

République Algérienne Démocratique et Populaire

وزارة التعليم العالي والبحث العلمي

**Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche scientifique
Université d'Oran des Sciences et de la Technologie Mohamed Boudiaf**



*Faculté des sciences
Département de Physique*

Spécialité : Physique

Option : Caractérisation et comportement des matériaux pour le biomédical

Mémoire

Présenté Par

Mr. TADJEDIT Samir

Pour l'obtention du diplôme de Magister

Thème

Optimisation par un algorithme génétique
de l'endommagement de l'interface fibre/ matrice
d'un nano composite graphite – époxy

SOUTENUE LE Mardi 01/07/2014

Devant la commission d'examen composée de :

<u>Qualité</u>	<u>Nom et Prénoms</u>	<u>Grade</u>	<u>Etb d'origine</u>
Président	Mr. FERHAT Mohammed	Professeur	USTO-M.B
Rapporteur	Mr. BOUTAOUS Ahmed	Professeur	USTO-M.B
Examineur	Mr. HIADSI SAID	Professeur	USTO-M.B
Examineur	Mr. LAGHOUATI Yacine	Maître de Conférence A	USTO-M.B
Examineur	Mr. BELKAID Nouredine	Maître de Conférence A	USTO-M.B

REMERCIEMENTS

Je tiens tout d'abord à exprimer ma profonde reconnaissance pour mon Directeur de mémoire monsieur Ahmed BOUTAOUS, professeur à l'Université des Sciences et de la Technologie d'Oran Mohamed Boudiaf, qui a consacré à l'encadrement de mon mémoire un temps et une disponibilité d'esprit considérable ainsi de m'avoir accueilli dans son Laboratoire, m'ouvrant ainsi les portes du monde de la recherche, sans oublier monsieur **Allal MOKADEM** qui m'a aidé beaucoup à l'aboutissement de ce travail.

Je remercie le président de jury monsieur **Mohammed FERHAT** professeur à USTOMB et les membres de jury messieurs, **Said HIADSI** professeur à USTOMB , **Yassine LAGHOUATI** professeur à USTOMB, **Nourddine BELKAID** Maître assistant à USTOMB, d'avoir acceptés de juger ce travail.

Je suis également reconnaissant aux membres de ce laboratoire pour les nombreuses occasions où j'ai pu recourir à leur aide, leurs avis, leurs conseils.

Enfin, je tiens à remercier toutes les personnes ayant contribué, de près ou de loin, à la réalisation de ce travail, à ma famille, ma femme et tous mes amis.

SOMMAIRE

REMERCIEMENTS	
SOMMAIRE	i
LISTE DES FIGURES ET DES TABLEAUX	vi
NOMENCLATURE	ix
INTRODUCTION GENERALE	1
CHAPITRE I GENERALITES SUR LES COMPOSITES	
Introduction	3
I.1. Définition d'un matériau composite	3
I.2. Caractéristiques générales des matériaux composites	4
I.3. Types de matériaux composites	5
I.4. Classification des matériaux composites	5
I.4.1. Classification suivant la forme des constituants	6
I.4.2. Classification suivant la nature des constituants	6
I.5. Le constituants d'un composite	7
I.5.1. La matrice	7
I.5.1.2. Les matrices métalliques	13
I.5.1.3. Les matrices carbonées	13
I.5.1.4. Les matrices céramiques	13
I.5.1.5. Préparation des matrices	14
I.5.2. Les renforts	14
I.5.2.1. Les fibres	15
I.5.2.1.1 La forme linéique	15
I.5.2.1.2. Formes surfaciques	16
I.5.2.1.3. Forme multidirectionnelle	18
I.5.2.2. Les principales fibres	19
I.5.2.2.1. Fibres de verre	19
I.5.2.2.2. Fibre de carbone	20
I.5.2.2.3. Les fibres de bore	21
I.5.2.2.4. Les fibres de carbure de silicium	21
I.5.2.2.5. Les fibres d'aramide (Kevlar)	22
I.5.2.2.6. Les fibres céramiques	22
I.5.3. Les charges	24
I.5.4. Additifs	25
I.6. Le rôle des charges et des renforts	25

I.7. Architecture des matériaux composites	25
I.7.1. Composite Stratifiés	26
I.7.2. Composites sandwiches	26

CHAPITRE II LES INTERFACES FIBRE MATRICE

Introduction	
II.1. Définition	28
II.2. L'interphase	29
II.3. Rôle des interfaces	30
II.4. Mouillabilité et adhésion	30
II.4.1. Qualité d'adhésion de l'interface (fibre/matrice)	30
II.4.2. Mouillabilité	32
II.5. Modèles d'adhésion	33
II.5.1. Aspects chimiques	33
II.5.2. Aspects physiques	35
II.5.3. Aspects mécaniques	35
II.6. Contraintes à l'interface	36
II.7. Essais micromécaniques	37
II.7.1. Test de Mc Garry	37
II.7.2. Test de Broutman (fragmentation)	37
II.7.3. Test de déchaussement	38
II.7.4. Test de micro-indentation	39
II.8. Conclusion	39

CHAPITRE III MODELISATION DE L'INTERFACE FIBRE MATRICE

Introduction	40
III.1. Techniques de mesure	40
III.2. Approche micromécanique	41
III.3. État de contrainte à l'interface	41
III.3.1. Contraintes locales moyennes	41
III.3.2. Contraintes aux extrémités (transfert de charge)	43
III.3.2.1. Modèle de Cox; Transfert de charge élastique	43
III.3.2.2. Modèle de Kelly-Tyson	47
III.3.2.3. Modèle Mixte	49
III.3.2.4. Statistique de Weibull	51
III.4. Analyse micromécanique sur composites modèles	54
III.4.1. Essai de compression	54
III.4.2. Essai de fragmentation	55

III.4.3. Essai de micro-indentation	57
III.4.4. Test de déchaussement	59
III.5. Les variables d'endommagement :	60
III.6. Conclusion	61

CHAPITRE IV **ALGORITHMES GENETIQUES**

IV.1. Historique	63
IV.2. Définition	64
IV.3. Différentes étapes de l'algorithme génétique canonique	64
IV.4. Terminologie propre aux algorithmes génétiques	65
IV.5. La forme d'un algorithme génétique	67
IV.6. Description des différentes étapes de l'algorithme génétique canonique	68
IV.6.1. Initialisation de la population	68
IV.6.2. Évaluation des individus \bar{X}_t	69
IV.6.3. Sélection	70
IV.6.4. Croisement	72
IV.6.5. Mutation	73
IV.6.6. Critère d'arrêt	74
IV.7. Les variantes du modèle génétique	75
IV.7.1. L'algorithme génétique canonique	75
IV.7.2. L'algorithme génétique modifié	76
IV.8. Les paramètres d'un AG	77
IV.8.1. La taille de la population	77
IV.8.2. Le taux de croisement	77
IV.8.3. Le taux de mutation	77
IV.8.4. Le fossé des générations	78
IV.9. Comparatif entre les AG et les algorithmes classiques d'optimisation	78
IV.10. Conclusion	79

CHAPITRE V **APPLICATIONS**

Introduction	80
V.1. Les techniques de transformation	82
V.1.1. Mélange direct	82
V.1.2. Mélange Sonication	82
V.1.3. Mélange par cisaillement	83
V.1.4. Combinaison mélange par sonication et cisaillement	83

V.2. Rappel sur des modèles analytiques	84
V.2.1. Modèle Basé sur l'approche statistique	84
V.2.2 Modélisation de l'interface	85
V.3. L'endommagement de l'interface (D)	86
V.4. La simulation numérique par AG	87
V.4.1. Développement	87
V.4.2. L'organigramme.	88
V.5. Les résultats de simulation	89
V.6. Conclusion	91
CONCLUSION GENERALE	92
REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES.	93

