utilisation de demi-produits de moulage – pré imprégnés en nappes ou en composés pâteux –Exemples :

- Fabrication de préimprégnés et de compounds de moulage (renfort fibreux – tissus, roving – servant de support à une résine thermodurcissable se présentant dans un état de durcissement incomplet et réversible stable à basse température. Certaines résines thermoplastiques sont également utilisées. Mise en oeuvre des « prepeg » : Ligne d'imprégnation solvant, Hot melt direct ou Hot melt par transfert.
- Les Compounds de moulage sont des préimprégnés plutôt destinés à la fabrication de composites grandes diffusions : tissus, rovings mais plus souvent des fils coupés :
  - SMC (Sheet Moulding Coumpound), lamifié en résine polyester chargée, armée de fibres placées entre 2 films plastiques protecteurs, on distingue:
    - SMC – R : fibres sans orientation
    - SMC – C fibres continues unidirectionnelles
    - SMC – C/R
    - SMC – D : fibres coupées unidirectionnelles
  - SMC hautes performances avec renforts hybrides – verre carbone, kevlar.
  - HMC (High Moulding Compound) et XMC (enroulement filamentaire avec orientation spécifique pour améliorer les propriétés)
  - Pâtes à mouler renforcées de fibres courtes plus visqueuses et plus adaptées à des procédés d'injection à chaud mais caractéristiques mécaniques faibles.
  - DMC = Dough, BMC = Bulk, TMC = Thick.
  - ZMC = pas d'endommagement des fibres lors de l'alimentation du compound).

**a- Par les Procédés secs :** les paramètres de moulage comme le taux de fibres sont mieux contrôlés et les cadences de fabrication plus rapides (applications technologiques). Ils permettent la fabrication de pièces en grandes séries. Exemples:

- Compression de pré imprégné (SMC)
- Injection de pré imprégné
- Drapage et autoclave pour pièces hautes performances (aéronautique), des nappes pré imprégnées sont déposées dans un moule et polymérisées par un cycle de cuisson pression + température). Le procédé est long et lourd mais le contrôle de l'orientation des fibres est très précis.
- Estampage de plaques en thermoplastiques armés (TRE = Thermoplastiques Renforcé Estampable)
- Injection de thermoplastiques armés (TPR = Thermoplastiques Renforcé)

**b- Les procédés les plus importants sont :**

- 1) Moulage au contact : technologie de réalisation de pièces prototypes ou de simulation. Le principe consiste à imprégner manuellement les renforts disposés dans un moule. Procédé peu couteux et les pièces de formes quelconques peuvent être réalisées mais cadence très faible.
- 2) Moulage par projection simultanée : technologie similaire mais les fibres coupées sont projetées au pistolet.

- 3) Injection thermodurcissable BMC (Bulk Molding Compound ou préimprégné en vrac). Procédé discontinu haute pression (100 bars). Alimentation et dosage du compound, Injection-pression, maintien et polymérisation, puis éjection. Les avantages sont : réalisation de grande série, faible coût matière, peu de finition, temps de cycle. Les limites sont : le taux, la longueur des renforts et les propriétés mécaniques du composite obtenu.
- 4) Compression thermodurcissable SMC (Sheet Molding Compound) ou préimprégnés en feuilles. Le principe consiste à déposer des feuilles de préimprégnés dans un contre moule chauffé, de comprimer le matériau avec un moule chauffé, polymérisation puis éjection de la pièce. Avantages : coût matière, propriétés mécaniques et thermiques optimales. Les limites sont l'aspect, le dimensionnement des presses et la finition.
- 5) Pultrusion : Utilisation pour les composites hautes performances industrielles. Le principe est : tirage, mise en forme et polymérisation de fibres continues imprégnées. Les avantages sont la production en continue, possibilité de réaliser des sections très complexes, et d'avoir un taux de renfort élevé. Les limites sont la lenteur du procédé, uniquement des profilés droits à section constante.
- 6) Enroulement filamentaire (ou bobinage): technologie pour les HP. Le principe consiste en un enroulement sous tension sur un mandrin tournant autour de son axe de fibres continues préalablement imprégnées d'un liant. Les avantages sont la disposition optimale des renforts, les très bonnes propriétés mécaniques, possibilité de réaliser des pièces de grandes dimensions avec des surfaces internes lisses. Les limites sont que formes uniquement convexes et investissements importants.

## 16. Description du matériau carbone/époxy.

Le matériau qui fait l'objet de cette étude est le carbone/époxy, un matériau couramment utilisé dans l'industrie aéronautique. Il s'agit plus particulièrement de la référence **T300/914**. Composite unidirectionnelles (UD) de pré-imprégné. Le pré-imprégné est une association de fibres et de résine (thermoplastique ou thermodurcissable) dans un état de prépolymérisation adapté à la mise en œuvre (stockage, manipulation, drapage).

### 16.1. Constituants.

Suivant les conditions de fabrication, on distingue trois catégories de fibres de carbone :

- fibres haute résistance (HR),
- fibres à module intermédiaire (IM)
- fibres à haut module (HM).

Les fibres **T300** sont obtenues à partir d'un précurseur organique polyacrylonitrile (PAN) grâce à des traitements thermiques : oxydation à 300°C et carbonisation à 1100°C. Une graphitisation à 2600°C entraîne une réorientation des réseaux hexagonaux et permet d'augmenter la rigidité des fibres. On obtient ainsi des fibres à haut module (HM). Les fibres de carbone sont soumises à un traitement de surface afin d'augmenter leur rugosité ce qui améliore les propriétés d'adhérence fibre/matrice époxy. Elles sont également soumises à un procédé d'ensimage textilo-plastique ayant pour but de faciliter l'accrochage de la matrice organique, la protection des fibres contre l'abrasion ainsi que l'agglomération des filaments (5,5 à 7 µm) constituant la dimension du fil de base (Figure (I.18)).

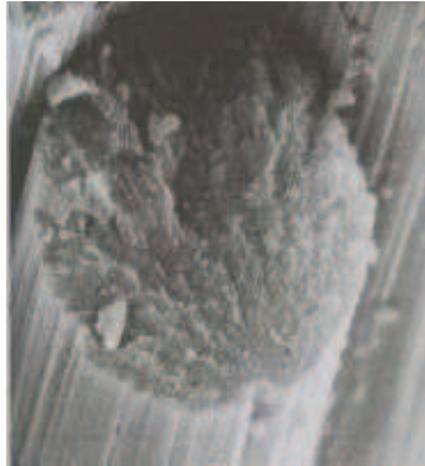


Figure (I.18) : Fibre de carbone constituée de plusieurs  
Centaines de filaments.

En ce qui concerne la matrice, il s'agit d'une résine époxyde de type thermodurcissable. Dans son état de prepolymer, la résine est formée d'un mélange de monomères époxydes. Malgré sa nature thermodurcissable, la matrice époxy contient également plusieurs composés thermoplastiques. Ceux-ci ont pour rôle d'ajuster la viscosité de la résine pendant la phase d'imprégnation et d'augmenter la ténacité du matériau final. Enfin la réticulation 3D du réseau époxy est obtenue grâce à un durcisseur chimique.

## 16.2. Nappe unidirectionnelle.

La nappe unidirectionnelle (UD) est obtenue à partir de fibres alignées et dirigées parallèlement dans un bain de résine à l'état liquide. Ce procédé de dépôt de la résine sur les fibres est appelé imprégnation par voie solvant d'où le nom de pré-imprégné (ou "prepreg") donné aux nappes UD. Après l'association des fibres et de la matrice, un passage à l'étude : élimine le solvant et ajuste la viscosité. La dernière étape, avant le stockage, consiste à faire passer le pré-imprégné dans un laminoir afin d'imposer une épaisseur du pli. Le stockage des pré-imprégnés se fait à  $-18^{\circ}\text{C}$  pour éviter la réticulation trop rapide de la résine. A la réception des rouleaux de nappes UD par les utilisateurs (industriels, laboratoires de recherche, ...). Pour sa réception, le produit fabriqué présenté sous forme de rouleaux est soumis à un contrôle de qualité rigoureux. Ses caractéristiques générales doivent répondre aux normes réglementaires. Ce contrôle est de vérifier la validité des données du fabricant via des essais physico-chimiques sur le pré-imprégné. Ces essais consistent à déterminer : La masse surfacique du pré-imprégné, son taux massique, sa teneur en matières volatiles et l'écoulement conventionnelle de la résine appelé flot. Des essais mécaniques et chimiques sont effectués sur des prélèvements par éprouvettes qui donnent aussi le taux volumique de fibres et le taux de porosité dans la matrice et en dernier temps, des essais mécaniques destructifs permettant de vérifier les caractéristiques mécaniques du matériau en fonction du processus de fabrication retenu.

## 16.3. Fabrication des stratifiés carbone/époxy.

La mise en œuvre du matériau faisant l'objet de cette étude, le carbone/époxy, comporte deux phases : le drapage manuel des plis et la réticulation en autoclave. L'opération de drapage consiste à effectuer une séquence d'empilement des découpes de pré-imprégné (les plis) en respectant la position, l'orientation et

la séquence définies par rapport à une fiche de drapage. Dans l'industrie, le drapage est effectué en fonction du cahier de charges définissant la pièce et les efforts que celle-ci doit supporter.

Le mélange renfort-résine déjà présent dans les plis découpés à partir des nappes UD devient un véritable matériau composite uniquement après la dernière phase de fabrication, la réticulation. Pour cette opération, il est nécessaire de créer un environnement de polymérisation constitué de différents produits qui entourent la plaque composite (marouflage). Il s'agit de films et tissus de protection, d'aide au démoulage et de drainage de l'excédent de résine. La polymérisation du carbone/époxy s'effectue sous une pression relative hydrostatique de 7 bars, à 180°, avec éventuellement un palier à une température inférieure (135°) pendant une durée de temps déterminée en fonction de l'épaisseur de la pièce à polymériser. En effet, les différents paramètres du cycle de cuisson permettent la réaction de polymérisation de la résine dans tout le stratifié et favorisent le mélange homogène fibres-résine, la cohésion des plis ainsi que la diminution des porosités. Le but final est d'obtenir un composite constitué d'un taux volumique de fibres ( $V_f$ ) correct, d'un taux de réticulation ( $\alpha$ ) maximal du polymère TD avec un taux de porosité dans ce polymère ( $V_0$ ) minimal.

#### 16.4. Utilisation du carbone/époxy.

Le matériau carbone/époxy est utilisé actuellement pour une grande variété de pièces dans les avions et hélicoptères, les satellites, les automobiles, les trains, les voiliers multicoques etc. Dans le domaine aéronautique, le carbone/époxy est principalement employé pour les structures primaires comme par exemple :

Les caissons de voilure, l'empennage, le fuselage, les ailerons, les volets, les dérives. L'utilisation des matériaux composites et notamment le carbone/époxy a encore progressé sur les dernières générations de la famille d'avions Airbus et Boeing :

La diversité des applications et l'utilisation croissante des composites montrent que la mentalité des concepteurs a pleinement intégré le concept de matériau composite. Cependant, les problématiques liées à leur usinage, assemblage et comportement pendant la durée de vie ne cessent d'apparaître. Pour faire valoir les atouts de matériaux composites, la recherche doit encore fournir des nombreuses réponses.

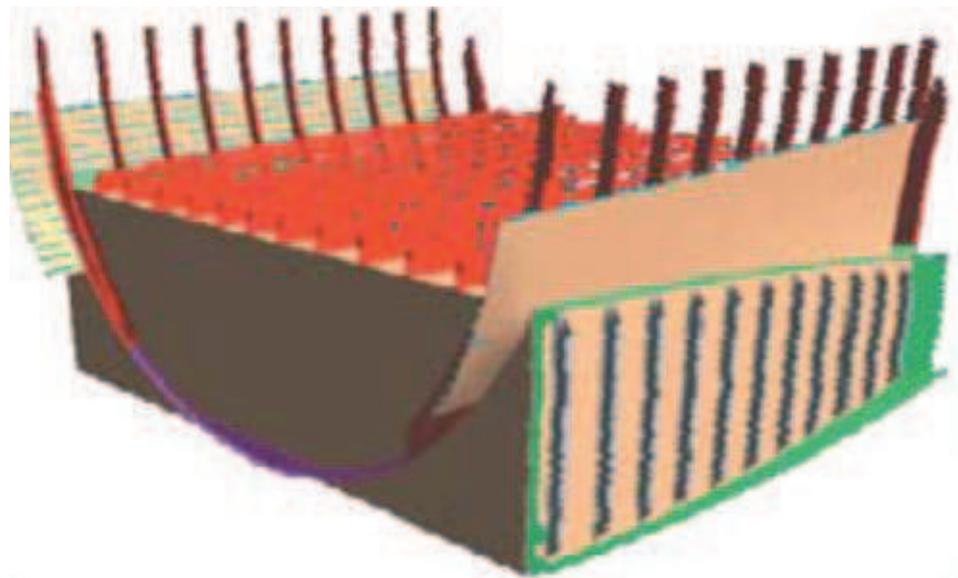


Figure (I.19) : Schéma du caisson central de voilure en composite de l'A380

## 16.5. Propriétés de la matrice époxyde 914.

Les propriétés de la résine sont supposées être constantes dans chaque phase. Le tableau 1 présente les propriétés de la résine époxyde 914 dans deux états : vitreux et caoutchoutique. L'indice m indique que le paramètre se rapporte à la matrice, et les exposants g et r représentent respectivement l'état vitreux et caoutchoutique :

État vitreux		État caoutchoutique	
$E_m^g$ [GPa]	3,9	$E_m^r$ [GPa]	$4,17 \cdot 10^{-2}$
$\nu_m^g$ [-]	0,4	$\nu_m^r$ [-]	$4,97 \cdot 10^{-1}$
$\alpha_m^g$ [1/°C]	$5 \cdot 10^{-5}$	$\alpha_m^r$ [1/°C]	$1,25 \cdot 10^{-4}$
$G_m^g$ [GPa]	1,39	$G_m^r$ [GPa]	$1,39 \cdot 10^{-2}$
$K_m^g$ [GPa]	6,50	$K_m^r$ [GPa]	2,60

Tableau (I.4) : Propriétés mécaniques de la matrice époxyde 914 dans deux états

Propriétés de fibre de carbone T300	Symbole [Unité]	Valeur
Masse volumique	$\rho_f$ [Kg/m <sup>3</sup> ]	1760
Module de Young (longitudinal)	$E_f$ [GPa]	231
Module de cisaillement (longitudinal)	$G_f$ [GPa]	92,1
Module de compressibilité	$K_f$ [GPa]	123
Coeff. de Poisson	$\nu_f$ [-]	0,2
Coeff. de dilatation thermique (longitudinal)	$\alpha_f$ [1/°C]	$1,9 \cdot 10^{-5}$

Tableau (I.5) : Propriétés de la fibre de carbone T300

## 17. Conclusion.

Le choix d'une association entre un renfort et une matrice est très délicat. En effet, un composite ne peut remplir pleinement sa fonction mécanique que si les charges appliquées au matériau peuvent être transmises de la matrice à la fibre. En raison de cette interaction, un matériau composite présente une certaine tolérance à l'endommagement.

Plusieurs mécanismes interviennent et contribuent au travail de rupture : fissuration matricielle, décohésion interfaciale, glissement et frottement des fibres dans la matrice. Ces mécanismes qui mettent en jeu les propriétés physiques et mécaniques de chaque constituant soulignent dès à présent le rôle déterminant joué par la liaison fibre/matrice.



# Chapitre II

## **Mécanismes d'endommagement des composites au niveau de l'interface Fibre- matrice**

# Mécanismes d'endommagement des composites au niveau de l'interface Fibre- matrice

## 1. Introduction.

Par mécanismes de rupture, il faut comprendre tout processus mécanique produisant au sein d'un matériau une " discontinuité" locale de matière appelée fissure. Il est usuel de parler d'initiation de la rupture, l'initiation de la rupture peut être considérée comme la création des microfissures à l'échelle microscopique (celle des constituants) à partir d'un défaut, on parlera de microfissuration.

La propagation de la rupture est le résultat de la création de nouvelles surfaces de rupture à l'échelle macroscopique (plusieurs fois celle des constituants), à partir des microfissures existantes. On parlera également de macro- fissuration. Dans le cas des matériaux composites, l'initiation de la rupture se produit généralement bien avant l'observation d'un changement du comportement macroscopique.

## 2. les divers mécanismes de rupture dans un composite unidirectionnel.

La rupture finale d'un composite unidirectionnel est le résultat de l'accumulation de divers mécanismes élémentaires:

- la rupture des fibres.
- la rupture transverse de matrice.
- la rupture longitudinale de la matrice.
- la rupture de l'interface de fibre-matrice.

Généralement un mécanisme n'est pas isolé, mais différents mécanismes coexistent, ces mécanismes se développent selon la nature des matériaux et les conditions de sollicitations mécaniques imposées.

Dans un matériau composite unidirectionnel soumis à des sollicitations mécaniques, la rupture des fibres intervient lorsque la contrainte de traction  $\sigma_f$  dans une fibre atteint la contrainte à la rupture  $\sigma_{fu}$  de la fibre (fig. II.1). La rupture de la fibre produit une concentration de contraintes au voisinage de la rupture. La redistribution de ces contraintes, et par conséquent le processus de rupture résultant, dépend principalement :

- de la contrainte à la rupture des fibres.
- de la capacité de la matrice à absorber l'énergie a libéré.
- des propriétés de l'interface de fibre-matrice, etc.

Mécanisme d'endommagement.

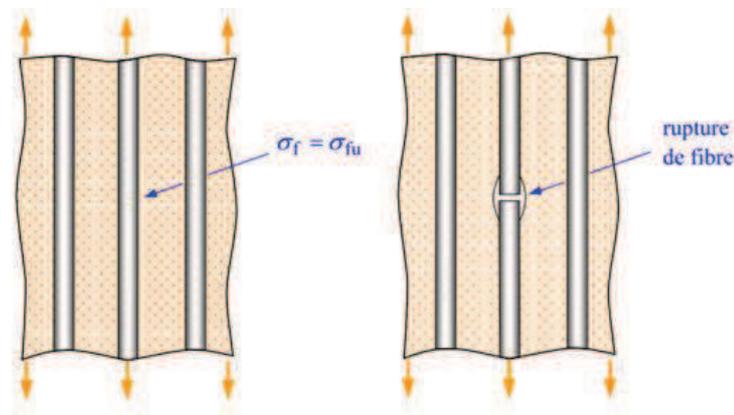


Figure II.1 : Rupture de fibre

Les (fig. II.2) : montrent les différents processus de rupture de la matrice associés à la rupture d'une fibre

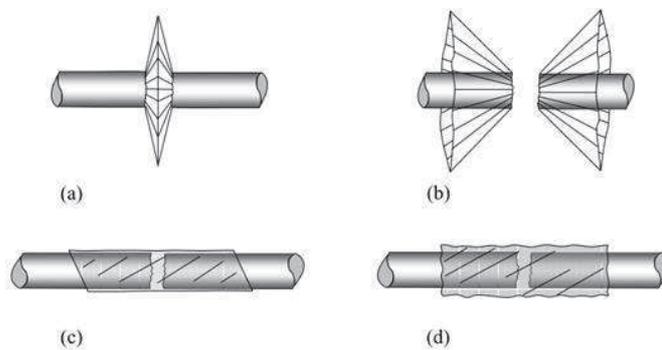


Figure II.2: Différents modes de rupture de la matrice associés à la rupture d'une fibre :

- (a) : rupture transverse de la matrice.
- (b) : rupture en cisaillement de la matrice.
- (c) : décohésion de l'interface fibre-matrice.
- (d) : rupture longitudinale de la matrice.

La fissuration de la matrice peut se produire , soit par fissuration (fig. II.3), lorsque la contrainte en traction  $\sigma_m$  dans la matrice atteint la contrainte à la rupture  $\sigma_{mu}$  de la matrice, soit par fissuration longitudinale (la fig. II.4) lorsque la contrainte de cisaillement  $\tau_m$  dans la matrice atteint la contrainte en cisaillement à la rupture  $\tau_{mu}$  , généralement au voisinage d'une fibre. Ce dernier mode de rupture, appelé « splitting » ; par les anglo-saxons, se produit lorsque la contrainte de décohésion est supérieure à la contrainte en cisaillement à la rupture de la matrice:  $\tau_d > \tau_{mu}$ . Dans le cas contraire ou  $\tau_d < \tau_{mu}$ , il se produit une rupture par décohésion de l'interface fibre-matrice (fig. II.5).

## Mécanisme d'endommagement

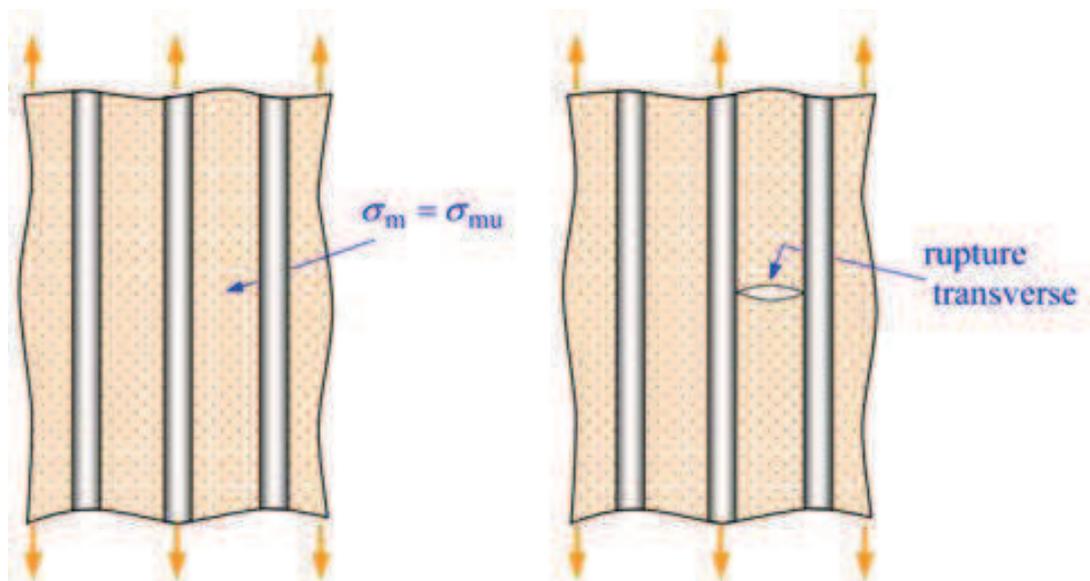


Figure II.3 : Rupture transverse de la matrice

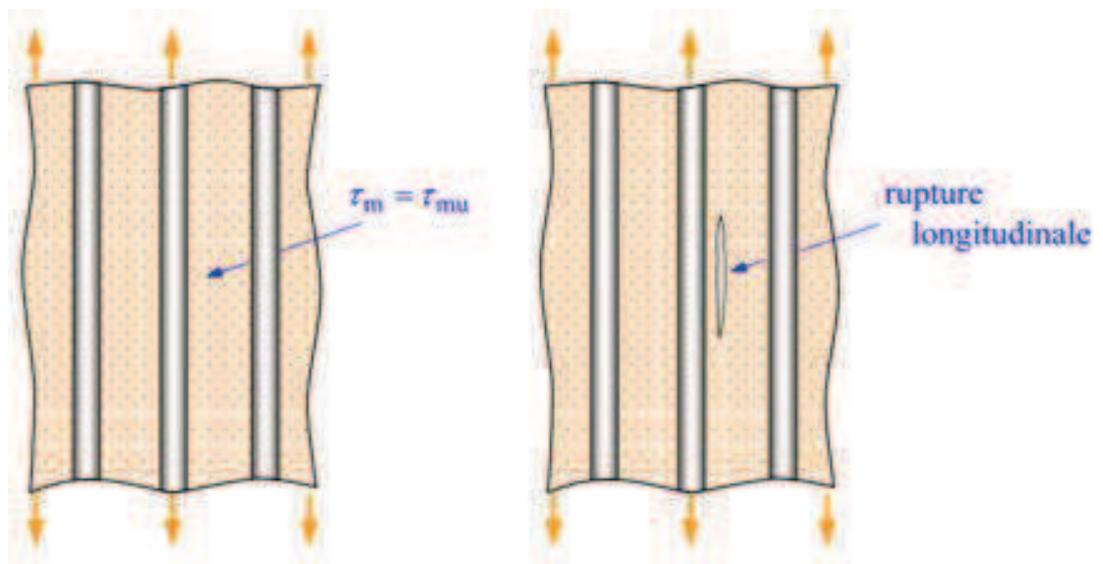


Figure II.4 : Rupture longitudinale de la matrice

La rupture finale d'un matériau composite unidirectionnel est le résultat de l'accumulation de ces divers mécanismes élémentaires. L'initiation, puis la propagation de la rupture dépendent :

- des propriétés des fibres et de la matrice.
- de l'interface fibre-matrice.
- de la fraction volumique des fibres.
- de l'état et des conditions de sollicitations mécaniques imposées.