LISTES DES FIGURES ET DES TABLEAUX

LISTES DES FIGURES

Chapitre I

<i>Figure I.1. Constituants d'un matériau composite</i>	3
<i>Figure I.2. Différentes familles de matrice</i>	7
<i>Figure I.3. Boucle de vie d'un thermoplastique</i>	8
<i>Figure I.4. Boucle de vie d'un thermodurcissable</i>	9
<i>Figure I.5. Les différents types de renfort de base</i>	14
<i>Figure I.6. Les différentes formes de présentation de la fibre du verre</i>	16
<i>Figure I.7. Mat à fibres courtes</i>	16
<i>Figure I.8. Mat à fibres continues</i>	16
<i>Figure I.9. Chaîne et trame d'un tissu</i>	17
<i>Figure I. 10. Les principaux types d'armures utilisés pour le tissage des tissus</i>	17
<i>Figure I.11. Tissage cylindrique et conique</i>	18
<i>Figure I.12. Tissus multidirectionnels</i>	18
<i>Figure I.13. Nid d'abeilles</i>	19
<i>Figure I.14. Différents types de verre pouvant se présenter : en poudre et en fibres courtes</i>	20
<i>Figure I.15. Différents types de charges</i>	24
<i>Figure I.16. Schéma d'un stratifié code (30/90₂/45/0/45)</i>	26
<i>Figure I.17. Structure en sandwich</i>	27
<i>Figure I.18. Sandwich à âme [Ber05].</i>	27

Chapitre II

<i>Figure II.1. Interface fibre/ matrice</i>	29
<i>Figure II.2. concepts d'interphase (a) et d'interface (b)</i>	29
<i>Figure II.3. Mode de fissuration</i>	31
<i>Figure II.4. Ensimage de la fibre de verre par dépôt de silane.</i>	34
<i>Figure II.5. Eprouvette de fragmentation en traction de Broutman</i>	37
<i>Figure II.6 Test de déchaussement d'une micro-éprouvette de matrice (pull-out)</i>	38

Chapitre III

Figure III.1. Principes des tests de : (a) fragmentation; (b) slice.	41
Figure III.2. Rapport de la contrainte radiale à la contrainte longitudinale appliquée pour une fibre entourée de 6 voisines plus ou moins proches (V_f) : on passe d'un état de compression à un état de traction selon la direction observée.	42
Figure III.3. Élément d'un V.E.R.	44
Figure III.4. Equilibre élastique de la matrice en cisaillement.....	44
Figure III.5. Equilibre élastique d'une portion de fibre.	46
Figure III.6. Profils de contrainte dans la fibre (σ_f) et à l'interface (τ_i).	47
Figure III.7. Modèle de Kelly –Tyson.	48
Figure III.8. Modèles de Kelly/Tyson et de cox des profils de contraintes de tension dans la fibre et de cisaillement à l'interface.....	49
Figure III.9. Modèle Mixte.	50
Figure III.10. Probabilité de rupture décrite par une statistique de Weibull	52
Figure III.11. Calcul de la contrainte moyenne de rupture.....	53
Figure III.12. Essai de compression a) test de MC Garry . b) test de broutman.....	54
Figure III.13. Schémas de technique expérimentale de mesure de l'effort et du déplacement de la fibre sous sollicitation mécanique de compression.....	55
Figure III.14. Essai de fragmentation.	56
Figure III.15. Essai de micro indentation.....	57
Figure III.16. Schéma de l'essai d'indentation d'après MARSHALL, [1984].....	57
Figure III. 17. dispositif de test de microindentation.....	59
Figure III.18. Différents configurations de pull-out : (a) Piggott 1986 (b) Favre 1981,(c) hampe 1990.....	59
Figure III.19. Essai de déchaussement en traction.....	60

Chapitre IV

Figure IV.1. Organigramme d'un algorithme génétique canonique.....	65
Figure IV.2. Structure d'une population constituée d'individus.....	66
Figure IV.3. Structure d'un chromosome.....	66
Figure IV.4. Fonction $F(x)$	68
Figure IV.5. La méthode de sélection de la loterie biaisée.....	72
Figure IV. 6. Croisement en un point.....	72
Figure IV. 7. Mutation d'un gène.....	73

Figure IV. 8. Optimum de la fonction F.	74
Figure IV. 9. Principe de l'algorithme canonique.	76

Chapitre V

Figure V. 1. Variation du module d'élasticité pour 1% EG/epoxy nanocomposites	84
Figure V.2. L'organigramme de l'algorithme génétique.....	88
Figure V.3. Niveau d'endommagement du cisaillement à l'interface d'un époxyde pur (E=3,5).....	90
Figure V.4. Niveau d'endommagement du cisaillement à l'interface d'un graphite / époxy nanocomposites (E= 3,6)	90
Figure V.5. Niveau d'endommagement du cisaillement à l'interface d'un graphite / époxy nanocomposites (E = 3,7)	90
Figure V.6. Niveau d'endommagement de cisaillement à l'interface d'un graphite / époxy nanocomposites (E = 3,9)	91

LISTES DES TABLEAUX

Chapitre I

Tableau I.1. Comparaison entre quelques critères des résines TD et les résines TP.....	9
Tableau I.2. Caractéristiques des résines thermoplastiques et thermodurcissables.....	10
Tableau I.3. Les différents types de verre.....	19
Tableau I.4. Avantages et inconvénients des fibres d'aramides.....	22
Tableau I.5. Quelques caractéristiques des fibres céramiques.....	23
Tableau I.6. Principales caractéristiques mécaniques des fibres de base.....	23

Chapitre IV

Tableau.IV.1. Individus initialisés à l'intérieur de l'intervalle de solutions potentielles classées en fonction de leur adaptation.....	69
Tableau.IV.2. Individus sélectionnés parmi les meilleurs de la population.....	71
Tableau .IV.3. Convergence des individus vers la meilleure solution de l'algorithme.....	75

NOMENCLATURE

A	: Amplitude de la réponse.
$[A(s)]$: Matrice adjointe.
$[B]$: Dérivée des matrices de fonctions de forme.
$[B(s)]$: Matrice impédance.
$[C]^s$: Matrice d'amortissement globale de la structure saine.
$[C]^d$: Matrice d'amortissement globale de la structure endommagée.
C_o	: Nombre de DDL optimum.
C_v	: Vecteur de projection.
C_{eq}	: Amortissement visqueux.
$[D]$: Matrice des constantes matérielles.
D_f	: Indicateur multi modal.
E	: Module de Young.
E_C	: Energie dissipée au cours d'un cycle par l'amortissement.
E_D	: Energie dissipée par la structure.
$\{F\}$: Vecteur des sollicitations extérieures.
F_0	: Force d'excitation.
F_T	: Force transmise.
J	: Matrice Jacobienne du système de coordonnées locales et globales.
$[H(s)]$: Matrice de transfert.
$[H_M(s)]$: Matrice de transfert de terme non linéaire.
I	: Matrice identité.
$[K]^s$: Matrice de raideur globale de la structure saine.
$[K]^d$: Matrice de raideur globale de la structure endommagée.
L	: Longueur de l'élément fini poutre, barre.
$L[]$: Transformée de Laplace, $\mathfrak{L}()$
$[M]^s$: Matrice de masse globale de la structure saine.
$[M]^d$: Matrice de masse globale de la structure endommagée.
$[N]$: Matrice des fonctions de forme.
Q	: Facteur de surtension.
S	: Surface
T	: Energie cinétique.
T_p	: Période.
U	: Energie de déformation.
X_p	: Amplitude du régime permanent.