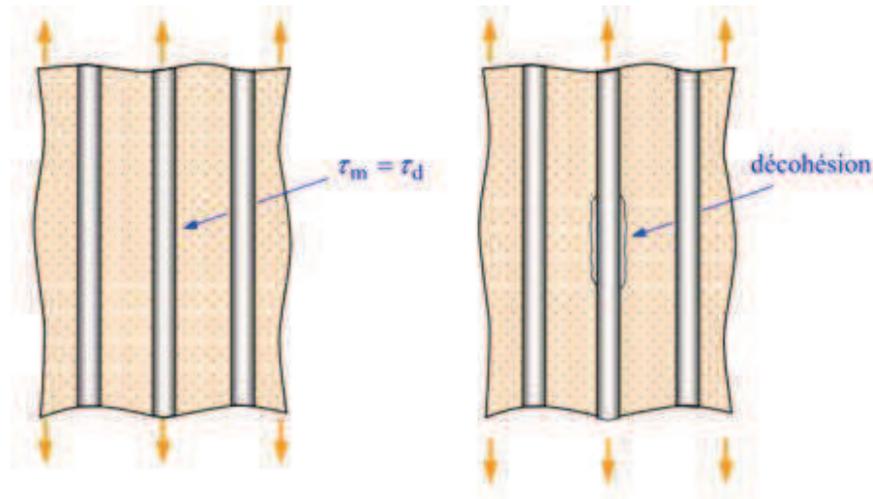


Figure II.5 : Décohésion fibre-matrice

### 3. composite unidirectionnel soumis à une traction longitudinale.

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

Dans le cas ( $\epsilon_{fu} < \epsilon_{mu}$ ), les courbes contrainte-déformations sont représentés sur la figure II.6. En admettant l'égalité des déformations dans la fibre et dans la matrice, la relation de contrainte à la rupture du composite  $\sigma_{cu}$  s'écrit au moment de la rupture:

$$\sigma_{cu} = \sigma_{fu} V_f + (\sigma_m) \epsilon_{fu} (1 - V_f) \quad (2.1)$$

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

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

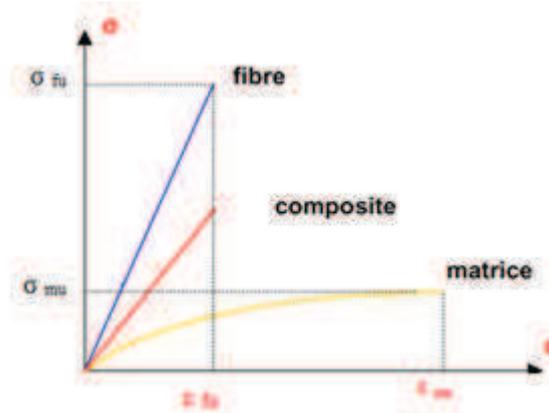
$$\sigma_{cu} \leq \sigma_{fu} V_f + \sigma_{mu} (1 - V_f) \quad (2.2)$$

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

$$\sigma_{cu} = \sigma_{fu} V_f + \sigma_{mu} (1 - V_f) \quad (2.3)$$

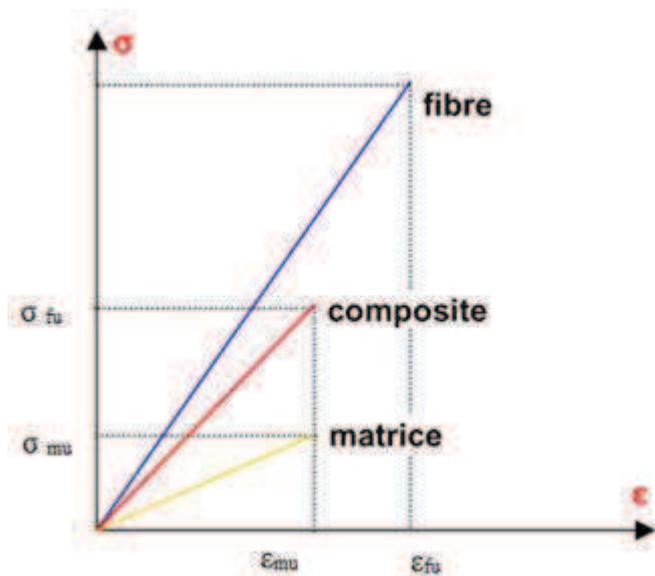
Avec pour les fractions usuelles de fibres:

$$\sigma_{cu} = \sigma_{fu} V_f \quad (2.4)$$



courbe contrainte/déformation d' un composite soumis à une traction longitudinale(  $\epsilon_{fu} < \epsilon_{mu}$  )

Fig. (II.6)



courbe contrainte/déformation d' un composite soumis à une traction longitudinale(  $\epsilon_{fu} > \epsilon_{mu}$  )

Fig. (II.7)

Dans le cas où la déformation à la rupture de la matrice est inférieure à celle des fibres fig. (II.7), la contrainte à la rupture est donnée par l'expression :

$$\sigma_{cu} = \sigma_f \epsilon_{mu} V_f + (\sigma_{mu}) (1 - V_f) \quad (2.5)$$

Où  $\sigma_f \epsilon_{mu}$  est la contrainte dans la fibre au moment de la rupture de la matrice. La valeur est alors bien inférieure à celle donnée par l'expression (2. 1). La matrice ne permet pas dans ce cas de bénéficier totalement du renfort des fibres.

Les caractéristiques mécaniques des fibres usuelles sont:

- pour les fibres de carbone:
    - ✓ haute résistance (HR) :  
 $E_f = 220 \text{ GPa}$     $\sigma_{fu} = 3000 \text{ à } 4000 \text{ MPa}$    soit  $\epsilon_{fu} = 1.4 \text{ à } 1.8 \%$
    - ✓ à haute module (HM) :  
 $E_f = 400 \text{ GPa}$     $\sigma_{fu} = 2200 \text{ MPa}$    soit  $\epsilon_{fu} = 0,5 \%$
  - pour les fibres de verre E :
- $E_f = 70 \text{ GPa}$     $\sigma_{fu} = 2400 \text{ à } 3400 \text{ MPa}$    soit  $\epsilon_{fu} = 3.4 \text{ à } 4.8 \%$

L'allongement à la rupture des résines usuelles est:

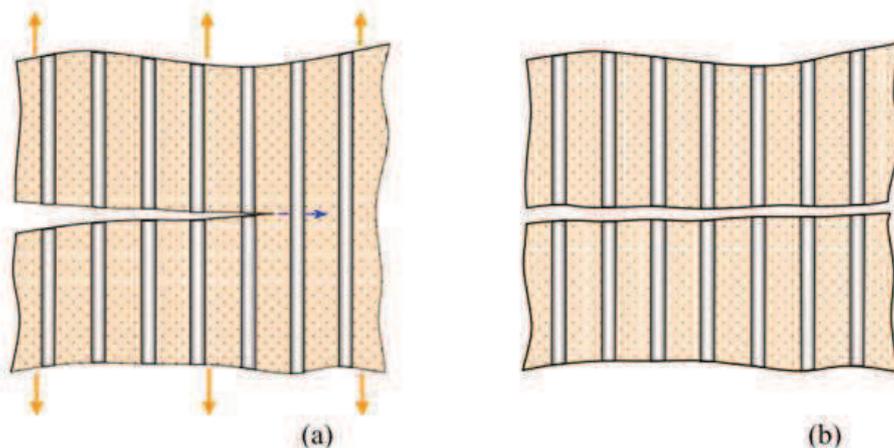
- pour les polyesters rigides :  $\epsilon_{mu} = 2 \text{ à } 5 \%$
- pour les résines phénoliques :  $\epsilon_{mu} = 2.5 \%$
- pour les résines époxydes:  $\epsilon_{mu} = 2 \text{ à } 5 \%$

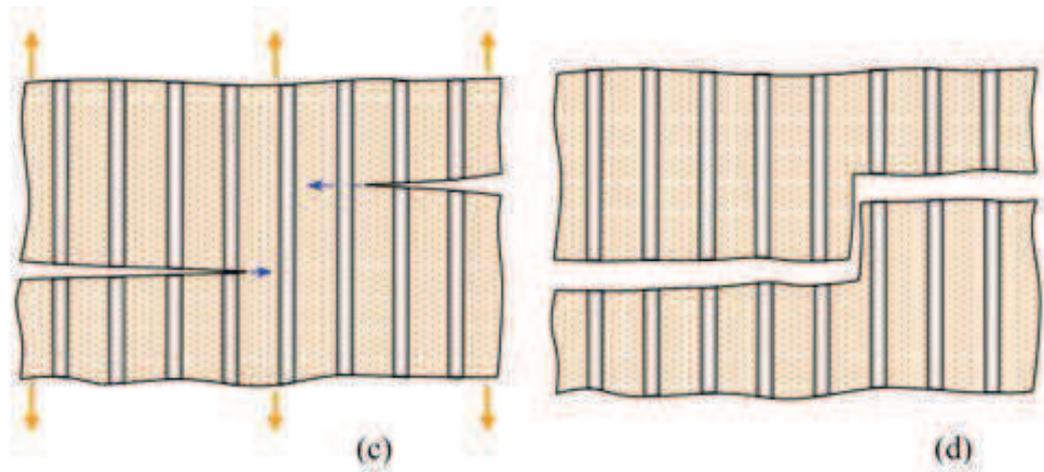
En outre, en utilisation industrielle, les résines sont assez fortement chargées, conduisant à une diminution notable de la déformation à la rupture de la matrice. Ces chiffres montrent donc que les performances à la rupture des composites à hautes performances (composites à fibre de carbone) sont gouvernées par les propriétés à la rupture des fibres. En revanche, dans le cas des composites industriels à fibres de verre, les propriétés à la rupture peuvent être limitées par une déformation trop faible de la matrice. Il apparaît donc nécessaire d'adapter au mieux les propriétés de la matrice à celles des fibres pour optimiser les propriétés à la rupture des matériaux composites.

Après initiation, la propagation de la rupture diffère selon la nature de l'interface fibre-matrice. Dans le cas d'une adhérence fibre-matrice élevée, la rupture initiée, soit par rupture des fibres, soit par rupture de la matrice, induit en front de fissure des concentrations de contraintes conduisant à une propagation de la rupture successivement dans les fibres et dans la matrice (figure II.8.a).

La rupture observée est de type fragile (figure II.8.b). Il est également possible d'observer un pontage, par rupture longitudinale de la matrice ou par décohesion fibre-matrice, de deux fissures initiées dans zones différentes (figures II.8.c et II.8.d).

Mécanisme de ruptures et endommagement des matériaux des composites.





Figure(II.8) .Propagation de la rupture dans le cas d'une forte adhérence fibre-matrice.

Dans le cas d'une faible adhérence fibre-matrice, la propagation transverse de la fissuration peut être schématisée de la manière suivante. En tête de fissure, la rupture de la matrice traverse les fibres (figure II.9), sans qu'il ait rupture des fibres, mais avec décohésion de l'interface de fibre-matrice, Dans certains cas, les concentrations de contraintes en tête de fissure peuvent conduire (figure II.9) à une décohésion fibre-matrice avant rupture transverse de la matrice. En arrière, l'ouverture de la fissure induit des contraintes élevées dans les fibres pontant la fissure.

Ces contraintes provoquent la rupture des fibres à une distance plus ou moins proche de la surface de rupture. La fissure continuant de progresser, fibres rompues sont extraites de la fissure au fur et à mesure de la progression de la fissure,

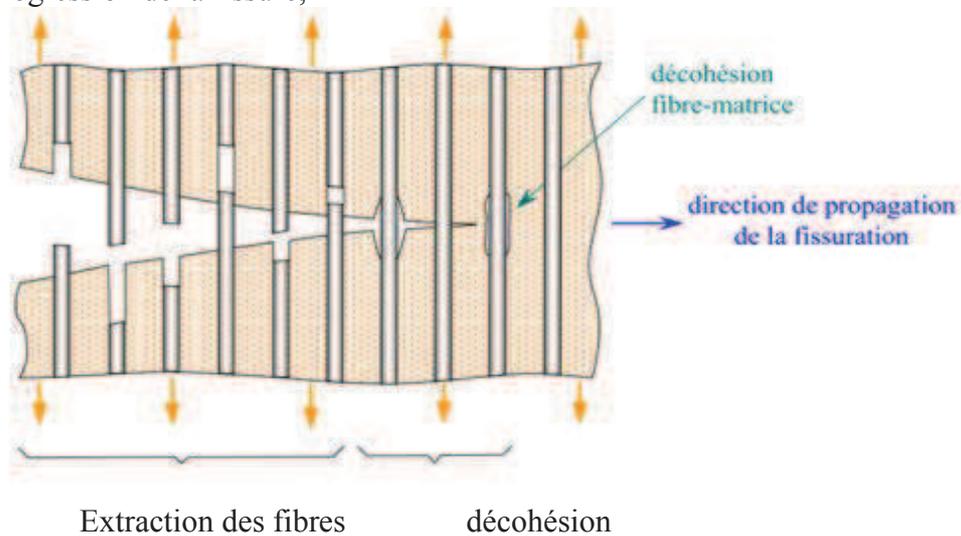


Figure II.9. Propagation de la rupture dans le cas d'une faible adhérence fibre-matrice.

Le pontage des fissures transversales peut se faire par propagation de la rupture à l'interface fibre-matrice, conduisant à un profil plus ou moins en escalier de la surface de rupture (figure II.10).

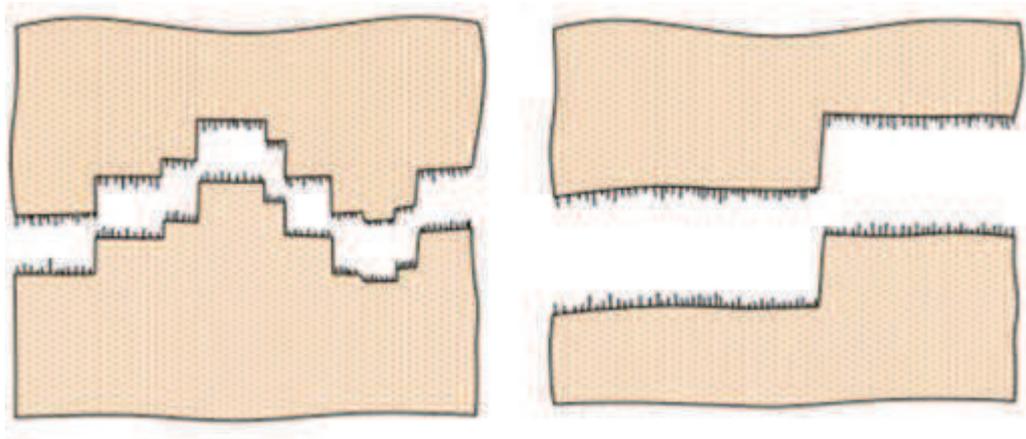


Figure II.10. Surfaces de rupture dans le cas d'une faible adhérence fibre-matrice

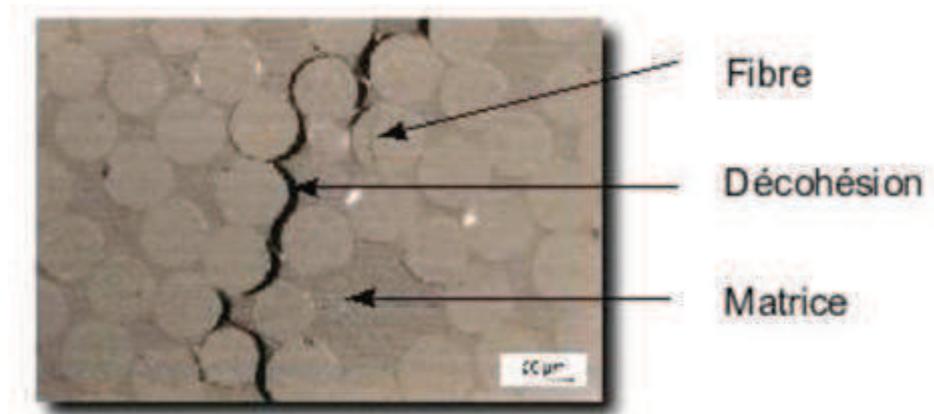


Figure (II.11). Décohésion et microfissure fibre-matrice dans un verre-epoxy ;  
Source [Gamstedt et Sjogren, 1999].

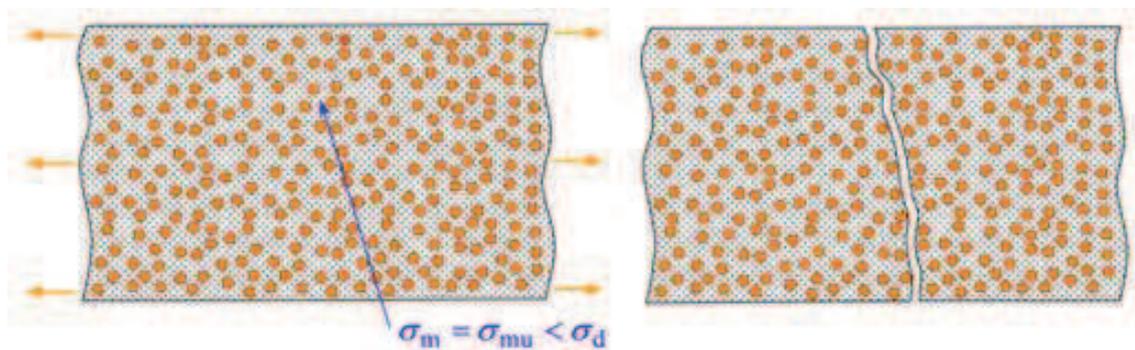


Figure II.12 .Rupture d'un composite unidirectionnel soumis à une traction transversale

#### 4. composite unidirectionnel soumis à une traction transversale.

Dans le cas d'un composite unidirectionnel soumis à une traction transversale, la rupture se produit soit par rupture de la matrice, soit par décohésion de l'interface fibre-matrice. La rupture de la matrice se produit lorsque la contrainte en traction  $\sigma_m$  dans la matrice atteint la contrainte à la rupture  $\sigma_{mu}$  de la matrice (figure II.12).

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

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

#### 5. rupture des stratifiés.

Dans le cas de stratifié, aux mécanismes élémentaire décrits précédemment (décohésion fibre-matrice, rupture longitudinale de la matrice, rupture transversale de la matrice, rupture de fibre), un autre mode de rupture peut être observé appelé le délaminage (figure II.13), qui comprend la rupture entre couches. Les mécanismes de rupture dépendent de la nature des constituants, de l'architecture des couches et du mode de sollicitation mécanique imposé.

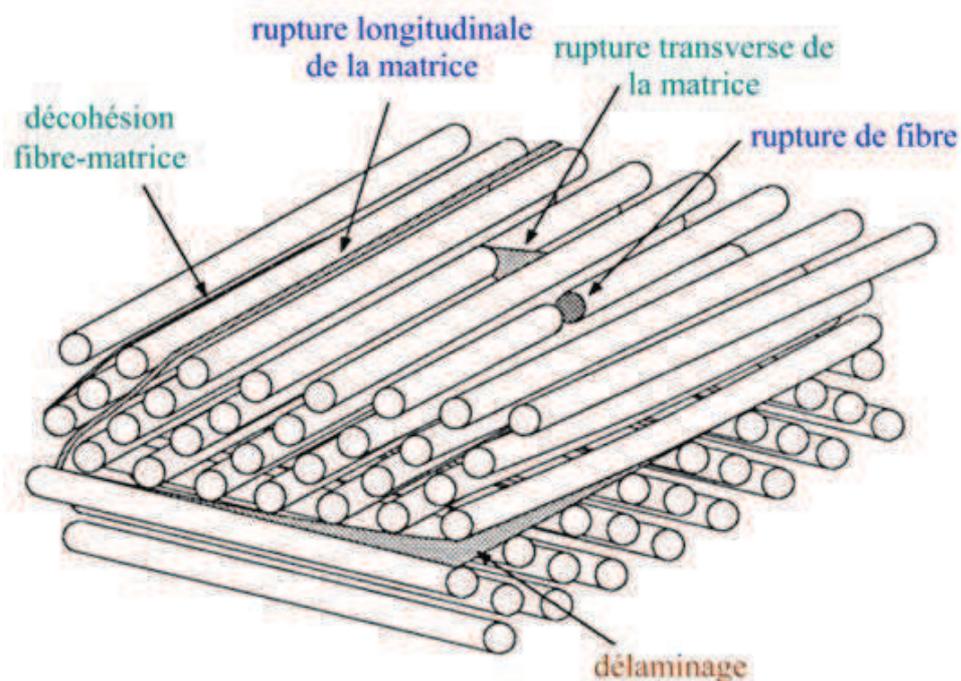


Fig. (II.13). Mécanique de rupture observés dans les stratifiés.

## 6. Comportement de l'interface fibre-matrice dans les composites.

### 6.1. Généralité :

Les caractéristiques de l'interface sont fonction de plusieurs paramètres: les propriétés physico-chimiques des constituants (fibres et matrice), la microstructure de l'interface (interphase et rugosité), les contraintes thermiques résiduelles, la méthode d'élaboration du composite, etc.

Il est donc évident que la qualité des liaisons interfaciales (faibles ou fortes) et la résistance au frottement sont des paramètres déterminant le comportement du composite. D'autres facteurs aussi importants que le choix des constituants sont liés directement à la performance du composite (Fig II.14)

Le procédé de fabrication de ce composite et les propriétés de l'interface entre les fibres et la matrice.

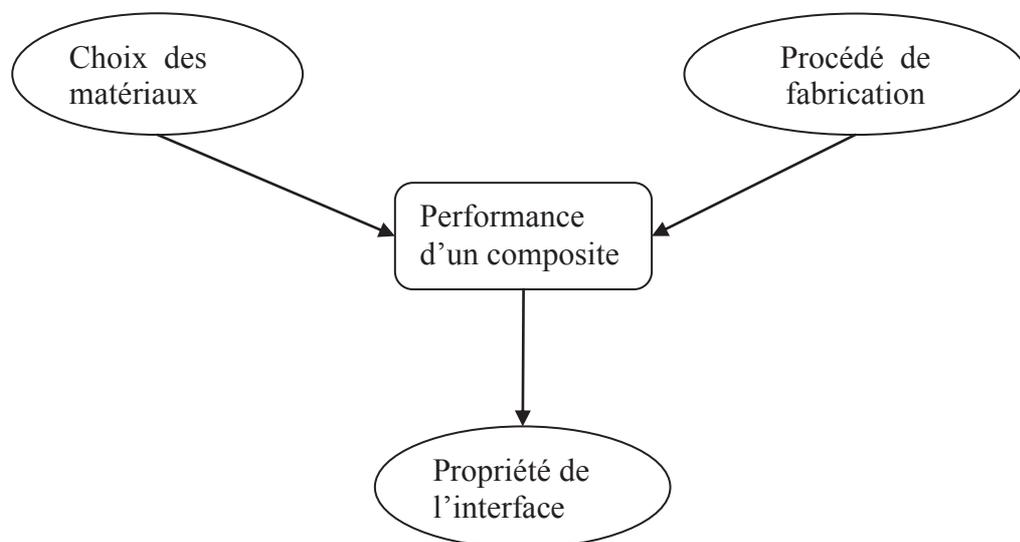


Figure (II.14). Paramètres qui conditionnent les performances d'un composite :  
[Choix des constituants, procédé de fabrication, et surtout caractéristiques de l'interface entre fibre-matrice.]

En effet, il est reconnu que le comportement mécanique des composites à matrice céramique à renforts fibreux dépend fortement de la liaison fibre/matrice qui s'établit entre les constituants lors de l'élaboration du composite [KERANS et al. 1989 ; ROUBY et NAVARRE 1990 ; EYANS et ZOK 1994]. Cette liaison est constituée d'une ou plusieurs interphases et interfaces.

Rappelons tout d'abord la distinction entre les termes interphase et interface :

**a-** interphases :

Est un milieu continu qui peut être une zone de réaction chimiquement formée par les constituants du composite lors de son élaboration, ou une fine couche introduite volontairement dans le but de protéger la fibre ou de contrôler la liaison interfaciale (Figure II.15, a).

**b-** interface :

Est un terme utilisé dans le domaine des matériaux composites, pour décrire la surface ou la zone qui sépare la fibre et la matrice (discontinuité macroscopique) (Figure II.15, b).

C'est dans cette zone que s'effectue précisément le transfert de charge de la matrice vers le renfort (ou vice versa) et elle est également le siège de concentration de contraintes résiduelles lors de la préparation du composite.