Y	: Matrice modale.
$Y(\omega)$: Réponse fréquentielle.
Zu	: Indicateur d'endommagement.
\overline{Zu}	: Valeur moyenne de Zu .
(a)	: Indice relatif à la structure élément fini.
$[a]^e$: Vecteur des coordonnées généralisées de l'élément fini.
c	: Amortissement
c_c	: Coefficient d'amortissement critique.
f_D	: Force nécessaire pour déformer la structure.
K	: Raideur linéaire.
$[k_j]$: Matrice élémentaire de raideur du $j^{ème}$ élément.
M	: Masse.
$[m_j]$: Matrice élémentaire de masse du $j^{ème}$ élément.
(m)	: Indice relatif à la structure mesurée.
r	: Rapport des fréquences.
t	: Temps.
V	: Déplacement vertical.
v_0	: Vitesse uniforme du mouvement
x_{st}	: Déplacement statique.
x	: Déplacement.
\dot{x}	: Vitesse.
\ddot{x}	: Accélération.
$y(t)$: Réponse temporelle.
y_v	: $v^{ème}$ vecteur propre mesuré.
y_{vb}	: $v^{ème}$ vecteur déplacement bruité au $v^{ème}$ capteur.
y_v	: $v^{ème}$ vecteur déplacement simulé au $v^{ème}$ capteur.
y_{vbt}	: Vecteur contenant des valeurs aléatoires entre 0 et 1 uniformément distribuées
β_1	: Indicateur d'endommagement modal.
β_ω	: Indicateur d'endommagement fréquentiel.
$\beta_{\omega r}$: Indicateur Fréquentiel en utilisant la partie réelle de la réponse en fréquence.
$\beta_{\omega i}$: Indicateur Fréquentiel en utilisant la partie imaginaire de la réponse.
ε	: Déformation
ζ	: Coefficient d'amortissement visqueux.
λ	: Valeur propre.
μ	: Constante associée au degré de non linéarité.

ν	: Coefficient de Poisson.
ρ	: Masse volumique.
σ	: Contrainte.
σ_{Zu}	: Ecart type de Zu .
φ, ϕ_{XF}	: phase.
$[\varphi(x, y, z)]$: Matrice des fonctions bases de l'approximation.
$\{\phi\}^s$: Vecteur propre de la structure saine.
$\{\phi\}^d$: Vecteur propre de la structure endommagée.
Φ	: Mode propres.
ω_0	: Pulsation d'excitation.
ω_a	: Pulsation naturelle du système amorti.
ω_n	: Pulsation naturelle du système non amorti.
a_j, a_{j+1}	: Nœuds définissant l'élément j .
$()^d$: Exposant relatif à la structure endommagé.
$()^s$: Exposant relatif à la structure saine.
np	: Nombre de modes de projection.
gn	: Pourcentage de bruit aléatoire introduit.
$abs(y_v)$: Valeur absolue du vecteur y_v .
nn	: Dimension du vecteur y_v .
$ones$: Vecteur unité de dimension nn .
$rand(nn,1)$: Vecteur de distribution uniforme de nombres aléatoires entre 0 et 1.
FU_{ij}	: Fraction d'énergie de déformation pour le cas non endommagé.
DDL	: degrés de liberté.
FRF	: Fonction de réponse en fréquence.
FFT	: Transformée de Fourier Discrète.
IF	: Indicateur fréquentiel.
IMM	: Indicateur Multi Modal.
MAC	: Modal Assurance Criterion.
MEF	: Méthode des Eléments Finis.
SHM	: Structural Health Monitoring.
TR	: Transmissibilité.

INTRODUCTION GENERALE

La technologie moderne (aérospatiale, aéronautique, navale, etc.) nécessite de plus en plus des caractéristiques mécaniques sévères. De nouvelles perspectives sont apparues avec la venue des matériaux composites dont le domaine d'utilisation ne cesse de s'élargir pour répondre à un certain nombre de critères à savoir : légèreté, grande rigidité, facilité de mise en œuvre, etc... Néanmoins, certains aspects de leur comportement sous sollicitations diverses sont encore mal compris.

Depuis plusieurs décennies, des efforts ont été déployés pour l'élaboration et la caractérisation des matériaux composites à matrices organiques (époxy, polyester, etc...) et à fibres continues tissées (verre, aramide, carbone, etc.).

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.

La plupart des matériaux de base des composites connus et utilisés depuis les années 80 sont des composites organiques fibreux. Ce qui a amené le développement de ce type de matériau dans les années 90, c'est en grande partie, le résultat de la révolution informatique qui est la base de la conception et de la fabrication assistée par ordinateur.

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. Par exemple (Soden, Hinton et Kaddour, 1998) comparant les prédictions de neuf critères de rupture

Générale

montrent qu'il n'existe pas de consensus au sein de la communauté scientifique concernant la prédiction de la rupture.

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 : Optimisation par un algorithme génétique de l'endommagement de l'interface fibre/matrice d'un nano composite graphite – époxy. 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 une analyse probabiliste de l'équation de Weibull.

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, ensuite le chapitre II introduit la notion d'interface fibre matrice qui est nécessaire à la compréhension 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 algorithmes génétiques et leurs applications dans le domaine des matériaux composites. Enfin, le chapitre V de ce mémoire sera dédié à la présentation des résultats de modélisation.

Introduction

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

I.1. Définition d'un matériau composite

C'est l'assemblage de deux ou plusieurs matériaux non miscibles, de nature différente, et dont les propriétés sont la somme de celles des constituants, ou mieux encore, par effets de synergie et non plus d'addition. Ces matériaux ne sont pas alliés mais associés [JAC91].

L'association intime d'au moins deux composants est nécessaire : le **renfort** et la **matrice**, qui doivent être compatibles entre eux et se solidariser (Figure I.1), ce qui introduit la notion d'un agent de liaison qui est l'**interface**. Ce dernier assure la compatibilité renfort matrice, et transmet les contraintes d'un constituant à l'autre sans déplacement relatif. Un composite est hétérogène et anisotrope.

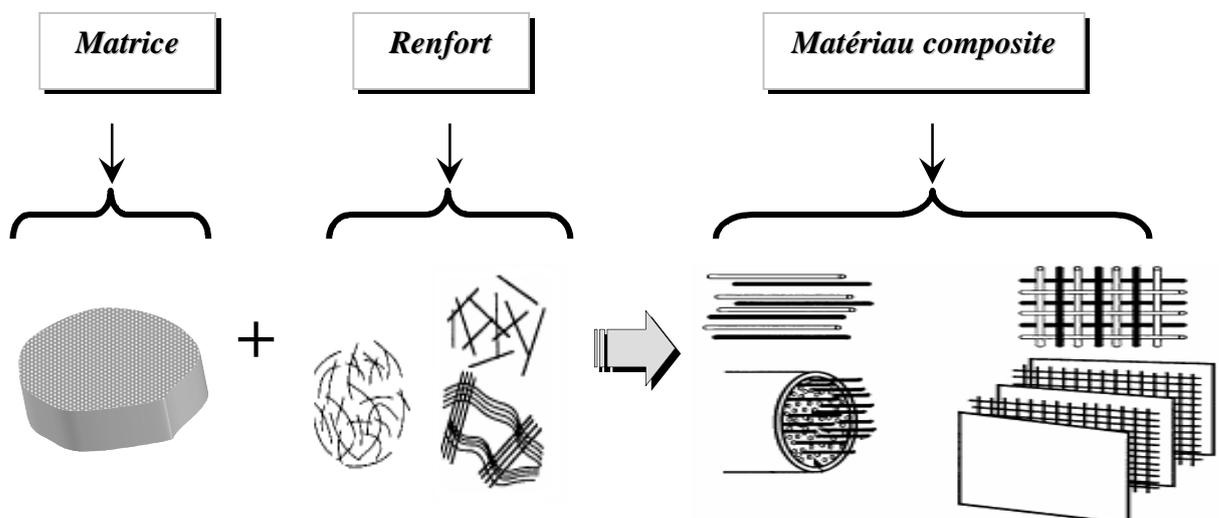


Figure I.1. Constituants d'un matériau composite

Les caractéristiques mécaniques des composites ne sont réellement connues qu'après fabrication, car on réalise, en même temps le matériau et le produit, et ce contrairement aux matières premières classiques dont on connaît à l'avance les caractéristiques mécaniques.