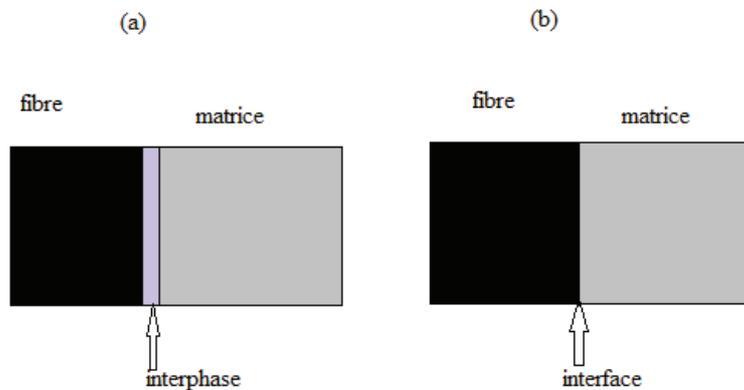


Figure II.15: Concepts d'interphase et d'interface [AHLSTROM 1991].

Pour que le transfert de charge ait lieu, un certain contact ou adhérence à l'interface entre les constituants est nécessaire. Comme caractéristiques de cette adhérence (caractéristiques de l'interface), il y a : la contrainte de décohesion ( $\tau_d$ ), la contrainte frottement ( $\tau_f$ ), le coefficient de frottement ( $\mu$ ), la microstructure, l'énergie d'adhésion et d'autres grandeurs physico-chimiques. Suivant ces caractéristiques, le comportement du composite est déterminé.

## 6.2. Comportement d'un composite unidirectionnel.

Dans un composite céramique unidirectionnelle sollicitée parallèlement aux fibres, le comportement à rupture peut être imaginé comme étant constitué des séquences suivantes :

- Cas des fibres et matrice subissent la même déformation :

Le composite possède donc un comportement linéaire élastique jusqu'à l'apparition d'une première fissure matricielle. Cette fissure se propage et s'approche d'une fibre, ensuite on peut distinguer les cas suivants:

- **Cas d'une interface très forte:**

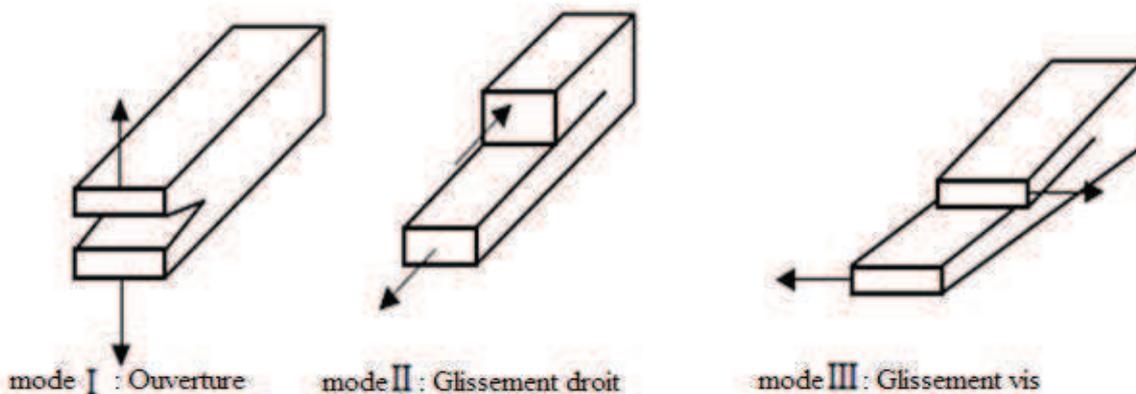
Si l'adhérence entre fibres et matrice est très forte, la fissure continue sa propagation comme si elle n'avait rencontré aucun obstacle, mode I (mode d'ouverture). Cela entraîne aussi des concentrations de contraintes sur les fibres voisines et provoque la rupture catastrophique du composite. Le comportement du composite est celui d'un matériau fragile et les fibres n'exercent aucun effet de renforcement sauf éventuellement par leur énergie de rupture. Qui ne peut plus jouer son rôle de renfort. Ce type de matériau possède un comportement fragile, comme une céramique monolithique. Alors la déformation des deux constituants est élastique. Il n'y a aucun déplacement relatif entre fibre et matrice, le transfert de charge s'effectue par l'intermédiaire d'une forte contrainte de cisaillement dans la matrice, dont l'intensité décroît lorsqu'on s'éloigne radialement de la fibre. fig. II.16.

**- Cas d'une interface très faible:**

Si l'interface est trop faible, la fissure matricielle est bien déviée à l'interface, mais la décohésion entre fibres et matrice s'étend sur une très grande distance sur laquelle la matrice n'intervient donc plus. Là également, la résistance du composite est très faible, mode II et III.

**- Cas d'une interface relativement faible:**

Si l'adhérence entre fibres et matrice est relativement faible, la fissure au contact d'une fibre se dévie dans un plan perpendiculaire (mode II de la rupture) en provoquant un décollement de la matrice au niveau de l'interface. Le mode II, ou mode de glissement droit, est la situation recherchée dans la déviation de fissure, avec le mode III (glissement vis). En règle générale, la propagation de la fissure est en mode mixte combinant le mode I et les deux autres modes (II et III) voir fig. II.16.

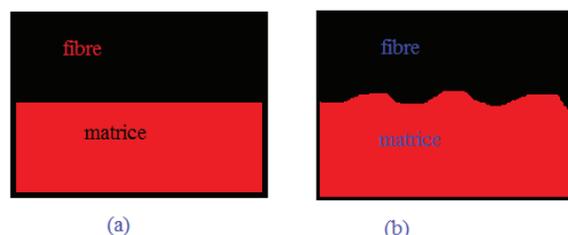


Modes d'endommagement Figure II.16:

**6.3. Liaison interfaciales.**

Dans un matériau composite, fibre et matrice sont liées, et on distingue deux origines de liaisons dans les composites à matrice céramiques :

- liaisons d'origine mécanique.
- liaisons d'origines chimiques.



Interface lisse (a) et interface réelle ou rugueuse (b). [CRAWLA, 1993} fig. II.17 présente l'aspect d'une interface lisse (Fig II.17a) et d'une interface réelle qui contient des rugosités (Fig II.17b). A part l'établissement de contraintes thermiques résiduelles, les températures d'élaboration élevées conduisent à des phénomènes tels que:

- la pénétration de la matrice dans les creux de la surface rugueuse de la fibre par écoulement visqueux ou par diffusion conduisant à la formation de liaisons mécaniques.
- la diffusion des éléments constituant la fibre et la matrice conduisant à la formation de liaisons chimiques fortes, de types ioniques ou covalentes.

Selon la nature chimique et physique des constituants, la microstructure de la fibre et la méthode d'élaboration, on peut distinguer deux types d'interfaces:

- type continu (interface liée) : dans ce cas l'adhésion est parfaite entre la fibre et la matrice et la déformation de deux constituants est élastique. Ce type d'adhésion survient si des réactions chimiques sont intervenues entre la fibre et la matrice. Le comportement d'une telle interface est caractérisé par un seuil de décohésion qui correspond au niveau de sollicitation nécessaire pour rompre les liaisons fibre/matrice. Au-delà de ce seuil, le glissement fibre/matrice est possible.
- type discontinu (interface non liée) : il n'y a "entre la fibre et la matrice" aucune cohésion et le déplacement relatif entre les deux se fait avec frottement. Ce déplacement relatif est possible; soit dès le début du chargement, soit au-delà d'un certain niveau de sollicitation que l'on peut appeler seuil de glissement. La contrainte interraciale de frottement  $\tau_f$  atteint une valeur limite,  $\tau^*$  = constante qui est considérée comme une caractéristique de l'interface.

Dans les composites céramique-céramique, on peut trouver les deux types d'interface (liée ou non liée) selon les propriétés des constituants et les conditions d'élaboration.

Mais il est toujours recommandé d'éviter la formation de liaisons chimiques fortes provoquées par les températures élevées d'élaboration.

Lors du glissement à l'interface, si on considère que le frottement pendant le glissement est contrôlé par une loi de Coulomb, la contrainte interfaciale de frottement

$$S'écrit : \quad \tau_t = \mu \sigma_{rad} \quad (2.6)$$

Où  $\mu$  est le coefficient de frottement et  $\sigma_{rad}$  est la contrainte de frettage.

La contrainte de frettage  $\sigma_{rad}$  est due à trois causes:

- effet de Poisson,
- effet des contraintes résiduelles,
- effet de la rugosité.

#### 6.4. Effet de poisson.

Les coefficients de Poisson de la fibre et de la matrice jouent un rôle non négligeable, en particulier dans le cas des composites céramique-céramique où les deux constituants sont rigides. Ce rôle provoque une contrainte radiale qui dépend de la nature de la force appliquée. Au cours d'un essai de traction la contraction de la fibre provoque une diminution de la compression radiale ou même une contrainte radiale en tension à l'interface et par conséquent la contrainte interraciale du frottement diminue. Par contre si la fibre est mise en compression axiale (lors d'un essai d'indentation par exemple), la compression axiale de la fibre provoque sa dilatation transverse qui est plus ou moins gênée par

la rigidité de la matrice et conduit à un état de compression à l'interface et par conséquent, à une augmentation de la contrainte interfaciale du frottement. (fig. II.18) présente les profils des contraintes dans un composite unifilamentaire sollicité dans la direction de la fibre après la rupture de la matrice.

On peut imaginer le mécanisme suivant: la contraction de Poisson de la fibre et donc la pression interfaciale est d'autant plus faible que  $\sigma_f$  est petit. Par conséquent  $\tau_f$  n'est plus constant et  $\sigma_f$  s'écarte de la linéarité ( $\sigma_f$ : contrainte longitudinale dans la fibre).

### 6.5. Contraintes thermiques résiduelles.

La fabrication du composite nécessite une montée en température relativement élevée puis un refroidissement à température ambiante. Or la fibre et la matrice n'ont pas le même coefficient de dilatation thermique et par conséquent des contraintes résiduelles d'origine thermique surviennent dans le matériau.

Il faut remarquer aussi que l'élaboration de la matrice donne souvent lieu à un retrait pouvant également générer des contraintes résiduelles, mais cet effet est très difficile à déterminer car le retrait se fait alors que la matrice n'a pas encore atteint ses propriétés mécaniques maximales.

On peut distinguer trois types de contraintes thermiques résiduelles (fig. II.18) :

- Contraintes radiales ( $\sigma_r^{th}$ ) ; si le coefficient de dilatation radiale de la matrice ( $\alpha_m$ ) est supérieur à celui des fibres ( $\alpha_f$ ), l'interface est mise en compression radiale et le glissement fibre-matrice devient difficile. Dans le cas inverse ( $\alpha_m < \alpha_f$ ), l'interface est mise en tension radiale et l'extraction des fibres sera plus facile que dans le premier cas.

En effet, dans ce dernier cas la décohésion à l'interface est plus facile à cause de l'existence de la force motrice supplémentaire. En ce qui concerne le frottement, il est nul si l'interface était lisse, sinon la rugosité est la seule source de la résistance au glissement [BENOIT et al~ 1993].

On peut calculer la contrainte radiale d'origine thermique par la relation suivante:

$$\sigma_r^{th} = \frac{\Delta\alpha \cdot \Delta T}{A} \quad (2.7)$$

Avec :  $\Delta\alpha = \alpha_m - \alpha_f$  et  $\Delta T = T - T_0$  où T : température d'essai mécanique et  $T_0$  : température d'élaboration du composite où  $\sigma_r^{th} = 0$ . Le coefficient de flexibilité A peut être obtenu à partir du calcul de lamé, explicite pour des disques concentriques par : OEL et FRECHETTE [1986], ce qui revient à négliger l'effet des contraintes thermiques longitudinales:

$$A = \frac{1-\nu_f}{E_f} + \frac{1+\nu_m+\nu_f(1-\nu_m)}{E_m \cdot \nu_m} \quad (2.8)$$

Avec :

\*  $E_f$ ,  $\nu_f$  et  $\nu_f$  : (module d'Young, coefficient de Poisson et fraction volumique) de la fibre \*  $E_m$ ,  $\nu_m$  et  $\nu_m$  : (module d'Young, coefficient de Poisson et fraction volumique) de la matrice.

**-Contraintes longitudinales** ( $\sigma_l^{th}$ ) : Elles sont dans le sens longitudinal des fibres et peuvent être en tension si  $\alpha_m < \alpha_f$ , ou en compression si  $\alpha_m > \alpha_f$ . Ces contraintes sont calculées, en négligeant les effets radiaux, par les relations suivantes:

$$(\sigma_f^{th}) = \frac{Ef}{1+\eta} \Delta\alpha \cdot \Delta T \quad \text{et} \quad (\sigma_m^{th}) = -Em \frac{\eta}{1-\eta} \Delta\alpha \cdot \Delta T \quad (2.9)$$

Ou 
$$\eta = \frac{Ef - Vf}{Em \cdot Vm} \quad (2.10)$$

La contrainte ( $\sigma_f^{th}$ ) joue aussi un rôle très important sur la décohésion car il y a une force motrice qui s'ajoute à la contrainte critique de décohésion ( $\sigma_f^D$ ).

**-Contraintes circonférentielles** ( $\sigma_\theta$ ). Dans le cas où  $\alpha_m > \alpha_f$  l'interface est soumise à des contraintes de tension circonférentielles pouvant provoquer une fissuration radiale. Si  $\alpha_m < \alpha_f$  l'interface est soumise à des contraintes de tension circonférentielles en compression.

Ces contraintes sont calculées selon OEL et FRECHETTE [1986] par:

$$(\sigma_\theta) = -(\sigma_r) \quad (2.11)$$

Ces trois types de contraintes résiduelles jouent donc un rôle très important dans les conditions de décohésion et les conditions de frottement. S'il existe une grande différence entre les valeurs de  $\alpha_m$  et  $\alpha_f$  la matrice se fissure lors du refroidissement. C'est le cas rencontré dans le composite

$$Al_2O_3 \quad \text{ou} \quad \Delta\alpha = -5,7 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}.$$

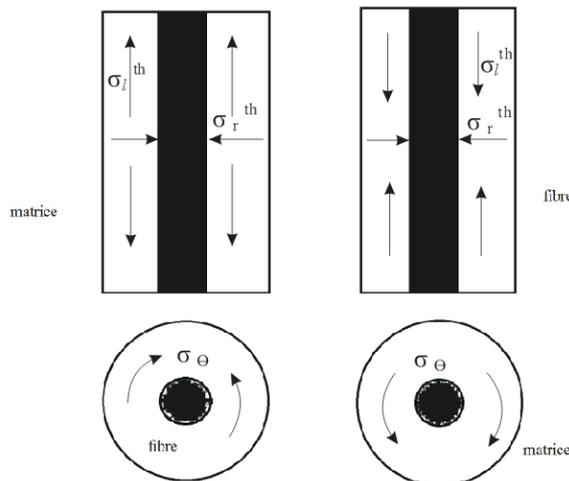


fig. II.18:

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

De nombreux travaux ont été consacrés à l'étude de l'influence des ces contraintes sur le comportement de matériaux composites [OEL et FRECHETTE, 1986; CHARALAMBIDES et EVANS, .1989; HUTCHINSON et JENSEN, 1990; BENOIT et al. 1993; KUNTZ et al, 1993; BOBET et al, 1995].

En effet MARSHALL et EVANS [1988] montrent que les contraintes résiduelles de tension dans la matrice (cas où  $\alpha_m > \alpha_f$ ) augmentent la ténacité malgré le rôle apparemment négatif de ces tensions. Ces dernières peuvent être compensées par plusieurs mécanismes dont les contraintes de compression résiduelles dans la fibre qui peuvent conduire à une augmentation de l'ouverture de la fissure quand les fibres se rompent. De même qu'une augmentation des contraintes de compression normales à l'interface peut conduire à des forces de friction plus importantes qui peuvent être bénéfiques dans le cas où l'extraction est limitée par la longueur de fibres discontinues. Mais ces forces de friction, qui contribuent à l'augmentation de la résistance mécanique du composite et de la ténacité à l'amorçage, ne doivent pas être trop importantes. En effet, si tel est le cas, la fissure matricielle traverse les fibres, conduisant alors à une rupture fragile du composite.

Dans les composites à matrice céramique, il est préférable d'avoir une petite différence entre les valeurs de  $\alpha_m$ ,  $\alpha_f$ , pour éviter la fissuration de la matrice et avoir une décohésion facile et un glissement suffisant pour assurer le transfert de charge. Ainsi le cas  $\alpha_m < \alpha_f$  est désirable dans la majorité des cas [CHAWLA, 1993].

En effet, si tel est le cas, lorsque la décohésion a lieu, la contrainte thermique résiduelle radiale est relaxée et un jeu à l'interface est créé. Dans ce cas la résistance au glissement peut s'expliquer seulement par l'effet de la rugosité [BENOIT et al, 1993].

### 6.6 .Effet de rugosité à l'interface.

Les aspérités à l'interface peuvent jouer le rôle de butée entre la fibre et la matrice qu'il est nécessaire de surpasser ou détruire pour permettre à la fibre de glisser dans sa gaine de matrice. Cette rugosité due aux aspérités est supposée provenir des deux nouvelles surfaces créées lors de la décohésion ou des défauts de la rugosité préexistants sur la surface de la fibre [JERO et KERANS, 1990; BENOIT et al 1993]. JERO et al. [1991] ont classé la décohésion résultant d'une interface rugueuse en trois modes.

1- décohésion d'une fibre rugueuse le long d'une interface relativement faible. Dans ce cas la rugosité de l'interface est donnée par la rugosité initiale de la fibre. La surface de la matrice est le miroir de la surface rugueuse de la fibre (fig. II.19, a),

2- décohésion d'une fibre (lisse ou rugueuse) le long d'une interface relativement forte (résultant d'une réaction chimique). De ce fait, la fissure se propage partiellement dans la matrice laissant ainsi des portions de celle-ci collées sur la fibre (fig. II.19, b),

3- décohésion à l'intérieur d'un revêtement faible ou poreux sur la fibre (fig. II.19, c).

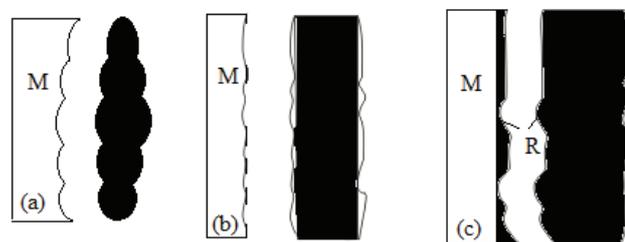


fig. II.19: Modes de décohésion selon JERO et al.[1991], M; Matrice, F; Fibre, R; Revêtement

Le troisième mode de décohésion, est préférable. L'interposition d'une interphase peu rigide de type pyrocarbone tend à favoriser la déviation de la fissure matricielle à l'interface et à réduire la fragilité du matériau.

La décohésion interfaciale est souvent une combinaison de ces trois modes et elle dépend des propriétés de la matrice. Pour obtenir de bonnes propriétés interfaciales, il faut éviter le deuxième mode qui résulte d'une interface forte et peut provoquer une rupture catastrophique du composite.

Le glissement relatif, entre fibre et matrice, fait intervenir un frottement. Dans le cas d'une interface rugueuse, une contrainte radiale de compression va apparaître lors du glissement (fig. II.20). Cette contrainte s'ajoute à la contrainte résiduelle radiale d'origine thermique. Si l'interface est en compression  $\sigma_m > \sigma_f$  la résistance la résistance au glissement va augmenter et dans le cas inverse la rugosité peut être la seule source de la résistance au glissement.

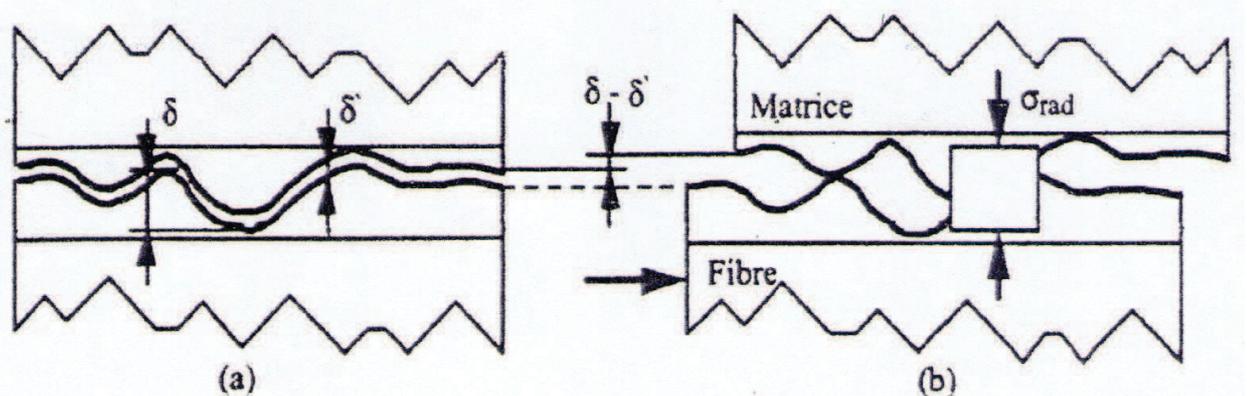
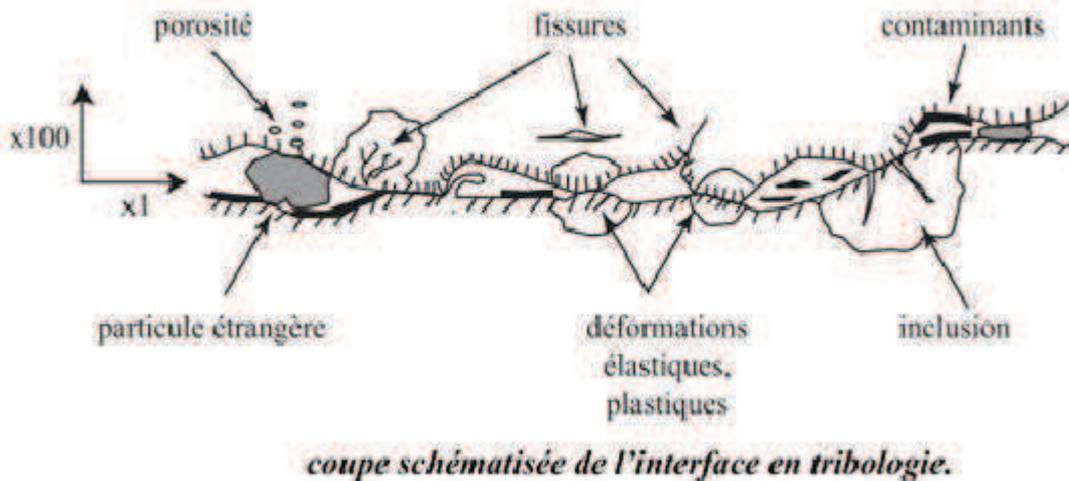


fig. II.20: Jeu interfacial et rugosité: configuration sans glissement relatif (a), et configuration avec glissement relatif et "forçage" de la rugosité [BRENET, 1994].

Une analyse a été proposée par BENOIT et al. [1993] pour estimer cette contrainte et calculer la résistance au frottement, la contrainte radiale est donnée par la relation :

$$\sigma_{rad} = \frac{\delta - \delta'}{R} \frac{1}{A} \quad (2.12)$$

Où  $\delta$  est l'amplitude effective des aspérités,  $\delta'$  est un jeu créé à l'interface après la décohésion (fig. II.19, a) :  $\delta' = R \Delta\alpha \Delta T$  et A est donné par l'équation (6.3) car le glissement relatif entraîne aussi la relaxation des contraintes thermiques longitudinales [MARSHALL, 1992].

Finalement on peut écrire l'expression de la contrainte interfaciale sous la forme:

$$\tau_f = \frac{\mu\delta}{A} - \frac{\mu}{A} R \Delta\alpha \Delta T \quad (2.13)$$

Cette équation donne aussi la variation de  $\tau_f$  avec la température, comme elle est schématisée dans la fig. II.21. Dans le cas où l'interface est en tension à la température ambiante ( $\alpha_m < \alpha_f$ ), la rugosité peut être la seule source de la résistance au glissement après la décohésion (cas d'une interface liée). Cette résistance augmente lorsque la température à laquelle se fait la mesure augmente. Cette augmentation est due au rétrécissement progressif, du jeu thermique  $\delta'$ . En dépassant  $T_0$  (température d'élaboration ou les contraintes thermiques sont nulles),  $\tau_f$  augmente encore et l'interface sera en compression radiale thermique (fig. II.21, a).

Dans le cas inverse ( $\alpha_m > \alpha_f$ ), en faisant les mesures à la température ambiante, la contrainte radiale résultant de l'effet de la rugosité s'ajoute à celle d'origine thermique et par conséquent la résistance au glissement est grande. Cette résistance diminue lorsque la température à laquelle se fait la mesure augmente ( $\Delta T$  augmente). En dépassant  $T_0$ ,  $\tau_f$  diminue encore par l'apparition du jeu thermique qui va s'élargir progressivement. C'est la rugosité seule qui résiste au glissement.