Actuellement, les matériaux composites à matrice organique représentent plus de 99% des composites ; toutefois, il existe également des composites à matrice inorganique (métallique ou céramique) dont la diffusion reste encore marginale.

Un matériau composite est un système formé d'un nombre relativement important de constituants. Le nombre de réalisations possibles à partir de cette gamme d'éléments fondamentaux est donc pratiquement infini. Mais bien entendu, seuls sont retenus ceux qui présentent un intérêt technique et/ou économique.

Un matériau composite est constitué de deux phases principales :

- La matrice ;
- Le renfort ou la fibre.

I.2. Caractéristiques générales des matériaux composites

Dans le cas général, un matériau composite est constitué d'une ou plusieurs phases discontinues (renforts) réparties, dans une phase continue (matrice). Dans le cas de plusieurs phases discontinues de nature différentes, le matériau composite est dit hybride.

La phase discontinue est habituellement plus dure avec des propriétés mécaniques supérieures à celles de la phase continue [Ber05].

Les propriétés des matériaux composites résultent des propriétés de ses constituants, de leur distribution géométrique ainsi que de leur interaction. Pour la description d'un composite, il est donc nécessaire de spécifier :

- La nature des constituants et leurs propriétés ;
- La géométrie du renfort (sa forme, sa taille et son orientation) et sa distribution ;
- La nature de l'interface matrice/ renfort.

La concentration du renfort dans le composite est habituellement mesurée par la fraction volumique ou par la fraction massique. Le pourcentage du renfort est un paramètre détermine les propriétés mécaniques du matériau composite.

Pour une concentration donnée, la distribution du renfort dans le volume du composite est également un paramètre important. Une distribution uniforme assurera une « Homogénéité » du matériau c'est-à-dire que les propriétés du composite seront indépendantes du point de mesure. Dans le cas d'une distribution non uniforme du renfort, la rupture du matériau sera initiée dans les zones pauvres en renfort, diminuant ainsi la résistance du composite.

Dans le cas du composite dont le renfort est constitué de fibres, l'orientation des fibres détermine l'anisotropie de ce matériau, cet aspect constitue une des caractéristiques fondamentales des composites. La possibilité de contrôler l'anisotropie du produit fini par conception et une fabrication adaptée aux propriétés souhaitées (matériau à la carte).

I.3. Types de matériaux composites

On distingue deux grandes familles de matériaux composites :

- ***Les composites de grande diffusion (GD)*** : Ce sont généralement réalisés à partir de fibre de verre et de résine polyester insaturée ou phénolique. Ils constituent plus de 95% de la production et les demandeurs les plus importants sont l'industrie des transports (Automobile, ferroviaire) et la construction électrique. Cette classe de matériau est destinée à des fabrications en grande série et souvent automatisés.
- ***Les composites de hautes performances (HP)*** : Les constituants sont surtout des résines époxydes renforcées par des fibres longues de verre, mais principalement de carbone ou d'aramide. L'industrie aéronautique et spatiale, l'automobile sportive et les chantiers navals pour des embarcations expérimentales sont les demandeurs intéressés par leurs caractéristiques mécaniques et thermiques élevées, mais aussi par des séries de productions très faibles ou le prix est très élevé [Jac91].

I.4. Classification des matériaux composites

Le type de renforts, la nature de la matrice et les quantités relatives de ces éléments entrants dans la formulation, ainsi que le procédé de mise en œuvre, ont une incidence déterminante sur les caractéristiques du produit fini.

Les composites peuvent être classés suivants la forme de leurs constituants ou suivant leurs natures [Ber05].

I.4.1. Classification suivant la forme des constituants :

Les renforts peuvent se présenter sous forme de fibres ou de particules, on distingue deux grandes classes.

- Composite à fibres

Le matériau est dit composite à fibres si le renfort se trouve sous forme de fibres, elles peuvent être soit continues ou discontinues.

- Composite à particules

Le matériau est dit composite à particule si le renfort se trouve sous forme de particule. Une particule est une fibre ne possédant pas une direction privilégiée.

I.4.2. Classification suivant la nature des constituants

Les composites sont classés en trois catégories, selon la nature de la matrice :

- Composites à matrice organique (résine, charges) avec des fibres :

- Minérales (verre, carbone) ;
- Organiques (kevlar, polyamides) ;
- Métalliques (bore, aluminium).

Avec une température limite d'utilisation qui varie entre 200 et 300° C.

- Composites à matrice métallique (alliages légers et ultras légers de l'aluminium, de magnésium, de titane) avec des fibres :

- Minérales (carbone, carbure de silicium (sic)) ;
- Métalliques (bore) ;
- Métallo-minérales (fibre de bore revêtu de carbure de silicium).

Avec une température limite d'utilisation qui est de 600° C.

✓ Composites à matrice minérale (céramique), avec des:

- Fibres métalliques (bore) ;
- Particules métalliques (cermets) ;

- Particules minérales (carbures, nitrures).

Avec une température d'utilisation de 1000° C.

I.5. Les constituants d'un composite

Un composite est constitué de deux constituants de base : la matrice et le renfort.

I.5.1. La matrice

Cette phase est indispensable à la liaison des divers éléments constitutifs, est composée d'une résine (polyester, époxyde, etc...) et d'une charge (carbonate de calcium, graphite, etc). Leur rôle est de lier les renforts, de répartir les charges (contraintes, résistance à la traction et rigidité) et d'assurer la protection chimique contre les agents agressifs extérieurs tels que (acides, humidité, corrosion...) et donne la forme au produit réalisé; pour les composites plastiques, elle est par définition un polymère ou une résine organique. Le choix de la matrice dépend de l'utilisation à laquelle est destinée le matériau composite.

La figure I.2 présente les différentes familles de matrice.

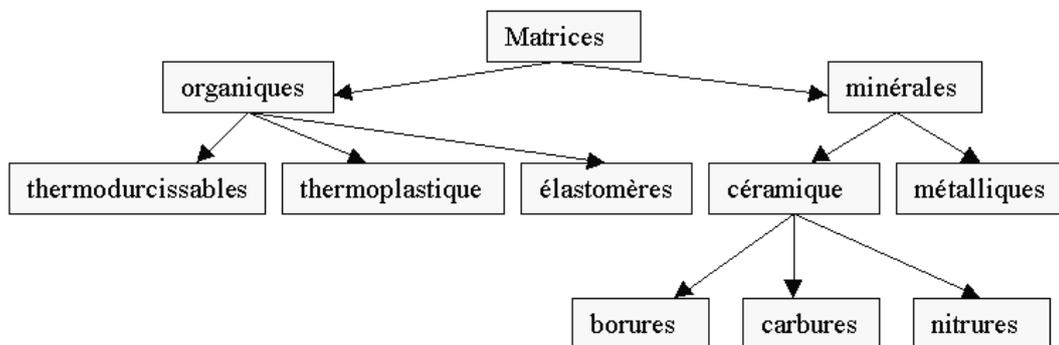


Figure I.2. Différentes familles de matrice

- Les matrices organiques :

Ces matrices sont faites de matières plastiques et désignées sous le vocable beaucoup plus large de résines.

Les résines utilisées dans les matériaux composites ont pour rôle de transférer les sollicitations mécaniques aux fibres et de les protéger de l'environnement extérieur. Elles doivent donc être assez déformables et présenter une bonne compatibilité avec les fibres. Les résines doivent avoir, par contre, une masse volumique faible de

manière à conserver aux matériaux composites des caractéristiques mécaniques spécifiques élevées (la matrice d'un composite organique peut appartenir à différents types de polymères [Chr86]).