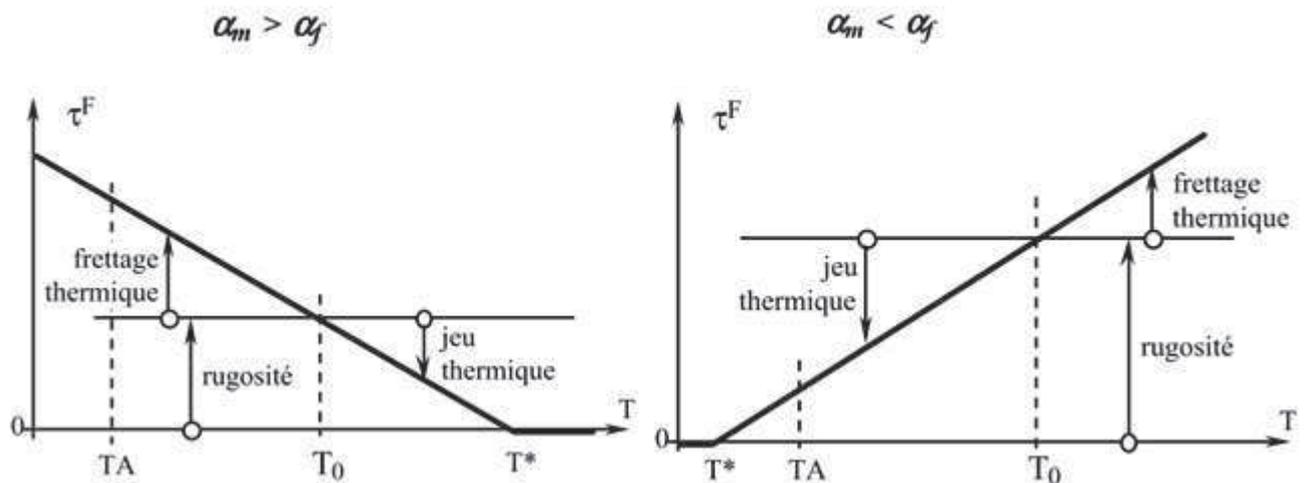


fig. II.21: Schéma représentant la variation de la contrainte interfaciale de frottement en fonction de la température: cas où ( $\alpha_m < \alpha_f$ ) (a) et cas où ( $\alpha_m > \alpha_f$ ) (b) [ROUBY, 1995].

L'incorporation d'un revêtement sur la fibre modifie la rugosité à l'interface ainsi que le champ des contraintes thermiques résiduelles dans le composite et par conséquent le comportement interfacial du composite.

Nous allons voir dans le paragraphe suivant le rôle des revêtements sur le comportement d'un composite.

### 6.7. Rôle des revêtements des fibres (l'interphase).

Les fibres sont revêtues dans un premier temps pour les protéger lors de leur manipulation. En réalité, même si cette fonction protectrice existe, le but d'un revêtement est:

- d'empêcher un accrochage chimique trop important entre fibre et matrice,
- de créer des liaisons interfaciales favorisant la déviation de la fissure matricielle à l'interface,
- de permettre le transfert de charge, donc d'avoir une contrainte de frottement  $\tau_f$  élevée.

La fig. II.22 montre l'influence du revêtement des fibres SiC sur le comportement à la rupture d'un composite (à matrice de Zircon) en flexion d'après

[SINGH, 1990]. On observe une rupture prématurée du composite renforcé par des fibres non revêtues par rapport au même composite renforcé par des fibres revêtues: ce dernier cas montrant une diminution de la charge plus graduelle et donnant une dissipation d'énergie plus importante.

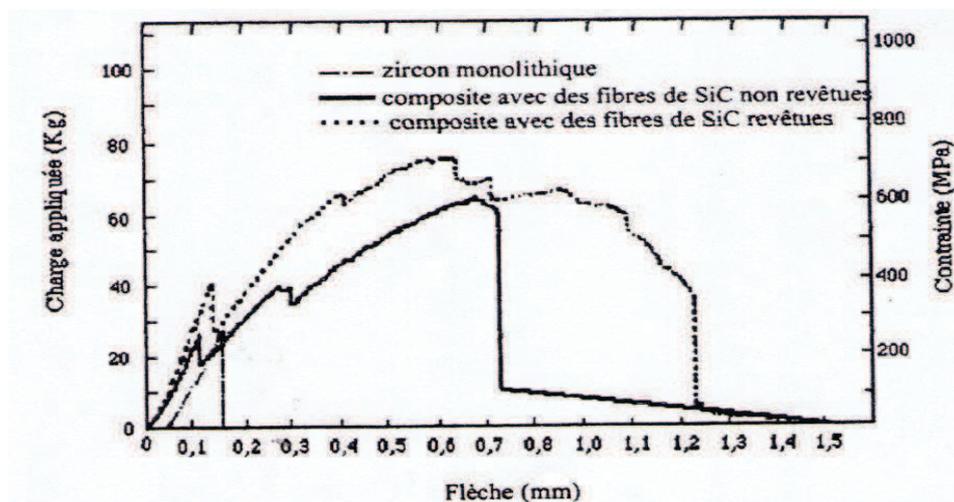


fig. II.22: Influence de la présence ou non d'un revêtement en BN sur des fibres SiC, sur la rupture en flexion du composite à matrice de Zircon. D'après SINGH [1990].

La qualité des liaisons interfaciales d'un composite dépend de la qualité du revêtement de ses fibres. Avec un mauvais revêtement des fibres, le glissement à l'interface va réduire rapidement les aspérités: usure rapide de l'interface. Cette usure se produit aussi dans les interfaces fortes et conduit à une dégradation de la résistance au glissement et du comportement du composite [JERO et al. 1991; KERANS, 1994; KERANS et al. 1994; KERANS, 1995; SINGH et REDDY 1996].

L'interposition d'une interphase peu rigide de type pyrocarbone tend à favoriser la déviation de la fissure matricielle à l'interface interphase/fibre et à réduire la fragilité du matériau en diminuant la limite de début d'endommagement. Par contre, l'effet inverse se produit si l'interphase est rigide (Par exemple carbure de bore) en favorisant la déviation de fissure à l'interface matrice/interphase [MARTIN et al. 1992]. L'épaisseur de la couche du dépôt a un effet sur la qualité des liaisons: plus celle-ci est importante, plus l'effet dissipatif à la rupture du matériau est grand. Mais, avec des épaisseurs très grandes les propriétés mécaniques du composite chutent après la décohésion (à cause de la diminution de la contrainte interfaciale de frottement) et il existe une épaisseur optimale pour laquelle les propriétés sont optimales [MENESSION et al. 1988].

CORBIN et al. [1986] ont étudié l'influence de l'épaisseur du revêtement Sur deux types de composites à fibres SiC et une matrice en nitrure de silicium, le premier type est renforcé avec des fibres SCS-2 (couche de carbone de 1  $\mu\text{m}$ ) et le deuxième avec des fibres SCS-6 (couche de carbone de 3  $\mu\text{m}$ ). Les résultats ont montré que la résistance et la déformation à rupture du composite SCS-6 sont supérieures à celles du composite SCS-2. Ces résultats montrent que les fibres SCS-2 ont formé une liaison très forte avec la matrice, ce qui n'a pas été le cas avec les fibres de SCS-6. D'après l'analyse des fibres extraites, les atomes de silicium ont diffusé dans la couche de carbone des fibres SCS-2 et l'interphase n'est plus riche en carbone. D'autre part les fibres SCS-6 avec leur couche épaisse ont pu résister à l'infiltration du silicium

Pendant l'étape d'élaboration. Cette étude montre l'importance de la stabilité du revêtement pendant l'élaboration du composite [KERANS et al. 1989].

Les revêtements les plus utilisés sont à base de pyrocarbone et de nitrure de bore. Ils sont déposés par différentes méthodes et souvent par CVD (Chemical Vapor Deposition).

L'interphase permet d'optimiser les caractéristiques mécaniques interfaciales, mais l'inconvénient des dépôts utilisés (pyrocarbone et BN) est leur faible résistance à l'oxydation lors de la fabrication Ou pendant le service du composite. Ce phénomène provoque la dégradation des propriétés interfaciales et par conséquent du comportement du composite [BARS OUM et al. 1991]. La préparation des composites et des revêtements par la méthode sol-gel peut jouer un rôle pour limiter ce phénomène car la température finale de densification par cette méthode est plus basse que celle utilisée avec les méthodes traditionnelles.

### 6.8. Techniques de mesure des grandeurs interfaciales.

L'effet de l'interface dans un composite renforcé a fait l'objet d'un grand nombre de travaux.

Diverses méthodes d'évaluation des propriétés mécaniques de l'interface ont été mises en œuvre et on peut les classer en deux catégories [DESPIERRES et CHERMANT, 1995]:

**Méthodes indirectes:** elles consistent à solliciter un composite dans son ensemble et l'utilisation d'un modèle micromécanique est nécessaire pour déduire les caractéristiques de l'interface. Ces méthodes impliquent par exemple:

- la mesure de la distance entre microfissures, modèle ACK  
[A VESTON et al., 1971; A VESTON et KELLY, 1973].
- la mesure de l'ouverture des fissures à la charge et décharge  
[MARSHALL et EVANS, 1985].
- la mesure de la longueur de déchaussement  
[THOULESS & EVANS, 1988].
- l'analyse des cycles de charge/décharge  
[REYNAUD, 1992].

**Méthodes directes :** elles consistent à solliciter une fibre unitaire dans son environnement composite ou dans un système supposé reproduire ses caractéristiques. (Composite modèle).

L'exploitation des résultats est supposée conduire de manière directe au comportement de l'interface. Selon la méthode de sollicitation, on distingue:

- le test d'extraction "pull-out" (traction sur une seule fibre afin de l'extraire de sa gaine matricielle),
- les tests d'indentation: l'indentation classique et le "push-out" et le "push-back (enfouissement d'une fibre afin de la faire glisser dans la matrice),
- le test de fragmentation sur un composite monofilamentaire (le composite modèle est sollicité en traction) [CURTIN, 1991; MOLLIEX et al" 1994], (fig. II.23, a)
- le test « slice » (compression d'un composite modèle entre deux plaques : inférieur, rigide et supérieur ductile) [KAGAWA et HONDA, 1991; HSUEH, 1993]. (fig. II.23, b).

Les tests micromécaniques les plus pratiqués pour étudier l'interface fibre/matrice dans les composites à matrice céramique sont le test d'extraction « pull-out » et les tests d'indentation, Nous décrirons par la suite ces méthodes que nous avons testées sur nos composites modèles pour déterminer leurs propriétés interfaciales.

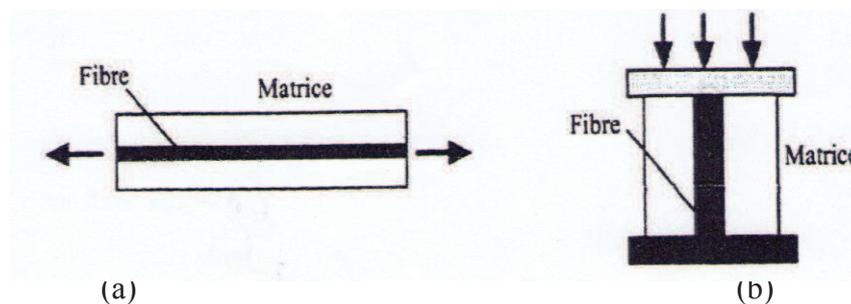


fig. II.23: Principes des tests de fragmentation (a) et (b).

### 6.8.a .Test d'extraction « pull-out ».

Cette technique a été utilisée pour caractériser les propriétés interfaciales des composites à matrice fragile [JUREWICZ et KERANS, 1988; GOETTLER et FABER, 1988; KUNTZ et al. 1994; MU:M:M et F ABER, 1995].

Le principe de cet essai consiste à soumettre une fibre, dont une partie est enchâssée dans une gaine de matrice, à une contrainte, de traction uniaxiale (fig. II.24), jusqu'à provoquer la décohésion à l'interface, puis l'extraction complète de la fibre.

Durant l'essai, on peut enregistrer la courbe Force appliquée -Déplacement (fig. II.25). Cette courbe peut se décomposer en deux domaines:

- un premier domaine (A) qui correspond à la déformation élastique de la partie libre de la fibre qui provoque la décohésion.
- la charge maximale ( $F_d$ ) correspond à la décohésion complète.
- La décohésion est suivie par une chute de la force et ensuite l'extraction de la fibre va commencer à partir de la force ( $F_o$ ), mettant en jeu un frottement.
- La sortie de la fibre de la matrice est accompagnée par une décroissance continue de la force appliquée car l'aire des surfaces frottantes diminue.

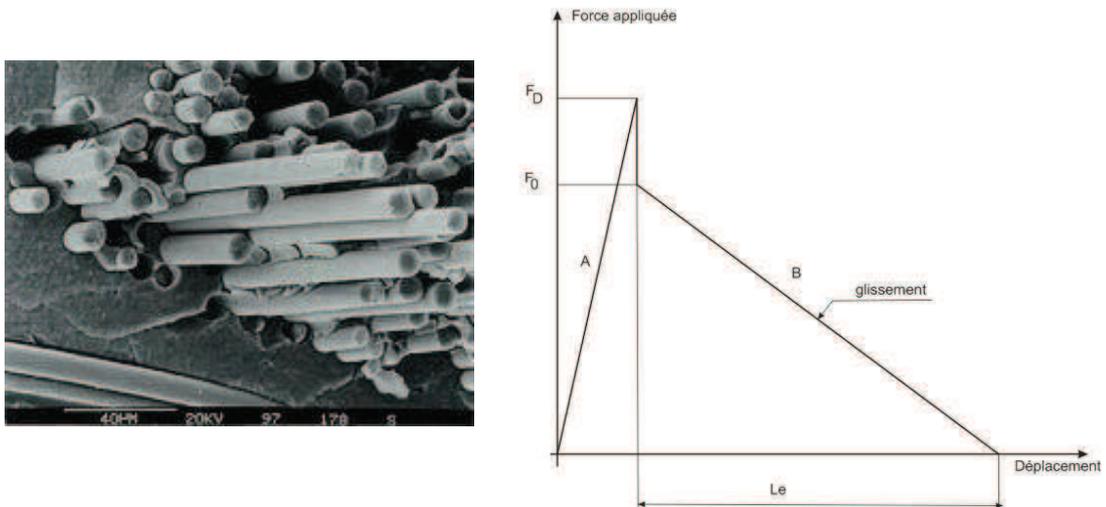


fig. II.25: courbe typique d'essai d'extraction « pull-out ».

### 6.8. b .Test d'indentation.

Cette méthode a été développée à l'origine pour les composites à matrice céramique par MARSHALL (1984). il s'agit d'une technique de micro indentation qui consiste à appliquer à l'aide d'un indenteur Vickers une charge sur une fibre qui se présente perpendiculairement à la surface du matériau poli (fig. II.26).

A partir de la charge appliquée \$F\$ ainsi que du déplacement \$U\$ de la fibre et en considérant que la charge appliquée est supportée totalement par les contraintes de friction à l'interface, tandis que l'effet de dilatation radiale de la fibre (effet de poisson), pendant l'essai est négligée, on peut déterminer la contrainte interfaciale par l'équation (MARSHALL et EVANS 1985).

$$\tau = \frac{F^2}{4UE_f R^3 \pi^2} \quad (2.14)$$

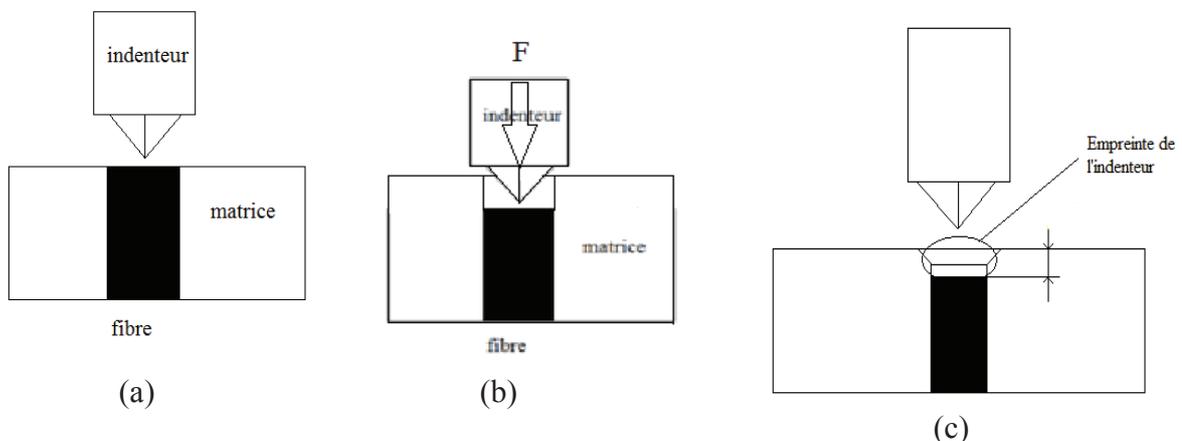


fig. II.26: Schémas de l'essai d'indentation ; (a) avant, (b) pendant, (c) après. D'après MARSHALL (1984).

Où  $F$  est la force appliquée,  $R$  est le rayon de la fibre, et  $E_f$  est le module de Young de la fibre. Mais avec cet essai, on ne peut obtenir la décohésion totale de la fibre et l'effet de poisson ne peut pas être négligé. Pour ces raisons il est difficile de savoir si les valeurs obtenues reflètent la contrainte interfaciale de décohésion, la contrainte de frottement ou une combinaison des deux. MARSHALL et OLIVER (1987), on modifié ce test on utilisant nanoindenteur qui permet de mesurer la force appliquée en fonction du déplacement au cours du chargement et d'un déchargement (fig. II.27). Les contraintes de frottement et d'une combinaison frottement-décohésion ont alors été analysées par la prise en compte d'un seuil de décohésion interfaciale. Ceci permis en outre de calculer l'énergie de rupture et la contrainte interfaciale de frottement  $\tau_f$  à l'aide de l'équation :

$$U = \frac{F^2}{4\pi^2 R^3 E_f \tau_f} - \frac{2G_c}{\tau_f} \quad (2.15)$$

Où  $G_c$  est l'énergie de rupture en mode II à l'interface.

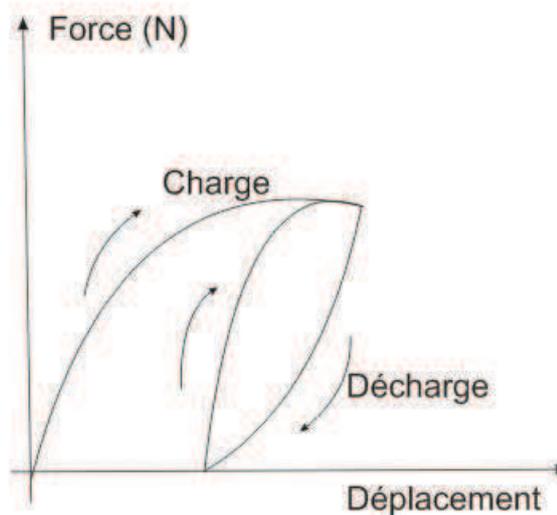


fig. II.27: courbe charge-décharge d'un essai d'indentation  
MARSHALL et OLIVER (1987)

Les avantages de la technique de l'indentation résultent des faits suivants :

- Elles peuvent être appliquées en utilisant une face polie d'un composite Unidirectionnel standard.
- Elle ne dépend pas des propriétés de rupture de la fibre car celle-ci est testée en compression.

Deux types d'échantillons peuvent être utilisés :

Il s'agit d'échantillons épais généralement faciles à réaliser, mais la fibre est comprimée pendant le test ce qui demande des efforts importants par rapport à la force nécessaire de glissement de plus la détermination de la longueur de la partie décollée de la fibre est difficile à définir et par conséquent les calculs des contraintes interfaciales nécessitent des hypothèses supplémentaires. Par contre, les échantillons minces permettent une détermination aisée des paramètres de l'interface, néanmoins la préparation des éprouvettes contenant des fibres de faibles diamètres reste l'étape la plus délicate à réaliser. Avec les échantillons minces l'essai est nommé « push-out » ou « push-down » [KERANS et al, 1989].

**\*Test de « push-out »**

LAUGHNER et al. [1986] ont été les premiers à utiliser cette technique, qui consiste à appuyer à l'aide d'un indenteur sur une fibre, qui se présente perpendiculairement aux surfaces d'échantillon, afin de l'extraire de la matrice en utilisant des échantillons minces (épaisseur de 1 à 3 mm) (fig. II.28). Dans ce test la décohésion est totale sur l'interface et la fibre glisse sur toute sa longueur pendant l'étape du glissement.

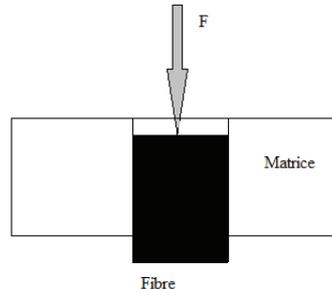


fig. II.28: principe de l'essai de « push-out » .

De la même façon que pour la méthode « pull-out », les contraintes interfaciales de la décohésion et de frottement sont déterminées à partir de la courbe force-déplacement.

On peut distinguer dans cette courbe fig. II.29:

- Un sommet de charge  $F_d$  après une partie linéaire **A** qui correspond à la décohésion, puis une chute de la force suivie d'un glissement partie **B** mettant en jeu un frottement entre la fibre et la matrice.

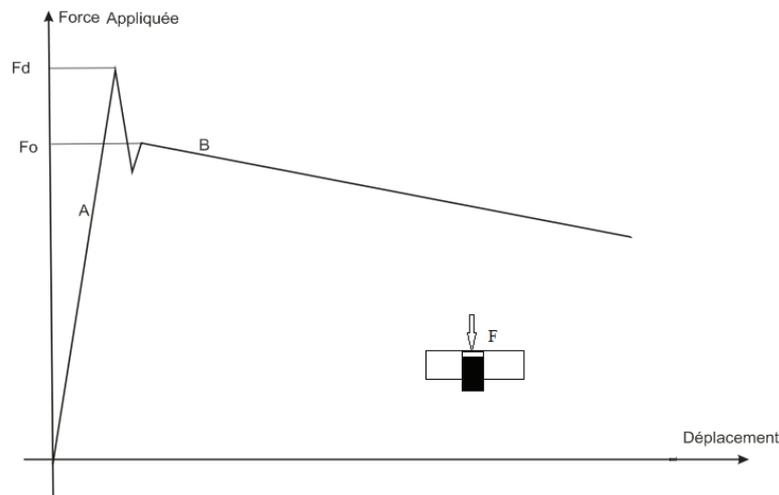


fig. II.29: courbe typique d'essai de push-out.

Pour éviter de déformer la fibre pendant l'essai, il est préférable que l'indenteur ne soit aigu (ou pointu). BRIGTH et al. (1989) ont utilisé un indenteur de carbure de tungstène qui a une forme conique avec une base circulaire plate fig. II.30, et qui permet d'effectuer l'essai sans endommagement de la fibre ni contact avec la matrice.

Dans les composites à matrice ductile (métallique), un problème de flexion de l'éprouvette peut apparaître si la distance du support X est très grand par rapport au diamètre de la fibre. [VERMA et al. 1995].

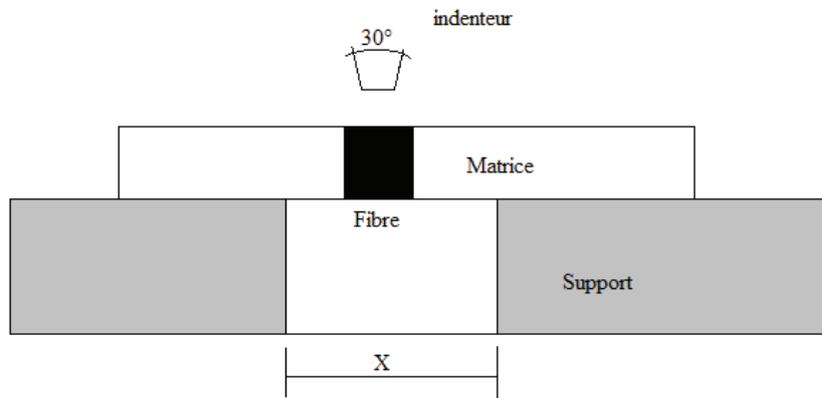


fig. II.30: Géométrie conique de l'indenteur pour l'essai de « push-out ».