Compte tenu de ces contraintes, les résines utilisées sont des polymères modifiés par différents adjuvants et additifs : agents de démoulage, stabilisants, pigments ... etc., qu'on peut subdiviser en deux familles principales : résines thermoplastiques et thermodurcissables [BD00].

a. Les résines thermoplastiques (TP)

La famille des TP est très vaste qu'on peut séparer en plastiques de grande diffusion et plastiques techniques (techno-plastiques). Ce sont des polymères à chaîne linéaire, très répandus et peu coûteux (polyéthylène, polystyrène, polyéther cétone).

Ces résines peuvent être recyclées plusieurs fois suite à des chauffages et refroidissements cycliques (Figure I.3) [BD00]. Elles sont fréquemment utilisées seules, sans renfort et sans charges.

Leurs propriétés intrinsèques sont suffisantes pour permettre la réalisation d'objets, de pièces à fonctions diverses, supports, mécanismes, emballages. Elles sont appelées couramment les plastiques et Généralement, associées avec des fibres de carbone ou de verre.

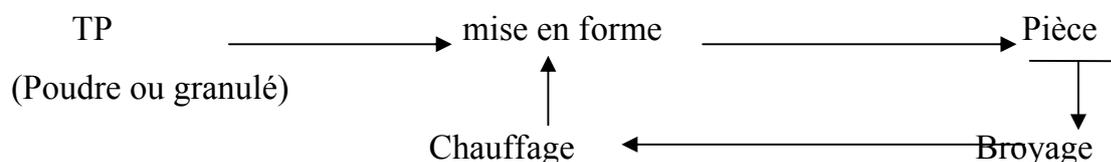


Figure I.3. Boucle de vie d'un thermoplastique

Ceux dont on observe une modification spectaculaire des propriétés lorsqu'on les additionne d'un renfort, sont appelés les techno-polymères. En général, leur mise en œuvre se fait par injection à haute pression.

b. Les résines thermodurcissables (TD)

Ce sont des polymères obtenus après un traitement thermique ou physico-chimique (catalyseur, durcisseur), se transforment en des produits essentiellement infusibles, pour obtenir des composites aux performances mécaniques plus élevées. Ces résines ont donc la particularité de ne pouvoir être mises en forme qu'une seule fois (Figure I.4) [QTDL96].

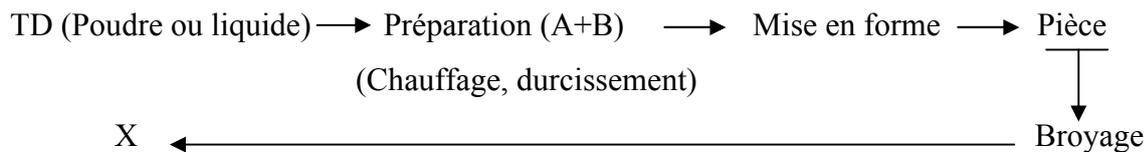


Figure I.4. Boucle de vie d'un thermodurcissable

Ces résines sont actuellement les plus employées dans les matériaux composites, telles que les polymères dont la fabrication a atteint le plus gros tonnage des matériaux plastiques et qui devient de plus en plus importante.

Les tableaux I.1 et I.2 présentent quelques caractéristiques des résines TP et TD et leurs comparaisons suivant quelques critères [Gay91].

Critères essentiels	Matrice TP	Matrice TD
Etat de base	Solide (prêt à l'emploi : polymérisé)	Liquide visqueux à polymériser
Stockage matière de base	Illimité	Temps réduit (précautions à prendre)
Moulage	Chauffage (fusion + refroidissement fixation)	Chauffage continu
Cycle	Plus long (refroidissement)	Court
Tenue au choc	Assez bonne	Limité
Tenue thermique	Réduite	Meilleure
Chutes et déchets	Recyclables	Perdus
Mouillabilité des renforts	Difficile	Aisées

Tableau I.1. Comparaison entre quelques critères des résines TD et les résines TP.

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

Tableau I.2. Caractéristiques des résines thermoplastiques et thermodurcissables.

Les principales résines thermodurcissables utilisées dans la mise en forme des matériaux composites, sont [Dje06] :

- Les résines polyesters insaturées, polyesters condensés, vinylesters, dérivés allyliques... ;
- Les résines de condensation : phénoliques, aminoplastes, furaniques.... ;
- Les résines époxydes.

1. Résines époxydes

Avec de bonnes caractéristiques mécaniques, les résines époxydes constituent les matrices de base des matériaux composites de hautes performances utilisées surtout dans le domaine (médical, construction aéronautique, espace, militaire...etc.)

- Avantages

- ✓ Bonnes propriétés mécanique (traction, compression, flexion, choc, fluage...) supérieures à celles des polyesters ;
- ✓ Bonne tenue aux températures élevées (150 à 190) °C en service continu ;
- ✓ Excellente résistance chimique ;
- ✓ Faible retrait au moulage (maximum 1%) ;
- ✓ Excellente mouillabilité des renforts ;
- ✓ Excellente adhérence aux matériaux métalliques.

- Inconvénients

- ✓ Prix de revient élevé (4 à 5) fois plus chères que les polyesters ;
- ✓ Temps de polymérisation long ;
- ✓ Sensibles à la fissuration ;
- ✓ Exigent certaines conditions lors de la mise en œuvre.

2. Les résines polyesters insaturées

Elles sont les plus répandues, présentant :

- ✓ **Les Avantages :** Coût de production relativement bas, adaptation à des procédés de fabrication faciles à mettre en œuvre et à automatiser, ayant une bonne rigidité, stabilité, résistance chimique aux hydrocarbures à la température ambiante et mouillabilité des fibres et des tissus.

De par leur module d'élasticité, on distingue les résines souples, semi rigides et rigides. Pour la mise en œuvre des matériaux composites on utilise habituellement les résines rigides.

- ✓ **Les inconvénients :** La tenue médiocre en température < à 120 ° C en service continu, sensibilité à la fissuration essentiellement dans le cas de choc, mauvais comportement à la vapeur, à l'eau bouillante avec risque d'hydrolyse, d'où la nécessité de recouvrir les matériaux composites à résines polyesters de manière à les rendre étanches, dégradation à la lumière par les rayons ultraviolets et inflammabilité.

3. Résines de condensation

Elles comportent les résines phénoliques, les aminoplastes et les résines furaniques.

3.1. Les résines phénoliques

Elles sont les plus anciennes des résines thermodurcissables dont la plus connue est la bakélite.

- ✓ **Avantages :** Excellente stabilité dimensionnelle, ayant une bonne tenue à la chaleur et au fluage, caractéristiques mécaniques et résistance aux agents chimiques, faible retrait et prix de revient non couteux.
- ✓ **Inconvénients :** Faible cadence à la mise en œuvre sous pression, Couleur foncée des résines, Non adapter à l'utilisation d'emballage alimentaire.

3.2. Les résines aminoplastes

Elles ont des caractéristiques voisines de celles des résines phénoliques avec comme avantages d'utilisation d'emballage alimentaire et les colorer.

3.3. Les résines furaniques

Elles ont les mêmes caractéristiques ci-dessus avec un prix de revient trois fois plus élevé mais présentent les avantages de se durcir rapidement et une grande inertie vis à vis des agents chimiques corrosifs.

c. Résines élastomères

Ce sont des résines renforcées par plusieurs fibres et caractérisés par une forte élasticité avec un très faible module de Young.

d. Résines thermostables

Ce sont des résines susceptibles de résister en service continu à des températures de l'ordre de 200°C et plus, on se distinguant essentiellement des autres résines par leurs performances thermiques et nous retrouvons dans celles-ci les deux familles des résines thermoplastiques et thermodurcissables.

Elles sont développées dans les domaines de hautes technologies (aviation et spatiale), laboratoires de recherche pour de nouvelles résines plus performantes, exemple les polystyrylpyridines et les polyimides.