**\*Test de « push-back ».**

A la fin de l'essai de « push-out », l'échantillon est retourné pour repousser la fibre en sens inverse fig. II.31

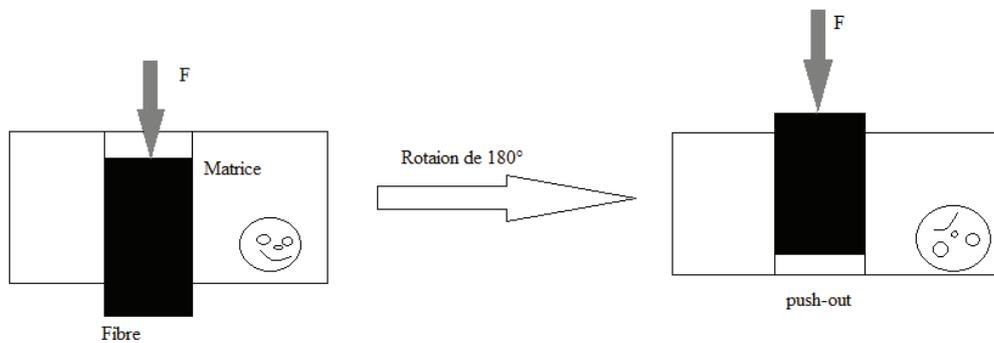


fig. II.31 : principe de l'essai de « push-back » .

Pendant l'essai , la fibre est repoussée au-delà de sa position initial ( son origine : point de départ de l'essai de « push-out » ) . une courbe Force –Déplacement est enregistrée (fig. II.32) et on constate une partie linéaire( **A**) jusqu'à niveau de charge nécessaire pour redémarrer le glissement . le glissement de la fibre dans la matrice est accompagnée par une croissance continue de la force appliquée partie ( **B** ) , car l'aire des surfaces frottantes augmente . ensuite , on observe une chute importante de la force au moment du passage par la position initiale .

« Seating drop » et un nouvel essai de push-out qui recommence partie ( **C** ). fig. II.32. Cette technique a été utilisée par JERO et KARANS (1990) et JERO et al. (1991)

Qui ont mis en évidence le crochet de repositionnement « seating drop » qui correspond à la remise en place de la fibre dans sa position initiale dans la matrice.

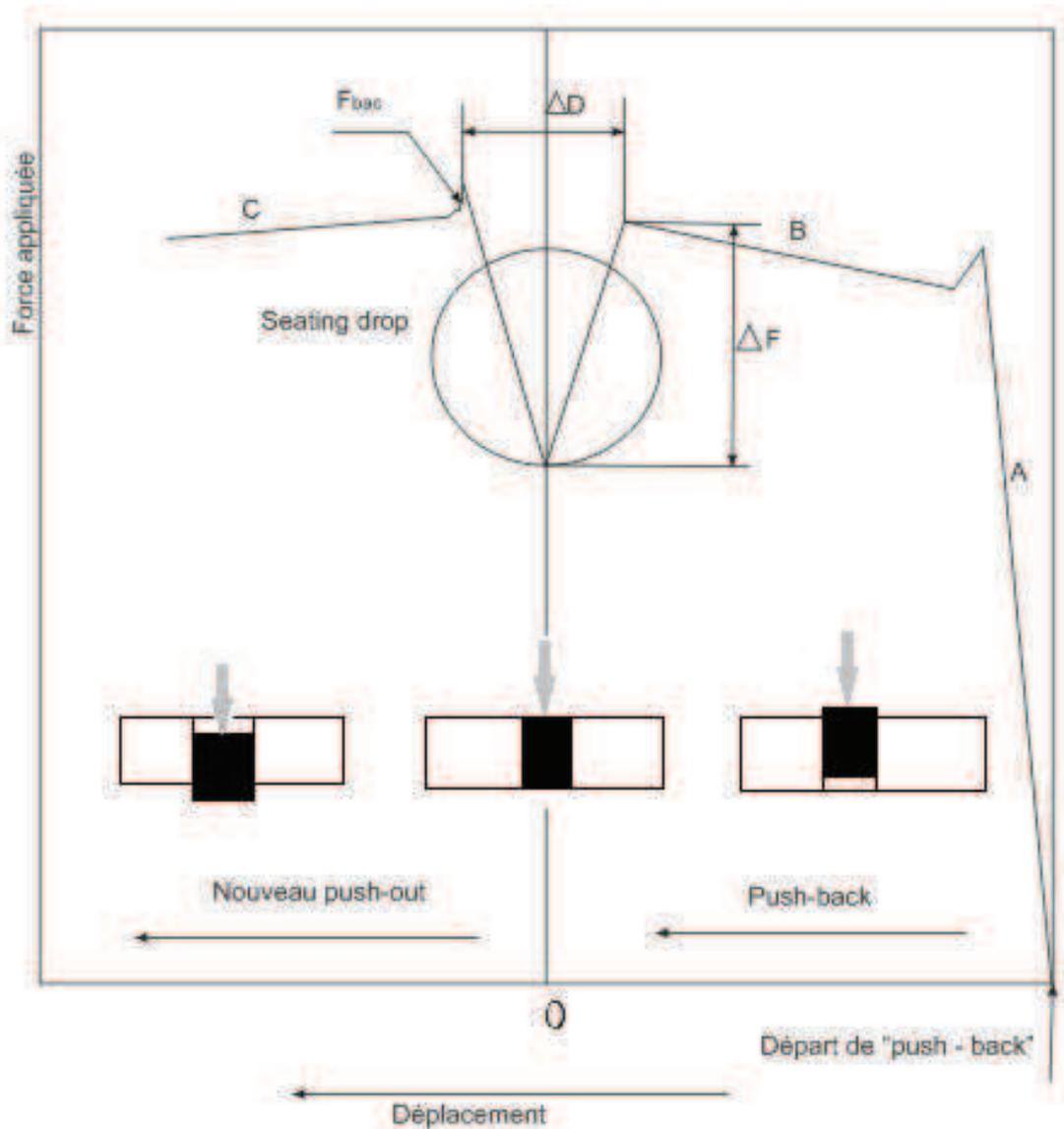


fig. II.32. Courbe Force-Déplacement d'un essai de « push-back ».

Ce phénomène montre clairement que le glissement est fortement contrôlé par la rugosité : au départ de l'essai de « push-out », juste après la décohésion et au début du glissement, les surfaces rugueuses de la fibre et la matrice sont en coïncidence ; cette coïncidence est retrouvée lors du retour de la fibre à sa position initiale par l'essai de push-back.

La fig. II.33 montre le schéma du scénario avant, pendant et après le phénomène de « seating drop ». la force pendant (la position 1) est une force globale nécessaire pour faire glisser tous les contacts fibre/matrice sans avoir un effet des aspérités de la fibre et des creux de la matrice. Ensuite les aspérités commencent à être en correspondance avec une pente négative du contact (position 2) manifeste par une chute de la force. Les surfaces rugueuses de la fibre et de la matrice sont en coïncidence (position 3), ce qui correspond à la position initiale de la fibre. Pour sortir de cette coïncidence il est nécessaire d'augmenter la force pour surmonter la pente (position 4). Enfin à la (position 5), le glissement revient au même niveau qu'au début (position 1).

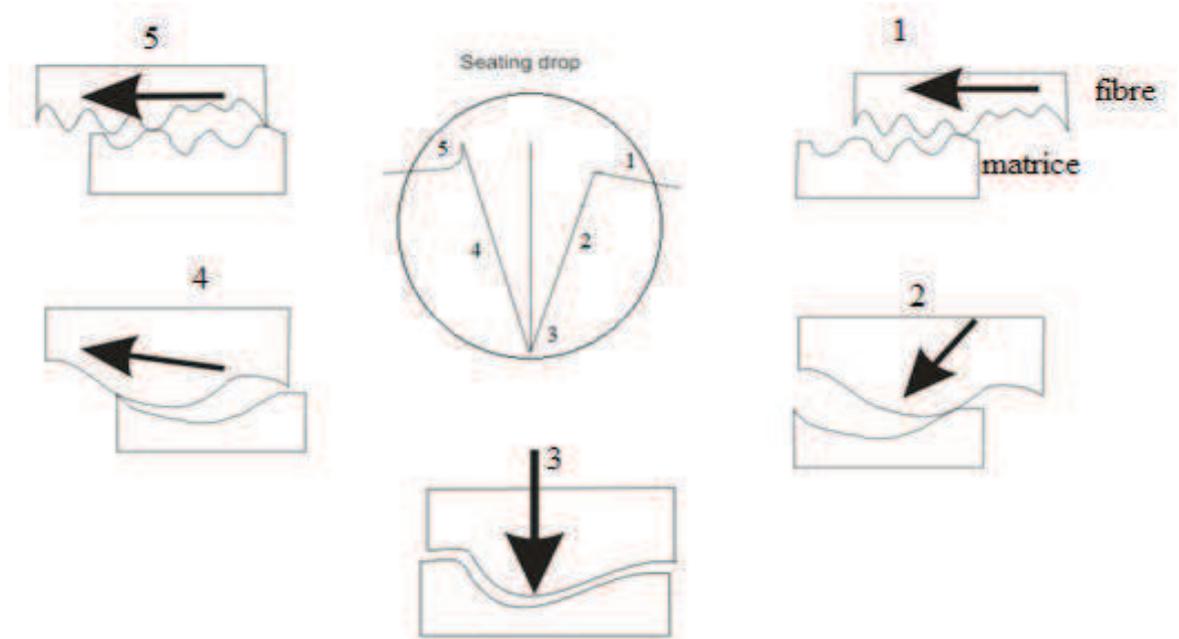


fig. II.33: schema du scenario de « seating drop » : glissement ordinaire entre les surface (1), asperites commençant à etre en correspondance (2), position initiale de la fibre (3) , asperites commençant à sortir de la correspondance (4) et de nouveau glissement ordinaire.

Cette technique permet de séparer l'effet de la rugosité de l'effet du frettage thermique qui s'exerce sur l'interface pendant le glissement. Les niveaux de force avant et apres le seating drop (position : 1 et 5, fig. II.32) correspondent à ces deux effet (rugosite et frettage thermique), tandis que le niveau de force au moment de la coïncidence (position initiale : 3, fig. II.32) corespond seulement au frettage technique. Cette analyse a permis de calculer l'amplitude moyenne des asperites par la relation [JERO et al.,1991] :

$$\delta = \Delta F \frac{k}{\pi \xi R} \frac{1}{\exp\left(\frac{2\mu k L_e}{R}\right) - 1} \quad (2.16)$$

Ou  $F$  est la différence de la force entre les valeurs avant seating drop et le moment de la coïncidence fig. II.32,  $k$  et  $\xi$  sont des constantes liés aux propriétés des constituants (Fibre et matrice) et obtenus à partir du calcul du Lamé, par les relations :

$$k = \frac{E_m \nu_f}{E_f(1+\nu_m) + E_m(1-\nu_f)} \quad \text{et} \quad \xi = \frac{E_m E_f}{E_f(1+\nu_m) + E_m(1-\nu_f)} \quad (2.17)$$

En utilisant la fibre SCS-6 dans des matrices de verre et mesurant les diamètres des modules superficiels de la fibre, on trouve que leurs dimensions sont variées et que leur diamètre maximal est environ de 10 $\mu$ m. Cette valeur est en corrélation avec la période de seating drop  $\Delta D$  mesurée sur la courbe Force-Déplacement fig. II.33 et qui a une valeur entre 9 et 3  $\mu$ m [JERO et al.1991].

Enfin, l'évolution de la contrainte interfaciale de frottement pendant le glissement peut-être contrôlée par la mesure de sa valeur après la décohésion en push-out et juste après le seating drop push-back. La dégradation à l'interface peut-être étudiée en faisant plusieurs cycles d'essais push-out et push-back.

## 7. calcul des caractéristiques de l'interface à partir des essais d'extraction et d'indentation.

Les caractéristiques de l'interface paraissent clef pour la détermination du comportement des matériaux composites. Les caractéristiques de l'interface comportent : la contrainte de décohésion ( $\tau_d$ ), la contrainte de frottement ( $\tau_f$ ), le coefficient de frottement ( $\mu$ ), l'énergie d'adhésion et d'autres grandeurs physico-chimiques.

Nous avons signalé auparavant que plusieurs facteurs pouvaient intervenir dans les caractéristiques de l'interface. A part les propriétés des constituants et les conditions d'élaboration, les conditions expérimentales pendant les tests micromécaniques peuvent aussi jouer un rôle.

### 7.1. calcul simple de ( $\tau_d$ ) et ( $\tau_f$ ) (modèle linéaire).

C'est l'exploitation la plus simple pour calculer les contraintes interfaciales ( $\tau_d$ ) et ( $\tau_f$ ). Ce modèle suppose que la force appliquée est supportée par une contrainte interfaciale constante le long de l'interface fibre/matrice [MARSHALL, 1984]. Les contraintes ( $\tau_d$ ) et ( $\tau_f$ ) sont calculées ainsi :

**7.1.1. Contraintes interfaciales de décohésion ( $\tau_d$ ) :** on considère que cette contrainte est constante le long de la fibre et se calcule à partir de l'équilibre des forces exercées sur l'échantillon par la relation :

$$\tau_d = \frac{F_d}{2\pi RL_e} \quad (2.18)$$

Ou :

$F_d$  : est la force nécessaire pour provoquer la décohésion (voir courbe force-déplacement).  
( fig. II.25 et fig. II. 29)

$L_e$  : longueur enchâssée ou (l'épaisseur de l'échantillon).

$R$  : rayon de la fibre.

Ce calcul simple présente l'avantage de ne faire parvenir que la force  $F_d$  et la surface de décohésion ( $2\pi RL_e$ ), mais il ne fournit qu'une valeur moyenne apparente de  $\tau_d$  qui n'est pas uniforme le long de la fibre [GRAY, 1984 ; KERANS ET PARTHASARATHY, 1991].

7.1. 2. *Contraintes interfaciales de frottement* ( $\tau_f$ ) : la deuxième étape (fig. II.25 et fig. II. 29) fournit théoriquement une évolution linéairement décroissante dont la pente permet d'obtenir une valeur moyenne de la Contraintes interfaciales de frottement ( $\tau_f$ ).

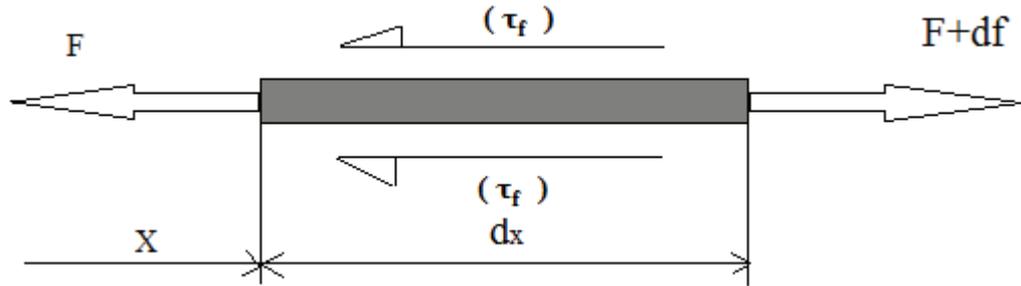


fig. II.34: Volume représentatif élémentaire et équilibre statique des contraintes dans une fibre pendant le glissement.

A partir de l'équilibre d'un élément de longueur ( $dx$ ) de la fibre ,on trouve :

$$\sigma_f \pi R^2 + (\sigma_f + d\sigma_f) \pi R^2 - \tau_f \cdot 2\pi dx = 0 \quad (2.19)$$

Ou

$$\sigma_f = \frac{F}{\pi R^2} \quad (2.20)$$

Finalement on obtient :

$$\frac{d\sigma_f}{dx} = - \frac{2\tau_f}{R} \quad (2.21)$$

Dans le cas où  $\tau_f$  est constante, la pente de la courbe pendant l'étape de glissement égale à  $-\frac{2\tau_f}{R}$ .

Et on peut aussi calculer  $\tau_f$  par la relation :

$$\tau_f = \frac{F_0}{2\pi R L_e} = \text{constante} \quad (2.22)$$

Ou  $F_0$  est la force juste après la décohésion au début du glissement (ou  $x=0$  et  $F=F_0$ ). L'estimation des contraintes interfaciales  $\tau_d$  et  $\tau_f$  dans ce modèle est raisonnable par rapport aux autres modèles qui prennent en compte des effets intervenants dans le comportement interfacial [SINGH et al ,1996].

### 7.2. calcul de ( $\tau_d$ ) et ( $\tau_f$ ) par d'autres modèles.

Plusieurs modèles de calcul ont été proposés par des études plus approfondies réalisées à partir des essais d'extractions et d'indentation pour estimer les caractéristiques de l'interface. Concernant les essais d'extraction, GRESCZUK [1969] a été le premier à modéliser la force maximale  $F_d$ , pour laquelle apparaissent la décohésion et la force  $F_0$ , correspondante au début du glissement par « Shear-lag model ».

$$F_d = \frac{2\pi R \tau_d}{\beta} \tanh(\beta L_e) \quad (2.23)$$

Avec

$$\beta = \sqrt{\frac{2G_i}{b_i R E_f}} \quad (2.24)$$

$$F_0 = \frac{\sigma_0 \pi R^2}{k} [1 - \exp(\frac{-2\mu k L_e}{R})] \quad (2.25)$$

Ou :

$L_e$  : longueur enchassée

$G_i$  : Module de cisaillement de l'interface

$b_i$  : Épaisseur effective de l'interface

$\mu$  : Coefficient de frottement

$\sigma_0$  : Contrainte de compression à l'interface

$k$  : Paramètre dépendant des propriétés de la fibre et la matrice et qui est égale à :

$$k = \frac{E_m \nu_f}{E_f (1 + \nu_m)} \quad (2.26)$$

Ou  $\nu_f$  et  $\nu_m$  les coefficients de poisson respectivement pour la fibre et la matrice. Le même modèle a été développé par SHETTY [1988] pour l'essai de « push-out » qui diffère par la relation de la force  $F_0$  correspondant au début du glissement.

Il faut noter que l'hypothèse de Shetty se base sur la présence d'une contrainte radiale de compression qui est notée positive. Si la contrainte est en tension (négative), une fois que la décohésion se produit, la fibre se sépare de la matrice et glisse librement.

Si la force appliquée à l'extrémité de la fibre est supportée complètement par le frottement interfacial, l'expression suivante revient à équilibrer chaque élément  $dx$  de la fibre.

$$-\pi R_f^2 \frac{d\sigma_f}{dx} = 2 \pi R_f \mu \sigma_r \quad (2.27)$$

La substitution de l'équation (2.25) et l'intégration donnera la solution suivante pour la contrainte de compression axiale dans la fibre :

$$\sigma_f(x) = \frac{1}{k} \left[ \left( \sigma_0 + \frac{kF}{\pi R_f^2} \right) \exp\left(-\frac{2\mu kx}{R_f}\right) - \sigma_0 \right] \quad (2.28)$$

Ou :  $\mathbf{F}$  est la force appliquée sur l'extrémité de la fibre. Notons que l'équation (2.28) satisfait la condition limitée de  $\sigma_f(x=0) = F_{\max}/\pi R_f^2$ . pour une force appliquée donnée  $\mathbf{F}$ , il y a une distance finie  $x = \mathbf{l}$  pour laquelle la contrainte axiale diminue à zéro, et celle-ci est donc définie comme la longueur de glissement :

$$l = \frac{R_f}{2\mu k} \ln\left(\frac{\sigma_0 + k F_{\max}}{\pi R_f^2 \sigma_0}\right) \quad (2.29)$$

Il faut noter que l'équation (2.29) n'est pas une solution complète du push-out de la fibre quand  $l < x$ , i.e., la longueur de glissement est plus petite que la longueur enchâssée de la fibre. Quand la longueur de glissement ( $\mathbf{l}$ ) approche la longueur totale ( $\mathbf{x}$ ), la force appliquée à pousser la fibre est maximale, et la charge maximale correspondant  $F_{\max}$  est donnée par l'expression suivante :

$$F_{\max} = \left(\frac{\pi R_f^2 \sigma_{r0}}{k}\right) \cdot \left[\exp\left(\frac{2\mu kx}{R_f}\right) - 1\right] \quad (2.30)$$

L'équation (2.30) fourni une base pour la détermination expérimentale des paramètres interfaciaux,  $\mu$  et  $\sigma_{r0}$ . Celle-ci peut être faite en résultant une série d'essais d'arrachement (push-out) ou d'indentation (push-out) sur des composites en faisant varier la longueur enchâssée de la fibre. La courbe typique de ce type d'essai doit présenter une région élastique linéaire qui se termine par la force de la décohésion, puis un stade non linéaire d'augmentation de charge correspondant à l'augmentation de la longueur du glissement dans l'éprouvette et lorsque  $F_{\max}$  est atteint ; une diminution de charge quand la fibre glisse dans sa totalité et s'extrait de la matrice.

La figure. (III.9) compare la variation de la contrainte de cisaillement le long de l'interface de fibre prévue par le modèle de shear-lag (analyse de Shetty), avec les éléments finis et dans le cas du cisaillement interfacial constant. On voit bien que le cisaillement interfacial est maximal à proximité de la surface et en suite diminue. La contrainte de cisaillement interfacial est plus grande pour le modèle d'élément finis et le modèle de shear-lag par rapport au modèle à  $\tau$  constant. A partir des équations (2.26) et (2.27), on peut conclure que la variation de la contrainte de cisaillement interfacial le long de l'interface est donnée par la relation suivante :

$$\tau_x = \mu \left( \sigma_0 + \frac{kF}{\pi R_f^2} \right) \exp \left( -\frac{2\mu kx}{R_f} \right) \quad (2.31)$$

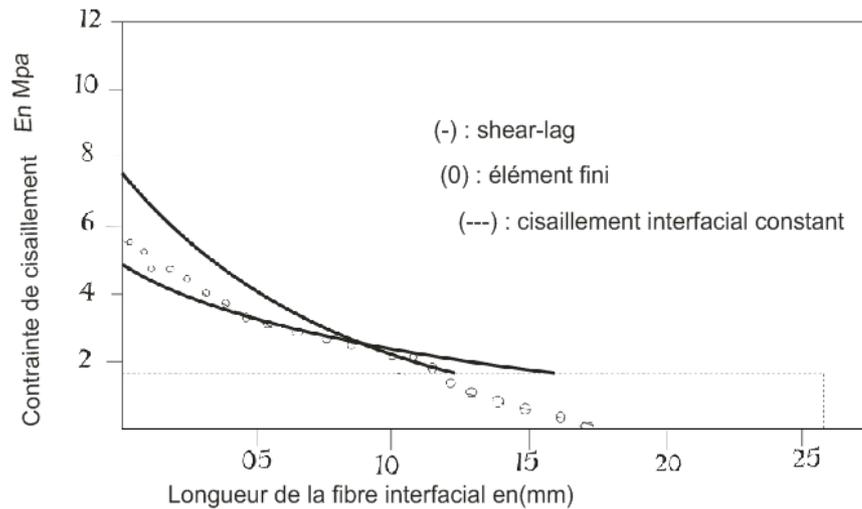


Fig. (III.9): comparaison des variations de la contraite de cisaillement le long de l'interface fibre / matrice selon l'analyse du shear-lag aux éléments finis et cas du cisaillement constant. [SHETTY 88]

### 8. Conclusion :

Afin de modéliser l'endommagement et la rupture des composites à fibres sous chargement mécanique, plusieurs approches sont utilisées. Parmi eux, l'analyse, des modèles basés sur le transfert de charge (modèle de Cox). L'un des défis de cette modélisation est la nécessité de prendre en compte l'endommagement et le décollement d'interface et le comportement d'aspect statistique de la fibre et la matrice qui seront évalués dans notre travail sous l'influence des contraintes mécanique, ( la contraite de décohesion ( $\tau_d$  ), la contraite de frottement ( $\tau_f$  ), le coefficient de frottement ( $\mu$  ) ), pour le faire on fait appel à MATLAB afin de mieux orientée la modélisation de ces contraintes.

# Chapitre

# III

## **Modélisation de l'interface Fibre/matrice**

# Modélisation de l'interface

## Fibre/matrice

### 1. Introduction.

Dans le cas des composites unidirectionnels carbone/époxy soumis à un effort de traction dans la direction des fibres, les modèles de prédiction de leur rupture sont basés sur :

- La connaissance de la distribution stochastique de la résistance de la fibre et de la matrice (modélisation par la fonction de distribution de Weibull [WEI51] en règle générale).
- Le calcul des coefficients de transfert de contraintes dans les fibres intactes voisines de fibres rompues.
- Les contraintes ultimes conduisant à l'initiation d'endommagement dans les différents constituant du composite et qui mène à la ruine macroscopique de l'unidirectionnel.

Il apparaît, au travers de ces modèles, que la clé d'une évaluation réaliste de la contrainte macroscopique de rupture est la bonne appréciation des coefficients de transfert de charge et de la longueur sur laquelle agit cette surcontrainte et ceci afin d'estimer correctement l'évolution de la probabilité de rupture des fibres intactes voisines. Une estimation fiable de ces quantités, ou tout du moins dans un bon ordre de grandeur, nécessite une modélisation fine de la microstructure et en particulier une bonne connaissance du comportement in-situ de la matrice, de l'interface fibre/matrice et de la répartition des fibres. C'est ce dernier point, notamment en raison de la difficulté de la prise en compte de la réalité complexe des phénomènes de rupture, qu'en 1952, Cox [COX52] introduit le concept d'une résolution analytique dite « Shear-Lag », les calculs par éléments finis n'étant pas à l'époque objectivement raisonnables à cause de la faible puissance des ordinateurs. Dans son analyse, il prend en compte une unique fibre rompue enrobée par une matrice élastique d'épaisseur plus ou moins importante et ne considère pas les fibres intactes avoisinantes. L'hypothèse principale de son modèle est que la matrice ne peut pas supporter de charge axiale mais uniquement des charges induisant des cisaillements.

Des extensions bidimensionnelles de cette analyse (qu'on appellera ici Shear-Lag 2D), réalisées par Hedgepeth [HED61], puis tridimensionnelle (qu'on appellera Shear-Lag 3D) par Hedgepeth et Van Dyke [HED67], évaluent l'état de contraintes dans chacune des fibres intactes entourant une fibre rompue. Ce modèle considère que le composite occupe un domaine infini où les fibres sont distribuées selon un réseau soit carré, soit hexagonal.

Lipschitz et Rotem [LIF70], ont montré, au travers d'un calcul de probabilité de rupture de composites unidirectionnels basé sur le modèle de Rosen [ROS 1991], que les propriétés viscoélastiques de la matrice pouvaient entraîner une rupture différée. Cette évaluation de la probabilité de rupture est basée sur l'augmentation en fonction du temps de la longueur inefficace de la fibre rompue due à la relaxation des contraintes de cisaillement de la matrice.

Cependant il est clair que les propriétés interfaciales sont influencées par les propriétés des autres constituants (fibres et matrice). En particulier, dans le cas des composite à matrice céramique (CMC), l'élaboration à haute température fait apparaître deux phénomènes importants: des contraintes thermiques résiduelles et des réactions chimiques entre les fibres et la matrice.

## 2. Modèle de COX :

Un composite ne peut remplir pleinement sa fonction mécanique que si les charges appliquées au matériau peuvent être transmises de la matrice à la fibre. Ce transfert de charge est bien entendu largement conditionné par la réponse mécanique de la zone de contact entre la fibre et la matrice, autrement dit de l'interface ou de l'interphase.

Il est possible de décrire les processus de transfert de charge par des modèles micromécaniques simplifiés considérant, par exemple, une V.E.R. constitué d'une fibre noyée dans un cylindre de matrice sur lequel est appliquée une contrainte de traction. L'écriture des équations d'équilibre élastique permet théoriquement de déterminer le profil de la contrainte de traction dans la fibre et celui du cisaillement à l'interface. A partir de ces données, il est possible d'évaluer la courbe contrainte-déformation du composite.

En fonction du comportement supposé de l'interface, différentes réponses peuvent être simulées, deux modèles pionniers dans ce domaine, ceux de Cox (1952) et de Kelly-Tyson (1964). Dans le modèle de Cox, la liaison entre fibre et matrice est supposée parfaite et le comportement mécanique de ces constituants élastique.

### 2.1. Modèle de Cox : Transfert de charge élastique.

On considère le VER constitué d'un fragment de fibre de rayon ( $a$ ) enrobé dans un cylindre de matrice de rayon  $R$  fixé par la teneur en fibre  $v_f$ , en fonction des hypothèses faites sur l'arrangement des fibres. Ce V.E.R. est soumis à ses extrémités à une déformation en traction  $\epsilon_l$ . Seules les composantes axiales des contraintes générées dans la fibre et la matrice sont considérées. Il s'agit donc d'une approche monodimensionnelle dans laquelle la contrainte axiale dans une section donnée de la fibre est supposée uniforme.

La fibre et la matrice sont supposées parfaitement élastiques et la liaison fibre/matrice parfaite.

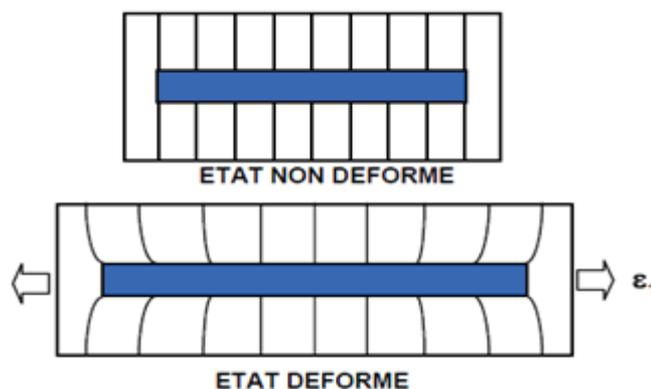


Fig. 3.1: volume élémentaire représentatif

## 2.2. Profils de contrainte dans la fibre et à l'interface.

### 2.2.1. Equilibre des forces de cisaillement.

On écrit que les forces de cisaillement générées dans la matrice à une distance ( $r$ ) de l'axe de la fibre ( $r > a$ ) sont équilibrées par la force de cisaillement à l'interface ( $r = a$ ) soit:

$$2\pi r dx = 2\pi a \tau_i dx \quad (3.1)$$

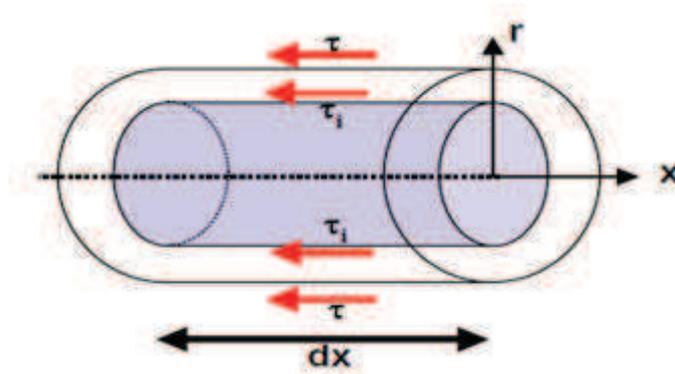


Fig. 3.2 : équilibre de la matrice en cisaillement

Où  $\tau$  et  $\tau_i$  sont respectivement la contrainte de cisaillement dans la matrice et la contrainte de cisaillement à l'interface. Soit :

$$\tau = \frac{a \tau_i}{r} \quad (3.2)$$

En faisant l'hypothèse d'un comportement élastique linéaire de la matrice en cisaillement ( $\tau = G_m \gamma$ ), on peut écrire:

$$\gamma = \frac{dw}{dr} = \frac{\tau}{G_m} = \frac{a \tau_i}{G_m r} \quad (3.3)$$

Où  $w$  est le déplacement de la matrice selon la direction  $x$  et  $G_m$  son module de cisaillement. Par intégration, on obtient une expression de la contrainte interfaciale en fonction du déplacement de la matrice en  $r = a$  ( $w_a$ ) et  $r = R$  ( $w_R$ ):

$$\int_a^R dw = \frac{\tau_i a}{G_m} \int_a^R \frac{dr}{r} \quad (3.4)$$

Soit :

$$w_R - w_a = \frac{\tau_i a}{G_m} \ln(R/a)$$

$$\tau_i = \frac{G_m(w_R - w_a)}{a \ln(R/a)} \quad (3.5)$$

### 2.2.2. Equilibre des contraintes dans une portion $dx$ de fibre.

On écrit que la force de traction dans une portion  $dx$  de la fibre est équilibrée par la force de cisaillement à l'interface comme suit:

$$\pi a^2 d\sigma_f = -2\pi a \tau_i dx \quad (3.6)$$

$$\frac{d^2\sigma_f}{dx^2} = -\frac{2}{a} \frac{d\tau_i}{dx} \quad (3.7)$$

Ce qui permet d'écrire :

$$\frac{d\tau_i}{dx} = \frac{G_m}{a \ln(R/a)} \left( \frac{dw_R}{dx} - \frac{dw_a}{dx} \right) \quad (3.8)$$

D'après (5) on obtient :

$$\frac{d\sigma_f}{dx} = -\frac{2\tau_i}{a}$$

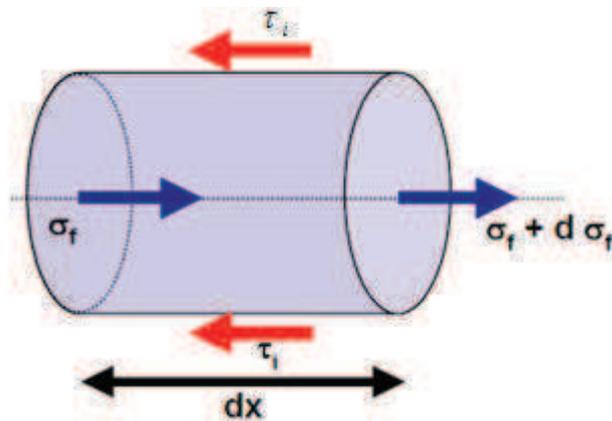


Fig. 3.3 : Équilibre élastique dans une portion de fibre.

- Pour  $r = R$ , on suppose que la déformation de la matrice soit égale à la déformation appliquée  $\varepsilon_I$ :

$$\frac{dw_R}{dx} = \varepsilon_m = \varepsilon_I \quad (3.9)$$

- Pour  $r = a$ , la déformation de la matrice est égale à celle de la fibre (liaison fibre/matrice parfaite) soit:

$$\frac{dw_a}{dx} = \varepsilon_f = \frac{\sigma_f}{E_f} \quad (3.10)$$

Ce qui permet de décrire l'équilibre élastique du système par l'équation différentielle suivante:

$$\frac{d^2 \sigma_f}{dx^2} = \frac{\beta^2}{a^2} (\sigma_f - E_f \varepsilon_1) \quad \text{Avec} \quad \beta^2 = \frac{2G_m}{E_f \ln(R/a)} \quad (3.11)$$

En supposant la contrainte  $\sigma_f$  nulle aux extrémités de la fibre (en  $x=-L$  et  $x=L$ ), il est possible de résoudre (4). On obtient les solutions suivantes:

*Contrainte axiale dans la fibre*

$$\sigma_f = E_f \varepsilon_1 \{ 1 - \cosh(\beta x/a) : \cosh(\beta s) \} \quad (3.12)$$

*Contrainte de cisaillement à l'interface :*

$$\tau_f = \frac{1}{2} \beta E_f \varepsilon_1 \sinh(\beta x/a) : \cosh(\beta s) \quad (3.13)$$

Où  $s = L/a$  est le rapport d'aspect de la fibre.

Les profils de contrainte d'un V.E.R correspondant aux équations (3.5) et (3.6) sont représentés ci-dessous Figure (3.4) :

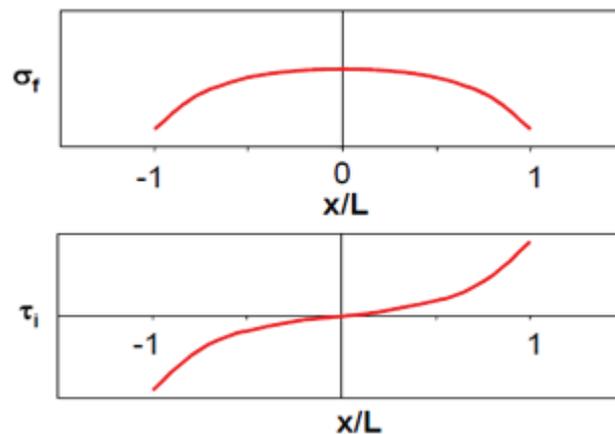


Fig.3.4 : modèle de Cox : profil des contraintes fibre/interface.

Sur ce schéma, on voit que le développement de contraintes de cisaillement aux extrémités du fragment de fibre se traduit par une mise en charge progressive de la fibre en traction. Les efforts sont donc bien transférés de la matrice vers la fibre.

Cette note décrit les approches statistiques couramment employées pour décrire la rupture de renforts fibreux fragiles. Celles-ci sont appliquées au cas de la rupture d'un écheveau de fibres.

### 3. Modèle de Mc Garry et Greszczuk.

L'objectif de ce chapitre est de décrire les processus mécanique du comportement de l'interface fibre/matrice. A travers une description micromécanique simplifiée de la distribution des contraintes dans la fibre et à l'interface, cette approche de **Mc Garry et Greszczuk** a essentiellement pour but de faire comprendre le rôle de paramètres tels que la longueur des fibres, les modules d'élasticité et la réponse mécanique de l'interface

Le fort rapport d'aspect des fibres (rapport de la longueur au diamètre) rend possible la réalisation d'essai mécaniques spécifiques destinés à mesurer directement le comportement de l'interface en traction ou en cisaillement, ce dernier mode étant plus représentatif du type de sollicitation rencontré dans le composite réel.

Ces essais (figure 3.1) mettant en jeu une seule fibre se prêtent bien à la vérification des modèles théoriques puisque les interactions entre fibres sont absentes.

#### 3.1 Comportement de l'interface en traction.

##### 3.1.1 . Cas le matériau non endommagé.

L'éprouvette profilée dite Mc Garry contient une fibre alignée suivant l'axe. Une compression exercée sur la résine génère par le jeu des coefficients de poisson, un effort de traction à l'interface.

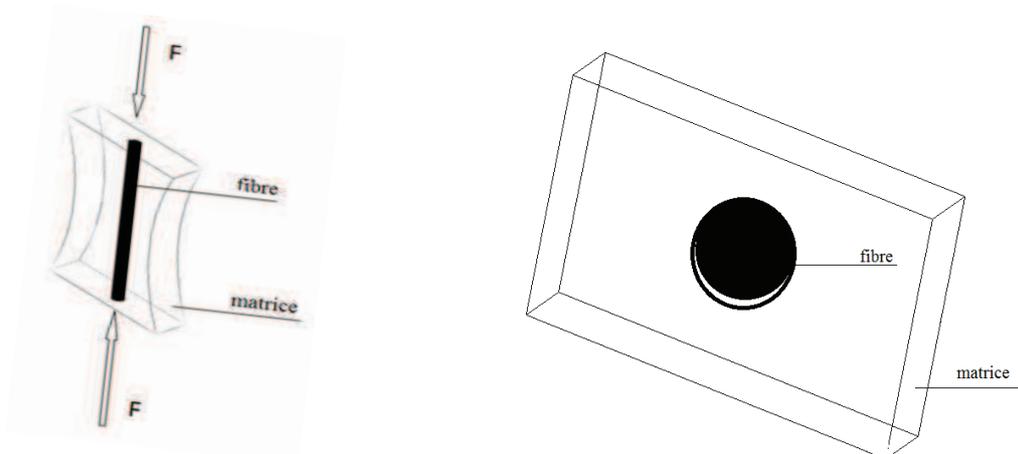


Fig. (3.5) : décollement par traction par effet de poisson induit par une compression de l'échantillon ( la résine) de caractérisation de l'interface fibre /matrice .

La contrainte interfaciale est calculée par la loi de Hooke comme :

$$\sigma = E_i \cdot \varepsilon_x \quad (3.14)$$

Avec :

$E_i$  : module de Young de l'interface

$$E_i = \frac{(v_m - v_f) \cdot E_f \cdot E_m}{(1 + v_m) \cdot E_f + (1 - v_f - 2v_f^2) \cdot E_m} \quad (3.15)$$

$$\sigma = \frac{\varepsilon_x (v_m - v_f) \cdot E_f \cdot E_m}{(1 + v_m) \cdot E_f + (1 - v_f - 2v_f^2) \cdot E_m} \quad (3.16)$$

Avec :  $E_f$  et  $E_m$  sont des modules de Young respectifs De la fibre et de la matrice.

$v_m$  et  $v_f$  sont des coefficients de poisson respectifs De la fibre et de la matrice

$\varepsilon_x$  : déformation de l'éprouvette en compression au moment ou le décollement s'amorce.

### 3.1.2. Cas le matériau endommagé.

Il serait intéressant de voir l'influence de l'endommagement sur le comportement mécanique de l'interface fibre /matrice et ceci en supposant que la matrice n'est pas parfaite c'est-à-dire :

$$\varepsilon = \varepsilon_x (1 - D).$$

La contrainte interfaciale est calculée suivant :

$$\sigma = \frac{\varepsilon_x (1 - D) \cdot (v_m - v_f) \cdot E_f \cdot E_m}{(1 + v_m) \cdot E_f + (1 - v_f - 2v_f^2) \cdot E_m} \quad (3.17)$$

Ou : D est l'endommagement.

Dans ce travail on varie **D** entre 0.1 jusqu'à 0.9 et on remarque La variation de la contrainte interfaciale en fonction de **D**. De l'équation (3.4) on tire **D** comme :

$$D = 1 - \frac{1}{\varepsilon_x} \cdot \frac{(1 + v_m) \cdot E_f + (1 - v_f - 2v_f^2) \cdot E_m}{(v_m - v_f) \cdot E_f \cdot E_m} \cdot \sigma \quad (3.18)$$

### 3.2. Comportement de l'interface en cisaillement.

Pour solliciter l'interface en cisaillement, on tire sur la fibre dont une extrémité est plantée dans la matrice (pull-out) ou on comprime la fibre qui affleure à la surface d'un échantillon mince (push-out). Le choix de la technique est commandé essentiellement par les difficultés de réalisation des expériences (Le diamètre des fibres impose l'épaisseur maximale pour la compression), mais on remarque que la traction est plus conforme au type de sollicitation à laquelle les fibres sont généralement soumises. L'effet de poisson tend à désolidariser ou à frotter l'interface, joue en sens inverse dans les deux configurations d'essai.

A partir de calculs analytiques ou numérique, il est possible de remonter à des contraintes de rupture en cisaillement de l'interface. Pour les essais de déchaussement qui sont fréquemment utilisés, la contrainte de cisaillement apparente moyenne à l'interface admet une expression analytique de la forme :

$$\tau = \frac{F}{\pi r L} \quad (3.19)$$

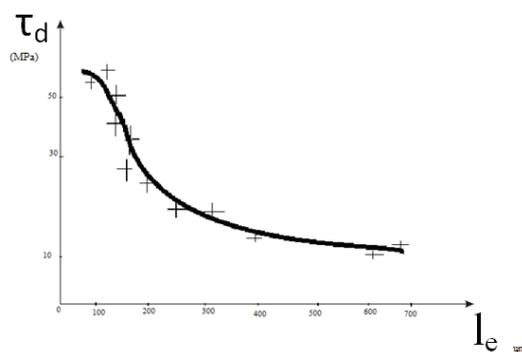
Avec :  $F$  la force appliquée,  $r$  le diamètre de la fibre et  $L$  la longueur de la fibre enchâssée

Par la première technique (pull-out) fig.3.2, la contrainte de décohesion à l'interface  $\tau_i$  d'une fibre de rayon  $r_f$ , enfoncée d'une longueur d'enchâssement  $L_e$  et se décollant à la charge  $F_d$  est donnée par :

$$\tau_i = \frac{2F_d}{\pi r_f L_e} \quad (3.20)$$

Cependant dans de nombreux cas où la matrice a un comportement quasi élastique, la contrainte n'est pas uniforme fig. (3.7) et la valeur mesurée  $\tau_i$  dépend donc de la longueur d'enchâssement suivant :

$$\tau_i = \frac{\tau_d \tanh(\alpha L_e)}{\alpha L_e} \quad (3.21)$$



+ : point expérimentaux (Kelly et Tyson : équilibre des forces entre la traction et le cisaillement)  
 — : lissage

La valeur de  $\tau_d$  est prise comme contrainte de décohesion pour  $l_e = 0$

a : déchaussement d'une fibre de carbone en fonction de la longueur de fibre enchâssée dans la résine  $l_e$ .

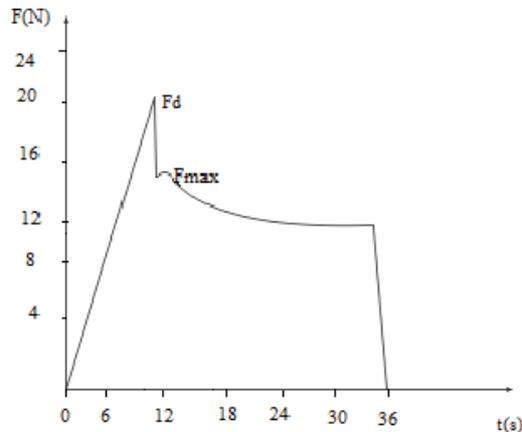


Fig.3.8 : courbe de push-out d'un matériau Sic/verre.  
Essai mécanique en cisaillement entre fibre et matrice.

Profitant du transfert de charge lui-même pour rompre en fragments la fibre en exerçant un effort de traction sur la matrice cas A, ou la matrice en exerçant un effort sur la fibre cas B. Connaissant la résistance, ou plutôt la distribution des résistances, de la phase qui se rompt, on peut évaluer la capacité  $\tau_i$  de l'interface à transmettre de l'effort. L'essai introduit par Kelly et Tyson est analysé suivant un simple équilibre des forces entre la traction et le cisaillement à l'interface et on peut écrire à la fin de l'essai :

Cas A  
(Rupture de la fibre)

$$\epsilon_f \leq \epsilon_m$$

$$\tau_i / \sigma_f = r_f / l_c$$

Cas B  
(Rupture de la matrice)

$$\epsilon_m \leq \epsilon_f$$

$$\tau_i / \sigma_m = r_f (1 - V_f) / l_c$$

Ou  $l_c$  est la longueur critique au-dessus de laquelle la fibre (ou la matrice, cas B) ne peut plus rompre et  $\sigma_f$  et  $\sigma_m$  les contraintes de traction à rupture respectives de la fibre et de la matrice à cette longueur  $l_c$ . Concrètement le cas A est celui d'une fibre de verre dans une résine de fort allongement ou une fibre de carbone dans une matrice aluminium ; le cas B est celui d'une gaine d'alumine entourant une fibre de carbure de silicium, on tenant compte du volume de la gaine qui se fragmente ( $V_f$ ).

Divers comportements et plusieurs modes de rechargements des fragments à leurs extrémités sont possibles, comme rechargement élastique, friction, déformation plastique etc ...

### 3.3. Contraintes aux extrémités, le transfert de charge :

A la périphérie des particules de charges et aux extrémités des fibres courtes ou des fibres rompues, la concentration des contraintes sont considérables. Le point est d'importance puisque c'est aux extrémités que se produit le rechargement du renfort par la matrice, principe du fonctionnement des composites.

Dans le cas de fibres courtes:

Le transfert de charge fait intervenir un cisaillement au voisinage de l'interface.

Dans le cas de l'extraction de la fibre:

Le transfert de charge s'opère à chaque fois qu'il y a une discontinuité, soit dans la fibre soit dans la matrice.

Pour une particule sphérique rigide entourée d'une matrice élastique, la contrainte maximale est localisée aux pôles, et vaut 2 fois la contrainte de traction appliquée ; c'est dans cette zone que l'interface cédera éventuellement. La présence, dans le voisinage, de particules en quantité croissante a pour effet d'abaisser en proportion la contrainte à laquelle la décohésion se manifesterà.

Pour une fibre unique entourée de matrice, de nombreuses solutions analytiques ont été proposées. L'une des premières, celle de Cox [COX52], prévoit la forme de la contrainte de cisaillement le long d'une fibre de longueur  $l$  comme étant la forme :

$$\tau(x) = \frac{E_f r_f \varepsilon}{2} \beta \frac{\sinh \beta \left( \frac{l}{2} - x \right)}{\cosh \beta \frac{l}{2}} \quad (3.22)$$

avec

- $E_f$ : Module d'Young de la fibre
- $G_m$ : Module de cisaillement de matrice
- $\varepsilon$ : Déformation appliquée
- $r_f$ : Rayon de la fibre
- $l$ : Longueur de la fibre avec  $0 < x < l$

Dans l'expression ci-dessus,  $R$  est la distance dans la matrice à laquelle le cisaillement est annulé : c'est une grandeur qui a toujours prêté à discussion ; pour Cox, qui traitait le cas du composite unidirectionnel,  $R$  est la demi-distance entre fibre.

Suivant les modèles, des concentrations de contrainte (rapport entre le cisaillement à l'interface et la contrainte longitudinale appliquée) au bout de fibre sont calculées. A partir des extrémités, les concentrations de contrainte diminuent ensuite rapidement le long de fibre. La longueur nécessaire pour que le cisaillement s'annule est d'une grande importance pratique, sous le nom de longueur ineffective, elle définit la longueur minimale de fibre (longueur critique = 2 fois la longueur ineffective) pour qu'il y ait un rechargement complet et donc effet de renfort. Si, supporter ces contraintes de cisaillement, le processus de transfert de charge ne suit plus les lois précédentes et d'autres phénomènes prennent le relais.