I.5.1.2. Les matrices métalliques

La température maximale d'utilisation des polymères étant peu élevée, et le carbone risquant de s'oxyder à plus de 500°C, il faut parfois envisager d'utiliser des matrices dont l'inertie chimique est meilleure à plus haute température. Puisque certains métaux ou alliages métalliques peuvent éventuellement satisfaire à cette exigence, on a donc recours à ces matrices dans des conditions pareilles [BD00].

Présentent les avantages suivants :

- ✓ Propriétés mécaniques supérieures.
- ✓ Tenue en température élevée.
- ✓ Résistance à l'attaque de certains solvants.

Mais, possèdent les inconvénients tels que :

- ✓ Masse volumique est supérieure à celle d'un polymère classique ;
- ✓ Plus coûteuses.

I.5.1.3. Les matrices carbonées

La production d'une matrice de carbone repose sur le même principe que celui utilisé pour fabriquer les fibres de carbone c-à-d carbonisation d'une matière organique à haute température. Les matrices de carbone sont constituées de grains de carbone pyrolytique qui se déposent à chaud sur les fibres, ce qui assure une liaison mécanique entre celles-ci et colmate les vides laissés entre elles. On obtient ainsi un matériau composite dont la masse volumique se rapproche de celle du carbone massif [BD00].

I.5.1.4. Les matrices céramiques

Grâce à leurs propriétés intrinsèques (rigidité, réfractaire, résistance et bonne stabilité chimique), les céramiques sont potentiellement des matériaux capables de bien jouer le rôle de matrice dans des matériaux composites. Dans ce cas, les fibres de renfort ont principalement pour but d'améliorer la ténacité de telles matrices, ainsi que leur résistance aux chocs thermiques [BD00].

Les techniques d'incorporation des fibres de renfort aux céramiques doivent tenir compte des procédés de fabrication spécifiques à celles-ci (en particulier, le frittage). On extrude la matrice (sous forme de poudres), qui contient un liant, et les fibres alignées dans une filière. Le liant durcit, ce qui permet d'assurer une cohésion

suffisante de la matrice, ainsi que sa manipulation. On fritte ensuite cette matrice à haute température.

I.5.1.5. Préparation des matrices

Les résines TD sont très souvent chargées (10% à 20%) pour leur conférer des propriétés spécifiques (stabilité dimensionnelle, diminution et équilibrage des retraits, dureté, etc. ou pour réduire leur prix de revient, parmi les charges minérales utilisées il y a :

Carbonates de calcium (calcite, craie, dolomie) ;

Silicate (talc, kaolin).

Et également on trouve des additifs de type :

Anti- retrait ;

Agent de démoulage ;

Anti-UV ;

Catalyseur, initiateur de réaction ;

Pigment de colorant ;

Accélérateur de réaction.

I.5.2. Les renforts

Ils constituent l'armature ou le squelette du matériau composite avec une fraction volumique de (30 à 70%). Ils sont destinés à améliorer ou assurer la tenue mécanique (rigidité, résistance à la rupture, à la traction) telle que cette dernière est proportionnelle au rapport longueur /diamètre (l/d). La figure I.5 présente les principaux matériaux de renfort [Lou01].

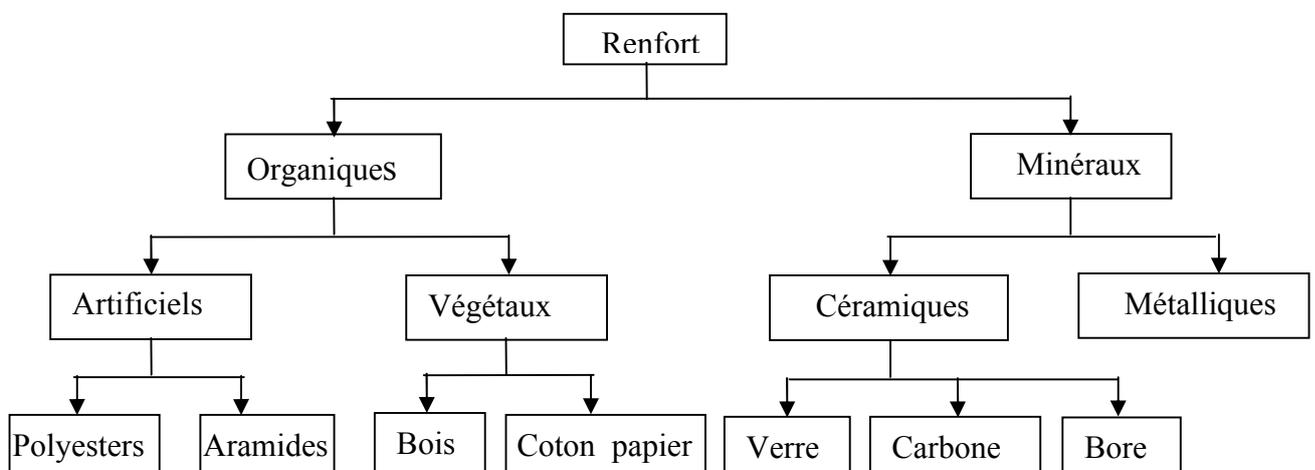


Figure I.5. Les différents types de renfort de base

I.5.2.1. Les fibres

Les fibres se présentent sous forme de filaments de longueur plus ou moins grande, dont les qualités recherchées sont les suivantes :

- ✓ Bonnes caractéristiques mécaniques ;
- ✓ Légèreté, résistance thermique, compatibilité avec les résines ;
- ✓ Adaptabilité aux procédés de mise en œuvre ;
- ✓ Faible prix.

Les fibres se présentent sous diverses formes commerciales :

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

Il existe également des fibres courtes de 1 à 2 mm qui sont dispersées dans la matrice, ou encore des fils coupés de 15 à 50 mm de longueur. Leur utilisation est encore limitée en raison des difficultés de fabrication [Ber05].

I.5.2.1.1 La forme linéique

Les fibres sont élaborées suivant un diamètre de quelques microns seulement (filaments élémentaires); trop petites pour l'utilisation unitaire, elles sont par conséquent réunies en fils ou en mèches de différentes formes (Figure I.6) [Dje06] :

- ✓ Fil de base (ensemble de filaments élémentaires) ;
- ✓ Fil simple (ensemble de fils de base unitaires continus ou discontinus, maintenus ensemble par torsion) ;
- ✓ Fil retors (ensemble de fils simples retordus ensemble) ;
- ✓ Fil câblé (ensemble de fils retors, avec éventuellement des fils simples retordus une ou plusieurs fois ensemble) ;
- ✓ Mèches (ensemble de fibres élémentaires discontinues) ;
- ✓ Stratifil (ensemble de fils de base continus).

L'unité de masse linéique est le tex ($1 \text{ tex} = 1 \text{ g/Km}$).

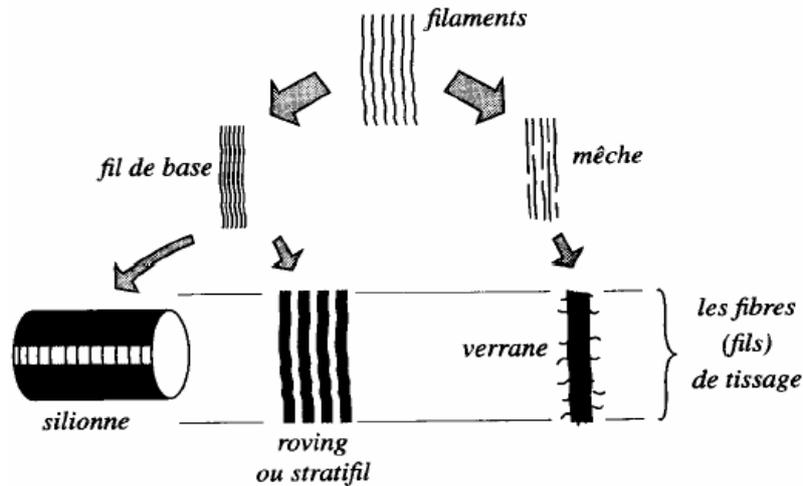


Figure I.6. Les différentes formes de présentation de la fibre du verre.

I.5.2.1.2. Formes surfaciques

Les fils peuvent être utilisés pour réaliser les formes surfaciques suivantes :

a. Les mats

C'est des nappes de fils continus ou discontinus, disposés dans un plan sans aucune orientation préférentielle, et maintenus ensemble par un liant soluble ou non dans les résines. L'absence d'orientation préférentielle des fibres conduit à une isotropie des propriétés mécaniques du mat dans son plan [Dje06].

Il existe deux types de mats : mats à fibres courtes (figure I.7) ; et mats à fibres continues (Figure I.8).

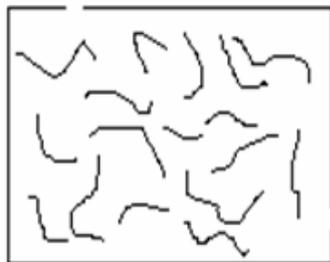


Figure I.7. Mat à fibres courtes

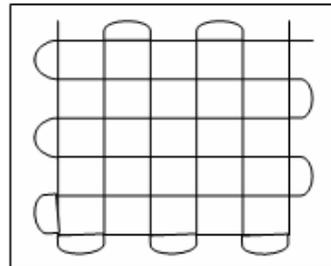


Figure I.8. Mat à fibres continues

b. Les tissus et rubans

Ensemble de fils, **stratifils** ou mèches réalisés sur un métier à tisser, composé d'une chaîne et d'une trame (Figure I.9) [Ber05].

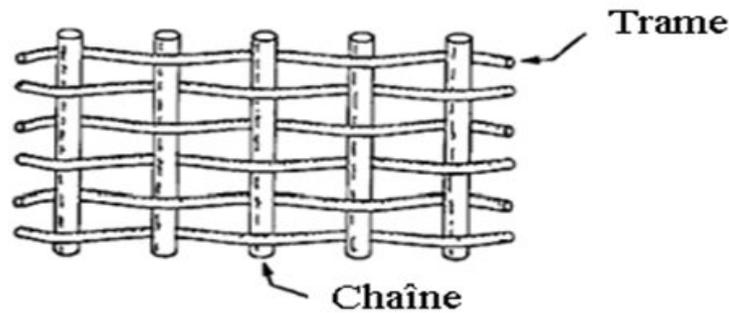


Figure I.9. Chaîne et trame d'un tissu

Selon le schéma d'entrecroisement des fils de chaîne et les fils de trame, que l'on nomme l'armure du tissu, on distingue plusieurs types de tissage :

- ✓ Armure toile ou taffetas ;
- ✓ Armure satin ;
- ✓ Armure sergé ;
- ✓ Armure à haut module ;
- ✓ Armure unidirectionnelle.

Les principaux types d'armure utilisés pour le tissage des tissus sont présentés dans la figure I.10 [Ber05].

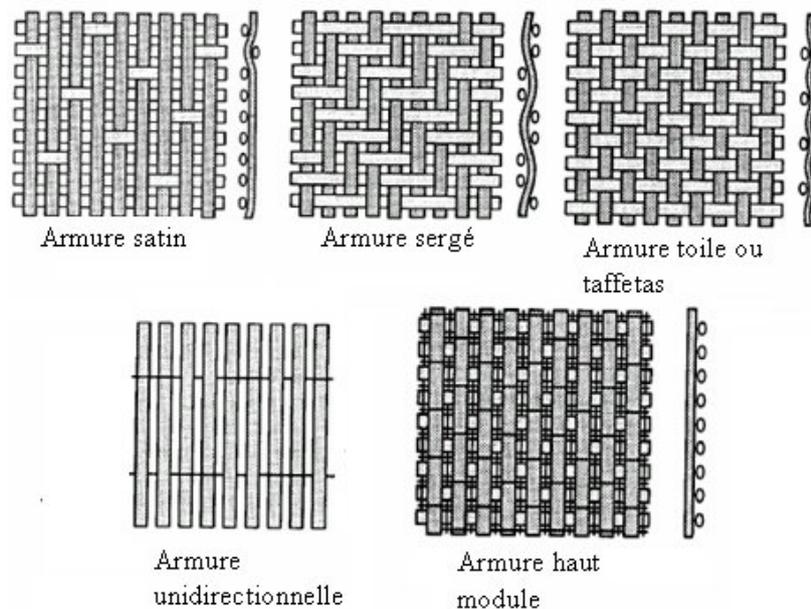


Figure I. 10. Les principaux types d'armures utilisés pour le tissage des tissus

I.5.2.1.3. Forme multidirectionnelle

a. Tresses et préformes

Ce sont des Tissages cylindriques ou coniques (figure I.11) avec des entrecroisements réguliers des fils qui ont la particularité d'être modulable en diamètre. Les fils s'entrecroisent en hélice, le diamètre de la tresse est lié au pas de l'hélice ; par conséquent à l'angle que font les fils entre eux. Ce tissage nous permet de réaliser des pièces de révolution très résistantes ayant un diamètre variable le long de l'axe [Ber05].

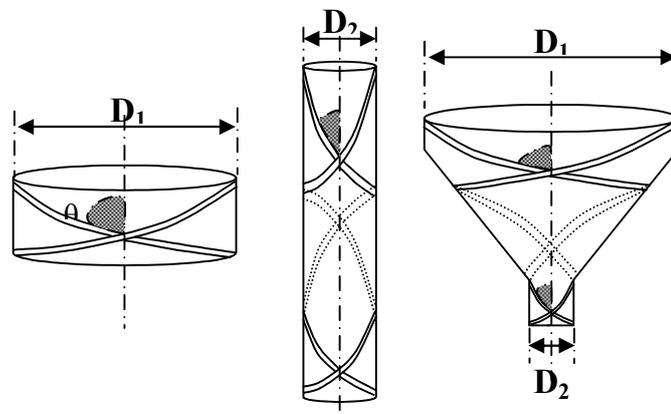


Figure I.11. Tissage cylindrique et conique

b. Tissus multidirectionnels

Ces fibres sont tissées dans plusieurs directions. Ceci permet d'obtenir un tissu très dense et épais mais par conséquent peu souple, ils sont utilisés par exemple pour la réalisation de tuyère. Des tissages 3D et 4D sont montrés respectivement par les figures I.12 [Ber05].

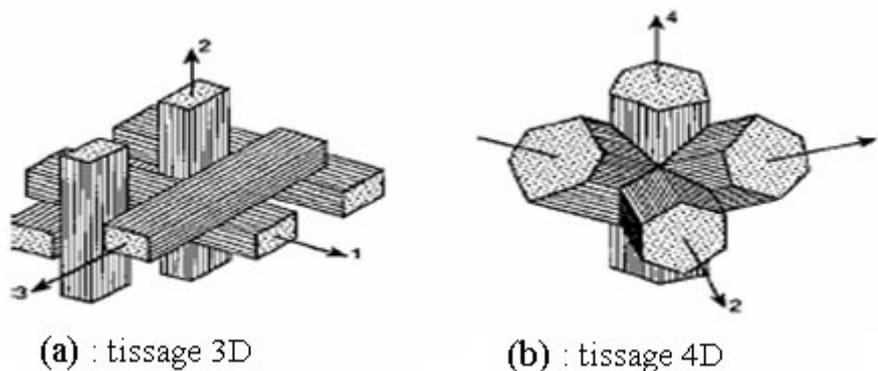


Figure I.12. Tissus multidirectionnels

c. Nids d'abeilles

Utilisés dans les structures sandwich tel que le rapport rigidité/poids soit important, ces structures sont composées d'une peau- âme et matériau de couplage (figure I.13) [Ber05].