Ces calculs de contrainte en extrémités de fibres ont été repris par des méthodes analytiques ou numériques en tenant compte de la triaxialité des contraintes, des contraintes thermiques, de l'effet de poisson, de l'effort normal supporté par l'extrémité de la fibre, etc. les résultats ne font pas pour l'instant l'unanimité. Comme précédemment, la proximité des fibres dans le composite réel affecte la concentration comme si la matrice (c'est-à-dire le matériau moyen environnant), voyait son module d'élasticité croître, ce qui revient à une diminution du rapport  $E_f/G_m$  dans le modèle de Cox et une diminution de la longueur critique. La solidité exercera ses effets dans le même sens que pour le monofilament.

Expressions due à Gresczuk dans laquelle  $\tau_i$  et  $\tau_d$  représentent la contrainte de décohesion pour une longueur de fibre implantée et  $\alpha$  une constante pour un système donnée. Dans l'expression les valeurs de  $\tau_i$  sont déterminées pour plusieurs longueurs d'enchâssement et  $\tau_d$  calculée par ajustement à l'expression. lorsque la longueur libre de fibre est suffisamment faible, l'énergie élastique emmagasinée n'est pas suffisante pour provoquer l'extraction avec friction peut être observé jusqu'à la séparation complète. on peut dans ce cas calculer une contrainte de friction et le coefficient correspondant.

Expressions de Gresczuk peut être réécrite en termes de contrainte dans la fibre au moment de la décohesion sous la forme :

$$\sigma_d = \frac{\left(\frac{2\tau_d}{\beta}\right)}{\tanh\left(\frac{\beta L_e}{r_f}\right)} \quad (3.24)$$

Avec :

$$\beta = r_f \left(\frac{2G_i}{b_i r_f E_f}\right)^{1/2} \quad (3.25)$$

Ou encore, en remarque que  $L_e$  est grand, le terme  $\tanh$  tend vers 1.

$$\sigma_d = \tau_d \left(\frac{2E_f b_i}{r_f G_i}\right)^{1/2} \quad (3.26)$$

Dans laquelle suivant COX,  $b_i$  représente l'épaisseur d'interface et  $G_i$  son module de cisaillement. On peut aussi écrire l'équation (3.25) de façon à faire apparaître une énergie de décohesion  $G_{IIc}$  :

$$\sigma_d = \left(\frac{4E_f G_{IIc}}{r_f}\right)^{1/2} \quad (3.27)$$

Equation proposée par Outwater et Murphy dans laquelle  $G_{IIc}$  représente l'énergie de fracture de l'interface. Les expressions en contraintes ou en énergie sont toutes deux une fonction de  $r_f^{-1/2}$  et peuvent être employées en équivalence. Les essais dans lesquels on comprime la fibre sont facilement réalisés en prenant comme échantillons des sections droites de composite unidirectionnel ou la fibre sollicitée, entourée d'autres fibres à des distances variables, est dans une situation naturelle. Si les échantillons sont suffisamment minces, la fibre peut être totalement extraite de sa matrice (push-out) et l'enregistrement de la force en fonction du déplacement au cours de l'essai présente un ou deux maximums suivant les systèmes.

La contrainte de décohesion maximum correspondant à  $F_d$ , est donnée par la même expression que pour le déchaussement tandis que la contrainte de friction  $F$  est calculée d'après :

$$\tau_F = \mu \sigma_r \quad (3.28)$$

Dans laquelle la contrainte de frittage radiale  $\sigma_r$  est donnée par :

$$F_{\max} = \left( \frac{\pi r_f^2 \sigma_r}{k} \right) \cdot \left[ \exp \left( \frac{2\mu k L_e}{r_f} \right) - 1 \right] \quad (3.29)$$

$k$  : représente l'effet de poisson (qui contrarie l'extraction puisqu'on pousse sur la fibre) :

$$k = \frac{E_m \nu_f}{[E_f (1 - \nu_m)]} \quad (3.30)$$

Ces essais de push-out sont bien adaptés aux fibres de fort diamètre (carbure de silicium) associées à une matrice métallique ou céramique. Avec les matrices céramiques la contrainte de décohesion ( $\tau_d$ ) est souvent faible et la contrainte de friction devient le paramètre de formulation des combinaisons fibre / matrice.

Une alternative au push-out consiste à mesurer la force nécessaire pour décoller puis enfoncez la fibre d'un seul coté d'un échantillon de forte épaisseur (indentation).

La préparation d'un échantillon se réduit alors au polissage d'une seule surface, mais l'acquisition des paramètres indispensables au calcul des contraintes de décohésions et de friction s'avère alors délicate en raison des faibles déplacements à mesurer et de la complexité de l'état des contraintes :

- Répartition de la charge de l'indenteur sur la surface des fibres  
(Elle peut se déformer ou s'éclater sous effet des efforts).
- Choix d'un critère de décohesion, évaluation de la longueur décollée.
- influence des fibres voisines réparties aléatoirement sont autant de problème à résoudre.

### 3.4. Principe statistique de la modélisation du phénomène de rupture des fibres :

Les fibres de verre ou de carbone qui rentrent dans la composition de matériaux composites ont un comportement élastique -fragile. Leur rupture est conditionnée par la présence de défauts, généralement situés en surface, au niveau desquels des concentrations de contrainte induisent la propagation de fractures. La rupture du renfort met ainsi en jeu des aspects statistiques liés à la distribution de taille des défauts initialement présents dans les fibres. Expérimentalement, on note par exemple que la contrainte à rupture moyenne de fibres fragiles a tendance à décroître lorsque leur taille augmente : plus le volume sollicité est important, plus la probabilité de rencontrer un défaut critique entraînant la fracture de la fibre est important. Dans un composite, on observe également que la rupture du renfort se fait de façon progressive lorsqu'on augmente la déformation. Les premières ruptures de fibres interviennent à des niveaux de contrainte bien inférieurs à la contrainte à rupture du matériau.



# Chapitre

# VI

# Résultats et discussions.

# Résultats et discussions.

## 1. Introduction.

Dans cette étude on étudie le comportement de l'interface d'un matériau composite (T300/914) tels que la contrainte de traction interfaciales sans et avec endommagement, la contrainte de décohésion, la contrainte de traction, et le frottement, et on a modifié quelques paramètres comme module de Young de la matrice, le module de Young de la fibre, la longueur d'enchâssement, le frottement, et on remarque l'influence de ces paramètres sur le comportement de l'interface.

Présentation du matériau composite (caractéristiques mécaniques théoriques).

$$E_f = 231 \text{ GPa} \quad \nu_f = 0.21$$

$$E_m = 3.45 \text{ GPa} \quad \nu_m = 0.35$$

## 2. Contrainte de traction interfaciale sans endommagement.

### La contrainte interfaciale en fonction de la déformation.

La contrainte interfaciale est calculée par la loi de Hooke :

$$\sigma = E_i \cdot \varepsilon_x \quad (3.14)$$

Avec :

$E_i$  : module de Young de l'interface

$$E_i = \frac{(\nu_m - \nu_f) \cdot E_f \cdot E_m}{(1 + \nu_m) \cdot E_f + (1 - \nu_f - 2\nu_f^2) \cdot E_m} \quad (3.15)$$

D'après l'équation

$$\sigma = \frac{\varepsilon_x (\nu_m - \nu_f) \cdot E_f \cdot E_m}{(1 + \nu_m) \cdot E_f + (1 - \nu_f - 2\nu_f^2) \cdot E_m} \quad (3.16)$$

Avec :  $E_f$  et  $E_m$  sont des modules de Young respectifs De la fibre et de la matrice.

$\nu_m$  et  $\nu_f$  sont des coefficients de poisson respectifs De la fibre et de la matrice

$\varepsilon_x$  : déformation de l'éprouvette en compression au moment ou le décollement s'amorce.

Dans le cas d'un composite unidirectionnel soumis à une traction longitudinale ou ( $\epsilon_{fu} < \epsilon_{mu}$ ), l'initiation de la rupture se produit généralement soit par rupture des fibres soit par rupture transverse de la matrice.

Il est donc nécessaire d'adapter au mieux les propriétés de la matrice à celles des fibres pour optimiser les propriétés à la rupture des matériaux composites.

Dans cette étude, On a varié la déformation  $\epsilon = 0.01$  jusqu'à  $\epsilon = 0.1$ , et on remarque que si on augmente la déformation  $\epsilon$ , la contrainte interfaciale  $\sigma$  augmente aussi fig.1 :

$\epsilon = 0.01 \longrightarrow \sigma = 3.55 \text{ MPa}$   
 $\epsilon = 0.1 \longrightarrow \sigma = 35.5 \text{ MPa}$

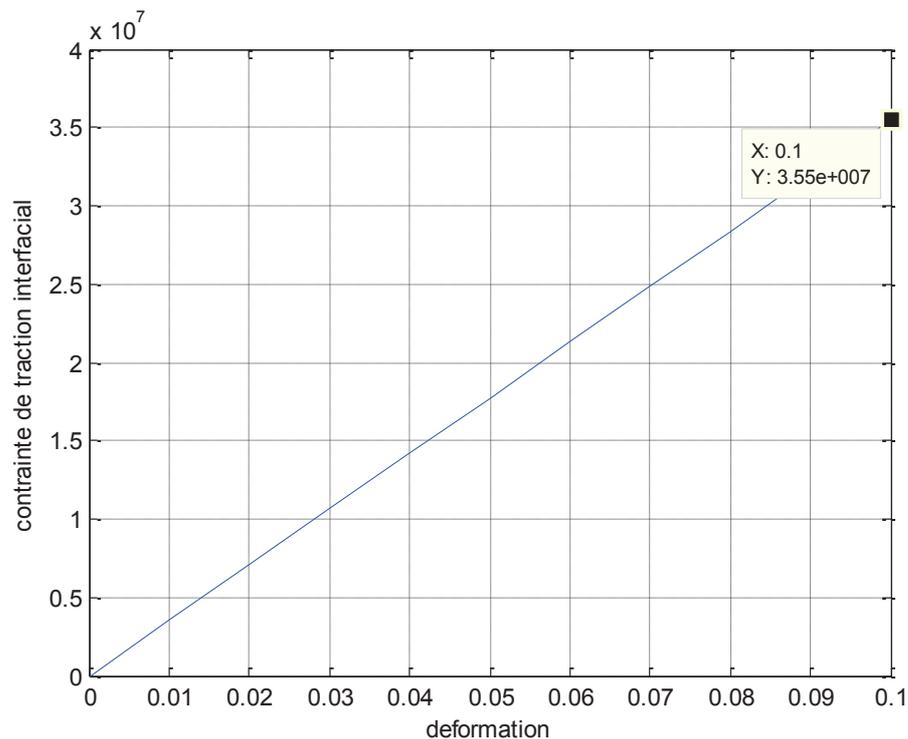


fig.1 : courbe de la contrainte interfaciale en fonction de la déformation soumis à une traction longitudinale ( $\epsilon_{fu} < \epsilon_{mu}$ ).

Dans cette partie d'étude, on a varié le module de Young de la fibre ensuite celui de la matrice afin de déterminer les différents valeurs de la contrainte à la traction des différents matériaux par rapport à notre matériau choisi T300/914.

**A- Variation du module de Young de la fibre.**

Lors de cette étude, on a varié le module de Young de la fibre  $E_f = 10$  GPa jusqu'à  $E_f = 350$  GPa, et on remarque bien que le module de Young de la fibre  $E_f$  augmente et fait augmenter la contrainte interfaciale de traction  $\sigma$ , pour une déformation  $\epsilon = 0.1$ . fig.2 :

$E_f = 10$  GPa  $\longrightarrow$   $\sigma = 30.34$  MPa  
 $E_f = 350$  GPa  $\longrightarrow$   $\sigma = 35.60$  MPa

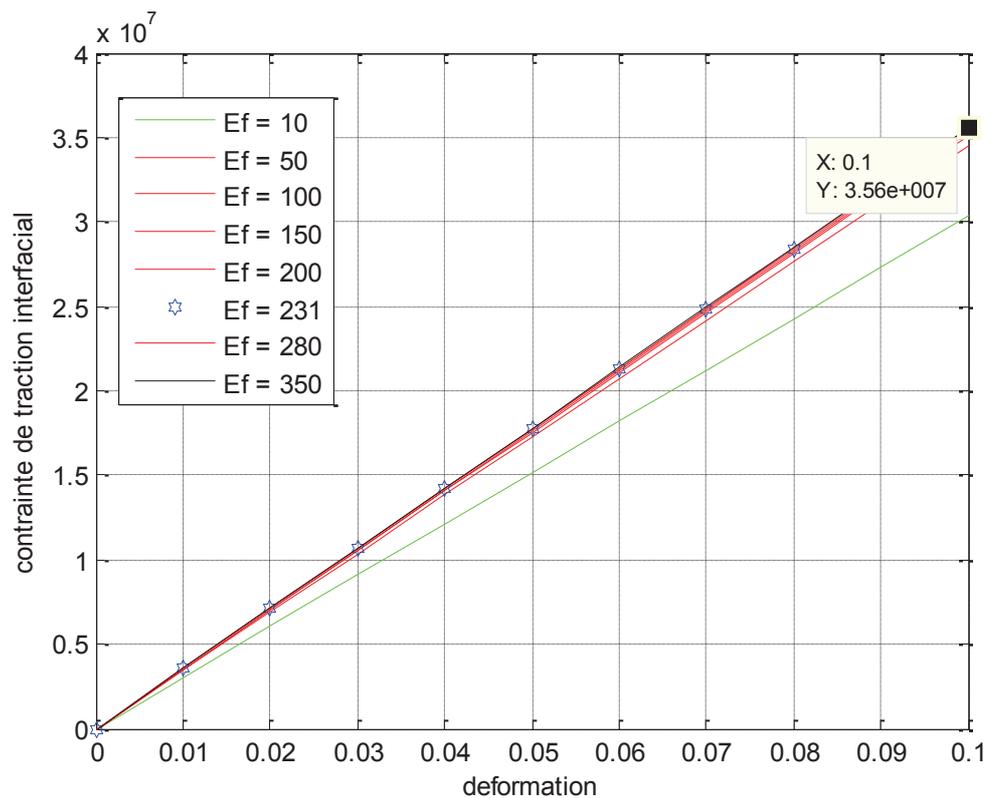


fig.2 : courbe de la contrainte interfaciale en fonction de la déformation soumis à une traction longitudinale ( $\epsilon_{fu} < \epsilon_{mu}$ ), avec différents modules de Young de la fibre  $E_f$ .

**B- Variation du module de Young de la matrice.**

Lors de cette étude, on a fait varier le module de Young de la matrice  $E_m$  de 3.45 GPa à 80 GPa, et on remarque que lorsque le module de Young de la matrice  $E_m$  augmente, alors la contrainte de traction interfaciale  $\sigma$  augmente aussi. pour une déformation  $\epsilon = 0.1$  fig.3 :

$$E_m = 3.45 \text{ GPa} \longrightarrow \sigma = 35.50 \text{ MPa}$$

$$E_m = 80 \text{ GPa} \longrightarrow \sigma = 700.70 \text{ MPa}$$

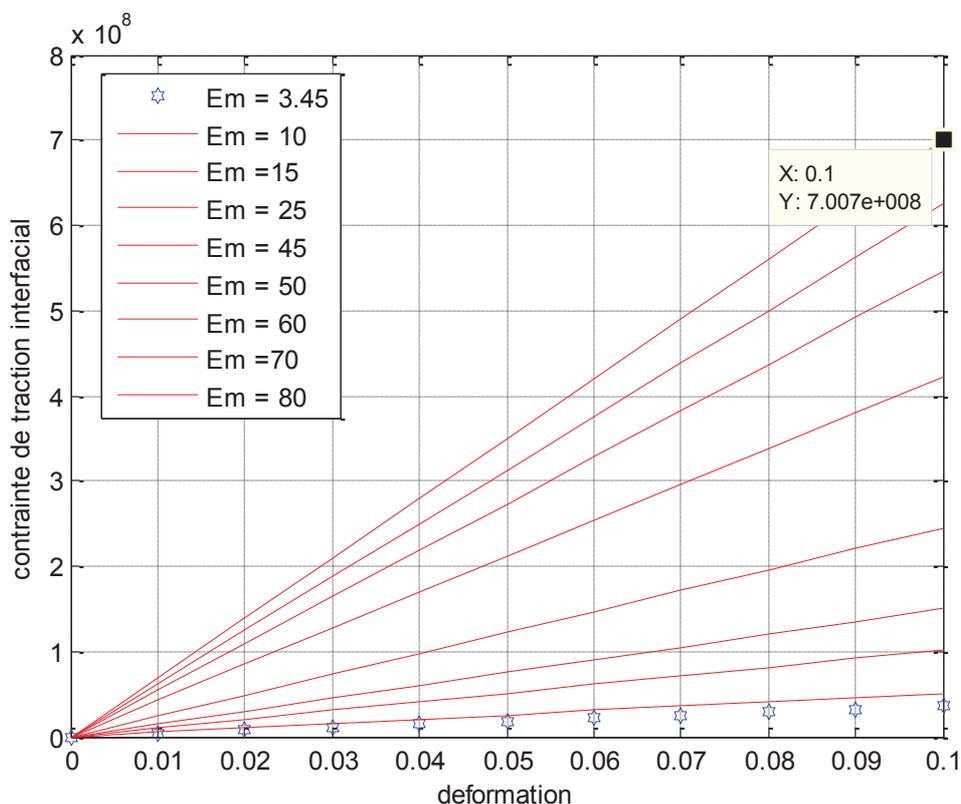


Fig.3 : courbe de la contrainte interfaciale en fonction de la déformation soumis à une traction longitudinale ( $\epsilon_{fu} < \epsilon_{mu}$ ), avec différents modules de Young de la matrice  $E_m$ .

### 3. Contrainte de traction interfaciale avec endommagement (D).

Le début de l'endommagement affecte les propriétés physiques et mécaniques des matériaux. Par conséquent, la théorie de l'endommagement a pour but l'étude de l'évolution du comportement du matériau entre l'état vierge jusqu'à l'amorçage de fissurations macroscopiques de la taille de l'élément de volume représentatif (VER).

[Caboche 1988, Lemaitre and Caboche 1988].

La définition d'une variable mécanique d'endommagement pose un problème difficile, du fait que l'on ne peut pas distinguer un élément de volume fortement endommagé d'un élément de volume vierge. Ainsi, on est dans l'obligation d'imaginer une variable interne représentative de l'état d'endommagement de la matière étudiée.

Dans le cas d'un endommagement anisotrope, il a été montré que le suivi de la variation des coefficients d'élasticité peut être considéré comme un bon indicateur d'endommagement du matériau [Gérard 1982 , Baste et al. 1989 , Hosten, Baste and Choqueuse 1992 , El Bouazzaoui et al. 1996, Ducret 2000] .

La déformation peut être décrite sous forme :

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \boldsymbol{\varepsilon}_x (1-D)$$

Avec  $\boldsymbol{\varepsilon}_x$  : la déformation du matériau à l'état initial (vierge).

$\boldsymbol{\varepsilon}$  : la déformation effective du à l'endommagement.

Le paramètre d'endommagement varie de 0 pour l'état non endommagé ou vierge à la valeur critique  $D = 1$  à la rupture de l'élément de volume. D'après l'équation (3.16). On obtient alors :

$$\boldsymbol{\sigma} = \frac{\boldsymbol{\varepsilon}_x (1-D) \cdot (v_m - v_f) \cdot E_f \cdot E_m}{(1+v_m) \cdot E_f + (1-v_f - 2v_f^2) \cdot E_m}$$

On tire D est notre modèle devient :

$$D = 1 - \frac{1}{\epsilon_x} \cdot \frac{(1+\nu_m).E_f + (1-\nu_f - 2\nu_f^2).E_m}{(\nu_m - \nu_f).E_f.E_m} \cdot \sigma$$

Enfin pour bien valider notre modèle dans cette étude nous avons fait varier le paramètre de déformation  $\epsilon_x$  de (0.01 à 0.1) % pour observer l'influence sur le comportement au niveau de l'interface. Nous avons pu constaté que le paramètre d'endommagement **D** augmente pour atteindre 0.90  $\mu\text{m}$  pour  $\epsilon_x = 0.1$  %, tout en gardant  $\sigma$  constante,  $\sigma = 3.5$  MPa .

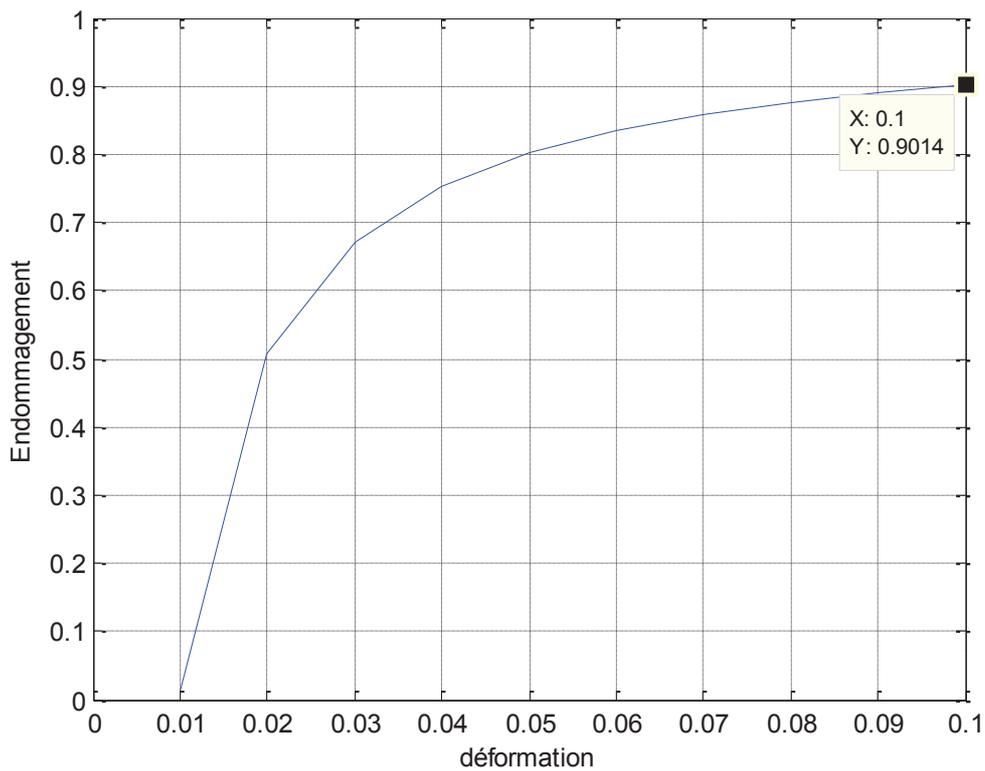


Fig.4 : courbe de l'endommagement D en fonction de la déformation  $\epsilon_x$  avec  $\sigma = 3.5$  MPa.

On a varié la contrainte de traction appliquée  $\sigma$  de (1 à 3.5) MPa et on a remarqué qu’au fur à mesure la contrainte diminue, l’endommagement augmente et vaut :

$$\sigma = 3.5 \text{ MPa} \quad \text{pour} \quad D = 0.90\mu\text{m}$$

$$\sigma = 1 \text{ MPa} \quad \text{pour} \quad D = 0.97\mu\text{m}$$

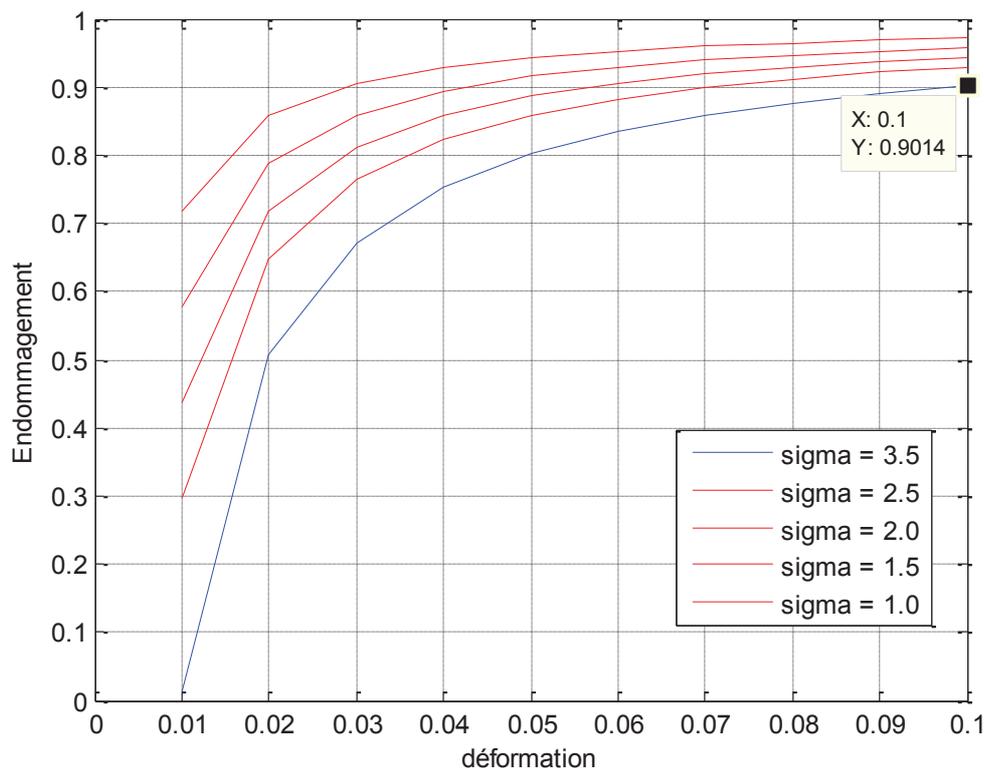


Fig.5 l’endommagement D en fonction de la déformation  $\epsilon_x$  avec différents  $\sigma$  .

**L’endommagement :**

Dans cette étude on a quantifié l’endommagement de l’interface fibre/matrice en cisaillement, en appliquant une contrainte uniaxiale de traction connue pour un matériau composite T300/914. Pour cela nous avons appliqués une contrainte effective sur un élément microscopique constitué d’une fibre et un élément de matrice appelé V.E.R, la contrainte effective est définie comme la contrainte équivalente qu’il faut appliquée sur le milieu considéré comme non endommagé. Pour obtenir une déformation égale à celle engendré par la contrainte vraie sur le milieu endommagé.

#### 4. contrainte de décohésion $\tau_i$ en fonction de la longueur d'enchâssement $L_e$ .

Dans notre modèle T300/914 et d'après l'équation : 
$$\tau_i = \frac{2F_d}{\pi r_f L_e} \quad (3.20)$$

On a varié la longueur d'enchâssement  $L_e$  de 10  $\mu\text{m}$  jusqu'à 500  $\mu\text{m}$  avec une charge  $F_d = 20\text{N}$  Et un rayon de la fibre  $r_f = 7 \mu\text{m}$ . On a pu noter que lorsque la longueur d'enchâssement  $L_e$  augmente et la contrainte de décohésion diminue fig. 6 et vaut :

$$L_e = 10 \mu\text{m} \quad \text{pour} \quad \tau_i = 181.90 \text{ GPa}$$

$$L_e = 500 \mu\text{m} \quad \text{pour} \quad \tau_i = 3.63 \text{ GPa}$$

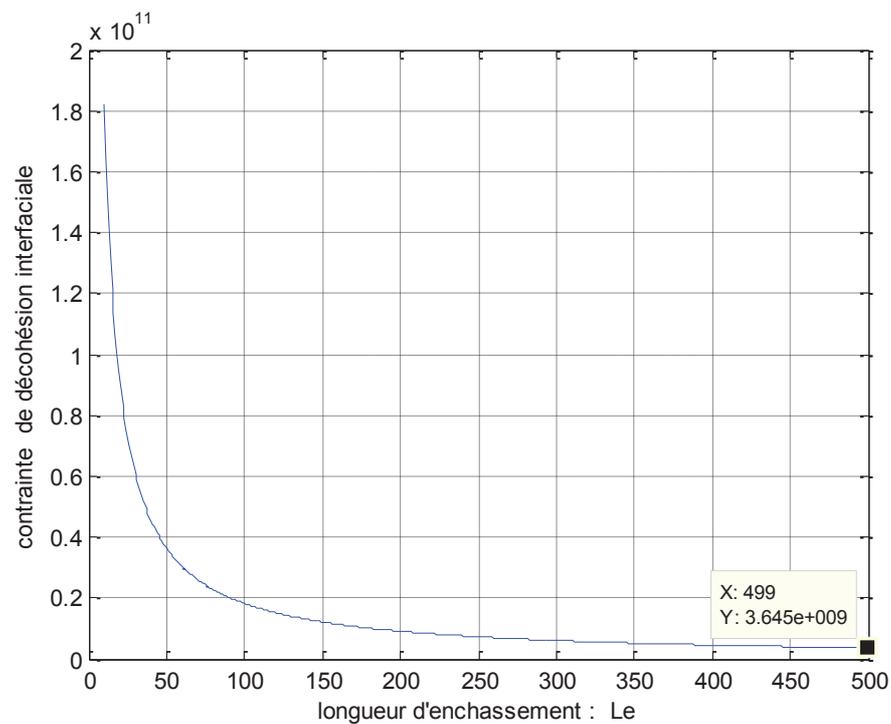


fig. 6 : contrainte de décohésion  $\tau_i$  en fonction de la longueur d'enchâssement  $L_e$ .

Dans cette partie d'étude on a varié le rayon de la fibre de 3  $\mu\text{m}$  jusqu'à 11  $\mu\text{m}$  et on a remarqué que lorsque le rayon de la fibre augmente, la contrainte de décohésion diminue fig. 7 et vaut :

$$r_f = 3 \mu\text{m} \quad \text{pour} \quad \tau_i = 8.50 \text{ GPa}$$

$$r_f = 11 \mu\text{m} \quad \text{pour} \quad \tau_i = 2.32 \text{ GPa}$$

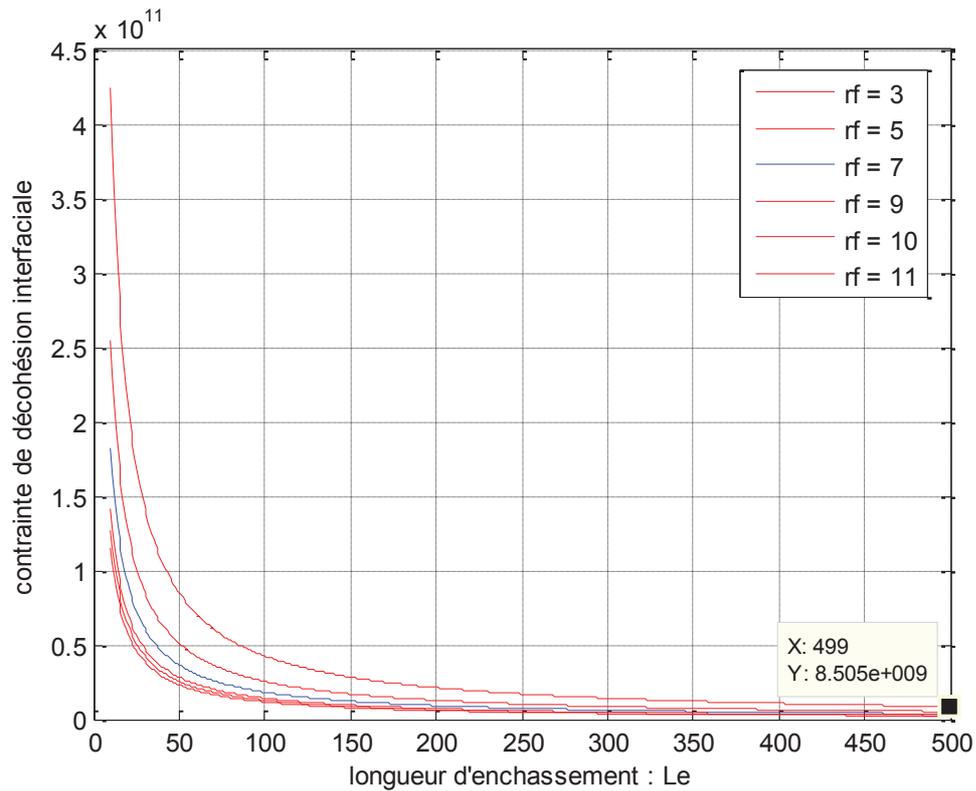


fig. 7 : Contrainte de décohésion  $\tau_i$  en fonction de la longueur d'enchâssement  $L_e$  avec différents rayon de la fibre  $r_f$ .

Suivant le modèle, des concentrations de contrainte au bout de fibre sont calculées. A partir des extrémités, les concentrations de contrainte diminuent rapidement le long de fibre. La longueur nécessaire pour que le cisaillement s'annule est d'une grande importance pratique, pour qu'il y ait un rechargement complet, et que le renfort contribue au bon comportement de l'interface.

## 5. contrainte de décohésion $\tau_i$ en fonction de l'endommagement $D$ .

L'endommagement apparait sous forme de fissures situées dans la matrice et disposées parallèlement aux fibres, et il est supposé se produire qu'en cisaillement et traction transverse. Au niveau micro, le module de Young de la matrice  $E_m$  est affecté par une variable d'endommagement  $D$  traduisant la perte de rigidité de la matrice en traction dans le sens des fibres, il vient alors que  $E_m$  sera remplacé par  $E_{m1}(1-D)$ , ou dénote l'état vierge de la matrice.

Une fois l'endommagement défini, le comportement élastique macroscopique du matériau endommagé peut-être calculé en fonction de  $E_{m1}$  par l'intermédiaire de la rigidité.

$$\text{Ou} \quad k = \frac{E_m v_f}{[E_f (1+v_m)]} \quad (3.30)$$

$$\text{Deviens alors} \quad k = \frac{E_{m1}(1-D) v_f}{[E_f (1+v_m)]}$$

$k$  : représente l'effet de poisson.

Ensuite on remplace ( $k$ ) dans le modèle (2.31), pour le traité par MATLAB.

$$\tau_x = \mu \left( \sigma_0 + \frac{kF}{\pi R_f^2} \right) \exp \left( -\frac{2\mu kx}{R_f} \right) \quad (2.31)$$

Avec  $x = L_e$  (longueur critique de déchaussement).

Dans cette partie d'étude et on appliquant le modèle (2.31), on a varié la rigidité de la matrice  $E_{m1}$ , toute en gardant la valeur de l'endommagement  $d= 0.9$ , la longueur d'enchâssement  $x= 0.05$ , et le coefficient de frottement  $\mu= 0.5$ , constants.

On a remarqué que lorsqu' $E_{m1}$  augmente, la contrainte de décohesion  $\tau_i$  diminue fig. 8

et vaut :

$E_{m1}= 0.15$ MPa	pour	$\tau_i = 27.99$ MPa
$E_{m1} = 185$ MPa	pour	$\tau_i= 13.39$ MPa

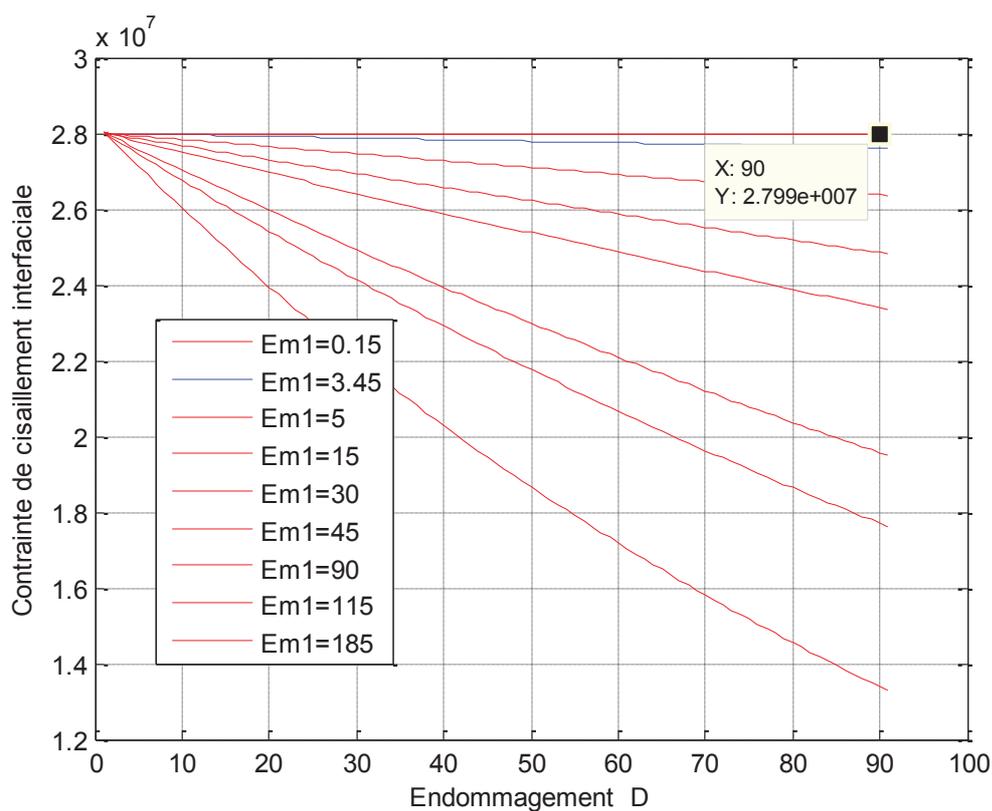


fig. 8 : contrainte de décohesion  $\tau_i$  en fonction de la rigidité de la matrice  $E_{m1}$ .

**6. contrainte de décohesion  $\tau_i$  en fonction du coefficient de frottement  $\mu$ .**

La contrainte de décohesion correspond à la charge maximale F, donnée par la même expression que pour le déchaussement de  $L_e$ .

$$F_{max} = \left( \frac{\pi r_f^2 \sigma_r}{k} \right) \cdot \left[ \exp \left( \frac{2\mu k L_e}{r_f} \right) - 1 \right] \quad (3.29)$$

Tandis que la contrainte de friction est calculée par  $\tau_i = \mu \sigma_r$  (3.28)

Et par intégration notre modèle devient :

$$\tau_i = \mu \left( \sigma_0 + \frac{kF}{\pi R_f^2} \right) \exp \left( - \frac{2\mu k x}{R_f} \right) \quad (2.31)$$

Dans cette partie d'étude et on appliquant le modèle (2.31), on a varié le coefficient de frottement  $\mu$  de ( 0.1 à 1 ), toute en gardant la valeur de l'endommagement  $d= 0.9$ , et la longueur d'enchâssement  $x= 0.05$ , constants fig.9.

On a remarqué que lorsque  $\mu$  augmente, la contrainte de décohesion  $\tau_i$  augmente, fig. 9 et vaut :

$\mu = 0.1$  pour  $\tau_i = 82$  GPa

$\mu = 1$  pour  $\tau_i = 593.6$  GPa

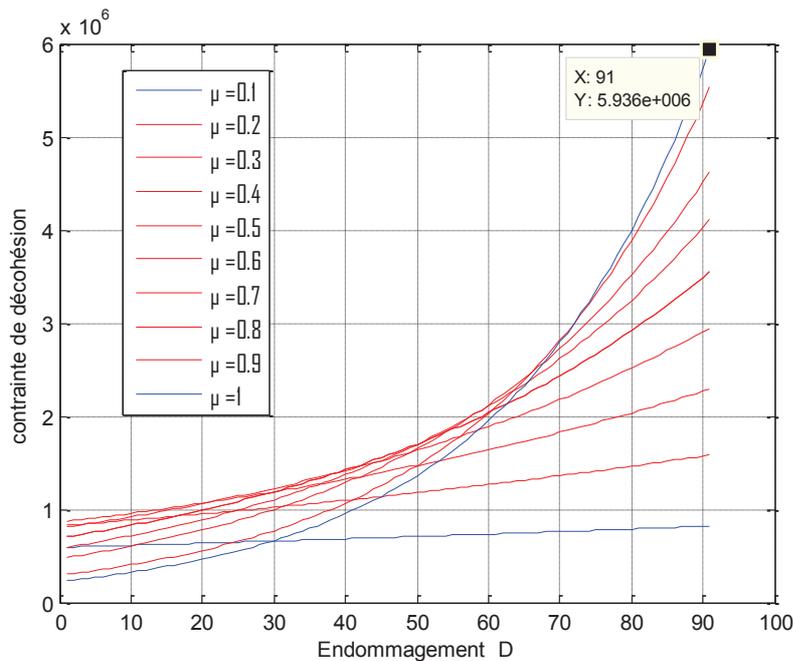


Fig.9 : contrainte de décohesion interfaciale  $\tau_i$  en fonction du coefficient de frottement  $\mu$ .

Le glissement relatif, entre fibre et matrice, fait intervenir un frottement. Dans le cas d'une interface rugueuse, une contrainte radiale de compression va apparaître lors du glissement, cette contrainte s'ajoute à la contrainte résiduelle radiale d'origine thermique. Si l'interface est en compression ( $\alpha_m > \alpha_f$ ), la résistance au glissement va augmenter et dans le cas inverse la rugosité peut être la seule source de la résistance au glissement. En effet les aspérités à l'interface peuvent jouer le rôle de butée entre la fibre et la matrice qu'il est nécessaire de surpasser ou détruire pour permettre à la fibre de glisser dans sa gaine de matrice.

L'acquisition des paramètres indispensables au calcul des contraintes de décohésion et de friction s'avère délicate en raison de leurs faibles déplacements à mesurer et à la complexité de l'état des contraintes sur la surface de la fibre.

## Conclusion finale

Au cours de ce travail de recherche, nous avons exploré d'une manière orientée et progressive les contraintes mécaniques induites sur le matériau candidat carbone/epoxy T300/914 en utilisant MATLAB, tirant profit du formalisme de **Mc Garry et de Greszczuk** afin de prédire l'endommagement de la fibre et la matrice qui utilise comme fonction objective, pour but de faire comprendre le rôle des paramètres tels que la longueur des fibres, rayon de la fibre, les modules d'élasticités et la réponse mécanique de l'interface.

Cette démarche nous a permis la modélisation d'un environnement de sollicitations mécanique et d'évaluer l'endommagement d'interface fibre /matrice.

Pour ce qui concerne la modélisation des matériaux composites, la mécanique de l'endommagement fournit actuellement un outil extrêmement puissant à la disposition des mécaniciens des structures, intégrant par l'introduction de variables internes judicieusement choisies, l'essentiel des phénomènes mécaniques de dégradation dans le comportement.

Afin de modéliser l'endommagement et la rupture des composites à fibres sous chargement mécanique, plusieurs approches sont utilisées. Parmi eux, l'analyse, des modèles basés sur le transfert de charge (modèle de Cox). L'un des défis de cette modélisation est la nécessité de prendre en compte l'endommagement et le décollement d'interface et le comportement d'aspect statistique de la fibre et la matrice qui seront évalués dans notre travail sous l'influence des contraintes mécanique, ( la contrainte de décohésion ( $\tau_d$  ), la contrainte de frottement ( $\tau_f$  ), le coefficient de frottement ( $\mu$  ), pour le faire on fait appel à MATLAB afin de mieux orientée la modélisation de ces contraintes.

On trouve aussi le modèle de **Mc Garry et Greszczuk** l'objectif est de décrire les processus mécanique du comportement de l'interface fibre/matrice. A travers une description micromécanique simplifiée de la distribution des contraintes dans la fibre et à l'interface, cette approche de **Mc Garry et Greszczuk** a essentiellement pour but de faire comprendre le rôle de paramètres.

Ce modèle de simulation par MATLAB a bien montré que la contrainte de traction interfaciale et la contrainte de cisaillement au delà d'un seuil critique, induisent un endommagement important et rapide de l'interface, et que l'endommagement de l'interface est beaucoup plus lié à la dégradation progressive de la matrice qu'à l'endommagement de la fibre.

Ces résultats intéressants nous permettent non seulement d'étudier d'autres matériaux composites et définir leurs seuils de sécurité d'utilisation dans des domaines variés, mais aussi concevoir et choisir de nouveaux matériaux dans des environnements plus agressifs.

## **Bibliographie.**

AHLSTROM C.(1991) : interface fibre de verre/matrice poly époxy. Introduction d'une interphase à propriétés contrôlées. Thèse de doctorat de , 1991, 296p.

ARNAULT V . (1989) : Relation entre microstructure et comportement mécanique des composites sic/sic : analyse du rôle de l'interface dans le processus de fissuration matricielle dans les matériaux multifilamentaire. Thèse de doctorat de l' INSA de Lyon, 1989,320 p.

BEGAG R . (1996). Synthèse et propriétés physico-chimiques des carbogels de silice préparés par la méthode sol-gel (en catalyse acide) à partir de polyethoxydisiloxane. Thèse de doctorat de l'université de Claude Bernard Lyon I,1996,214p.

BENOIT M , BRENET P , ET ROUBY D.(1993) : Comportement des interface dans des composites céramique-céramique. Revue des composites et des matériaux avancés, 1993,  
Vol. 3,p.235-251.

BHIHE. C K (1992) : Rough fiber pull-out in brittle matrix composites. Experiments and simulations. Ph.d. university of california, santa Barbara ,CA,USA,1992,p :250

BOUDOUKHA L. (1996) : Etude par nanoindentation de l'effet de l'implantation ionique sur le comportement mécanique. Thèse de doctorat de,1996, p : 175.

BRENET. P . (1994) : Etude du comportement mécanique, en relation avec la microstructure, d'un composite céramique-céramique sic/mas-l. thèse de doctorat de l' INSA de Lyon , 1994,p :206 .

BRINKER C J ET SHERER G W. (1990) : sol-gel science , the physics and chemistry of sol-gel processing , San Diego , Academic Press , 1990 p :908.

DESPIERRES T. ET CHERMANT (1995) : Modélisation du comportement des CMC et détermination de la contrainte interfaciale fibre / matrice . Rev . des composites et des mater. Avancés (1995) , vol. 5 ,n° 1 ,p 75-115 .

J-M BERTHELOT . Matériaux composites : comportement mécanique et analyse des structures ;  
MASSON 1992 .

ELIMAME E (1994) : Elaboration d'aero-et de carbo-gels de monolithes de silice transparents à partir de nouveau précurseur . polyethoxydisiloxane pour l'isolation thermique des enveloppe transparentes . thèse de doctorat de l'université de CLAUDE Bernard Lyon I , 1994 , p250.

GRESCZUK L B . (1969) : theoretical studies of mechanics of fiber matrix interface in composites . interfaces in composites ASTM – STP ,452 . Philadelphia , PA , 1969 p 42-58.

WEINBERG M : Sher testing of neat thermoplastic resins their unidirectional graphite composites  
( cisaillement des thermoplastiques résines et composites unidirectionnels carbone)

Composite 18 n° 5 , p 386 – 392 fig. 6 bibl. ( 16 réf ), Butterworks , London ( 1987 ) .(Δ).

GUTOWSKI (W) : Effet of matrix adhesion on mechanical properties of composites ( effet de l'adhésion sur les propriétés mécaniques des composites). P 505 – 520, fig.7 bibl. ( 30 réf ) In H.ISHIDA.

Controlled Interphases in Composite Matériaux : proc . of the 3rd intern . conf. On Composite interfaces ( ICCI6III).p 851 , Elsevier Science Pub. Co.Inc New York ( 1990) .(Δ).

BROUTMAN LJ et KROCK RH : composite Materials . Vol . 6 , interfaces in polymer matrix composites . édité par E.P . PLUEDEMANN , p 294 , Academic Press , New York p61 (1974) .(Δ).

ADAMS DF : Micromechanical predictions/expérimentale correlations of the influence of the interface on the mechanical and physical properties of a unidirectional composites (influence de l'interface sur les propriétés mécaniques et physiques des composites unidirectionnels- corrélation .Expérience-théorie micromécanique ). P351-365,fig.5(réf 24) in H .ISHIDA et KOENIG JL composite interface , proc. Of the 1st intern.conf. On composite interfaces(ICCI-I),p392,Elsevier science pub.co ,Inc. New York p61 (1986) .(Δ).

COX HL : the elasticity and strength of paper and other fibrous materials (Elasticité et résistance du papier et autres matériaux fibreux ) . British Journal of Applied Physics 3 , p72-79, fig.3 (1952).

DESARMOT G et FAVRE JP : Advances in pull-out testing and data analysis ( essai de déchaussement , réalisation et analyse des résultats ) . Composites Science et Technologie , 42 n°1-3 p151-187, fig20 , bibl. (réf 46) , Elsevier Appl . Science, Barking (1991) .(Δ).

BRIGTH JD – SHETTY DK – GRIFFIN CW et LIMAYE SY : interfacial bonding and friction in silicon carbide (filament)- reinforced ceramic – and glass matrix composites (Décohésion interfaciale et friction dans les composites à matrices céramique et verre renforcées de fibres de carbure de silicium). Journal of the American Ceramic Society 72 ,n°10 ,p1891-1898,fig.9 ;bibl.(réf30), the American Ceramic Society , INC,Westerville (1989) .(Δ).

[ADA86] Micromechanical predictions/experimental correlations oh the influence of the interface on the mechanical and physical properties of unidirectional composite (influence de l'interface sur les propriétés mécaniques et physiques des composites unidirectionnels: corrélation expérience- théorie micromécanique (1986) P : 351-365

[BRI89] BRIGGS D, HEARN M.J, HODGE D.J. MIDDLEMISS B et PEACOCK J.A. Correlation between fiber surface energetic and fiber-matrix adhesion in carbon fiber reinforced PEEK composites (Relations entre l'énergie de surface de fibres et l'adhésion fibre-matrice dans les composites carbon/PEEK) (1989), P :89-323.

KEBIR kaddour : interaction fibre/matrice dans le comportement de l'interface d'un matériau composite, Thèse en vue d'obtention du diplôme de magistère (2009).