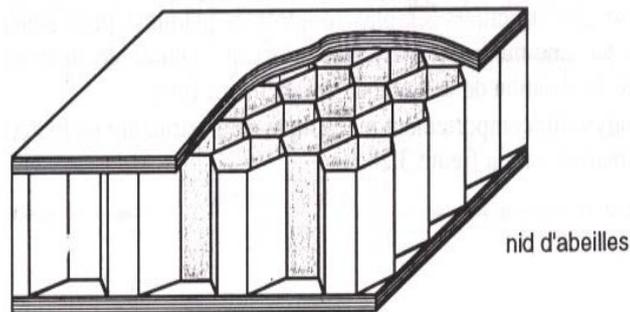


Figure I.13. Nid d'abeilles

I.5.2.2. Les principales fibres

I.5.2.2.1. Fibres de verre

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

Les fibres de verre sont fabriquées à partir d'un mélange à base de silice (SiO_2), qui est fondu à une température 1200°C puis passé dans une filière en platine, et les filaments sont étirés avant refroidissement à un diamètre de 5 à 13 μm à une vitesse de 60 m/s.

En faisant varier la composition du mélange (silice, kaolin, chaux...etc.), on peut obtenir différents types de verre, comme montre le tableau I.3 ci-dessous [Jac91].

Constituants		Composition en masse %		
		E	D	R
Silice	SiO_2	53 - 54	73 - 74	60
Alumine	Al_2O_3	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_2O_3	6,5 - 9	22 - 23	-
Fluor	F	0 - 0,7		
Oxyde de fer	Fe_2O_3	< 1	0,1- 0,2	-
Oxyde de titane	TiO_2	<1	0,1 - 0,2	
Oxyde de sodium	Na_2O	< 1	1,3	
Oxyde de potassium	K_2O	< 1	1,5	

Tableau I.3. Les différents types de verre

Les différents types de verre cités dans le tableau I.3, se distinguent par leurs propriétés et leurs utilisations.

- ✓ Verre E : La plus couramment utilisée ;
- ✓ Verre D : Utilisé pour les circuits imprimés (en raison de leurs propriétés diélectriques) ;
- ✓ Verre R ou S : Utilisés dans la réalisation de pièces de haute performance en raison de leurs hautes résistances mécaniques.

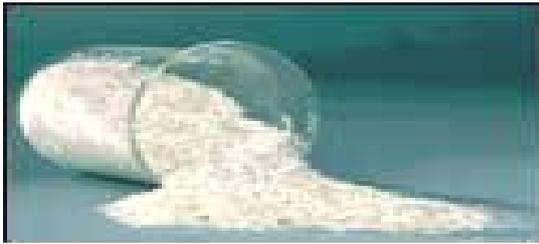


Figure I.14. Différents types de verre pouvant se présenter : en poudre et en fibres courtes

Avantages de ces fibres [Rey90] :

- ✓ Rapport performances mécaniques/prix.
- ✓ Bonne résistance spécifique (pour verre R).
- ✓ Bonne adhérence avec toutes les résines (existence d'ensimages).
- ✓ Tenue à température élevée.
- ✓ Dilatation et conductivités thermiques faibles.
- ✓ Bonnes propriétés diélectriques.

Et elles présentent les inconvénients suivants :

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

I.5.2.2.2. Fibre de carbone

Ces fibres sont les plus utilisées dans les composites (HP) ; elles sont fabriquées avec une matière organique de base (appelée précurseur) constituée de fibre acrylique à partir du polyacrylonitrile (PAN) [WB91].

En raison de la diversité des techniques de fabrication et de nombre de paramètres entrant en jeu, les fibres produites ont des propriétés plus au moins différentes. On distingue deux groupes :

- ✓ Les fibres à haute ténacité (HT) ou haute résistance (HR) $\sigma_{tr} = 3000$ MPa ;
- ✓ Les fibres à haut module (HM) de module en traction élevée $E_{tr} = 400$ GPa.

Avantages de ces fibres [Rey90] :

- ✓ Excellentes propriétés mécaniques (ténacité, élasticité et module de Young) ;
- ✓ Très bonne tenue en température ;
- ✓ Dilatation thermique nulle ;
- ✓ Bonne conductibilité thermique et électrique ;
- ✓ Magnétisme et perméabilité aux rayons X ;
- ✓ Bonne tenue à l'humidité ;
- ✓ Usinabilité aisée ;
- ✓ Faible densité (< 2).

Les inconvénients sont

- ✓ Prix très élevé ;
- ✓ Précautions à prendre dans la mise en œuvre (fibres cassantes) ;
- ✓ Tenue limitée aux chocs et à l'abrasion ;
- ✓ Mauvais comportement chimique avec l'oxygène (à partir de 400°C), avec les acides oxydants à chaud et avec les métaux (corrosion galvanique) ;
- ✓ Adhésion difficile avec les résines.

I.5.2.2.3. Les fibres de bore

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

I.5.2.2.4. Les fibres de carbure de silicium

Le principe d'élaboration est analogue à celui de la fibre de bores: dépôt chimique en phase vapeur (1200°C) du méthyle trichlorosilane mélangé à l'hydrogène [Dje06].

I.5.2.2.5. Les fibres d'aramide (Kevlar)

Ce sont des polyamides aromatiques (ou polyamide) dont la structure est composée de noyaux benzéniques reliés par des groupe CO et HN. Elles résistent très bien aux chocs, aux vibrations, excellente résistance à la traction mais sa résistance est très faible à la compression, il existe deux types de produits :

- ✓ Fibres à haut module (kevlar 49(R)) ;
- ✓ Fibres standards (bas module), Kevlar 22R.

Kevlar : marque déposée de leur société créative.

Les avantages et les inconvénients des fibres aramides sont cités dans le tableau I.5. [Rey90].

Avantages	Inconvénients
<ul style="list-style-type: none"> ✓ Grande résistance au choc, à l'impact et à la fatigue ; ✓ Résistance à la rupture en traction spécifique ; ✓ Bon comportement chimique vis-à-vis des carburants ; ✓ Dilatation thermique nulle ; ✓ Très faible densité (1,45). 	<ul style="list-style-type: none"> ✓ Prix élevés ; ✓ Faible résistance avec les résines d'imprégnations ; ✓ Faible résistance à la compression ; ✓ Sensibilité au UV ; ✓ Usinabilité difficile ; ✓ Reprise d'humidité importante (4%) résistant à l'étuvage avant imprégnation ; ✓ décomposition à 400°C.

Tableau I.4. Avantages et inconvénients des fibres d'aramides.

I.5.2.2.6. Les fibres céramiques

Elles sont obtenues par dépôt chimique en phase vapeur sur un fil support, leur prix de revient est très élevé. Le tableau I.5 donne quelques caractéristiques de fibres céramiques [Ber05].

Caractéristiques	Alumine (AL ₂ O ₃)	Aluminosilicate (AL ₂ O ₃ , SiO ₂)	Borosilico-aluminate (AL ₂ O ₃ , SiO ₂ , B ₂ O ₃)
E [MPa]	300 à 390	190 à 250	150 à 200
ρ [Kg/m ³]	3400 à 3950	3100 à 3200	2700 à 3100
σ_{fr} [MPa]	1500 à 2000	2100 à 2200	1700 à 1800

Tableau I.5. Quelques caractéristiques des fibres céramiques.

Les caractéristiques de ces fibres sont résumées dans le tableau 1.6 [Dje06].

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

Tableau I.6. Principales caractéristiques mécaniques des fibres de base

I.5.3. Les charges

Les matériaux composites peuvent être renforcés par un autre matériau se présentant sous forme de fines particules : ce sont les charges (Figure I.15).

Elles apportent des propriétés particulières ou complémentaires, qui ont pour rôle de modifier les caractéristiques des matériaux et permettent un abaissement du prix de revient. Elles sont utilisées surtout dans les composites de grande diffusion, et peuvent remplir différentes fonctions.

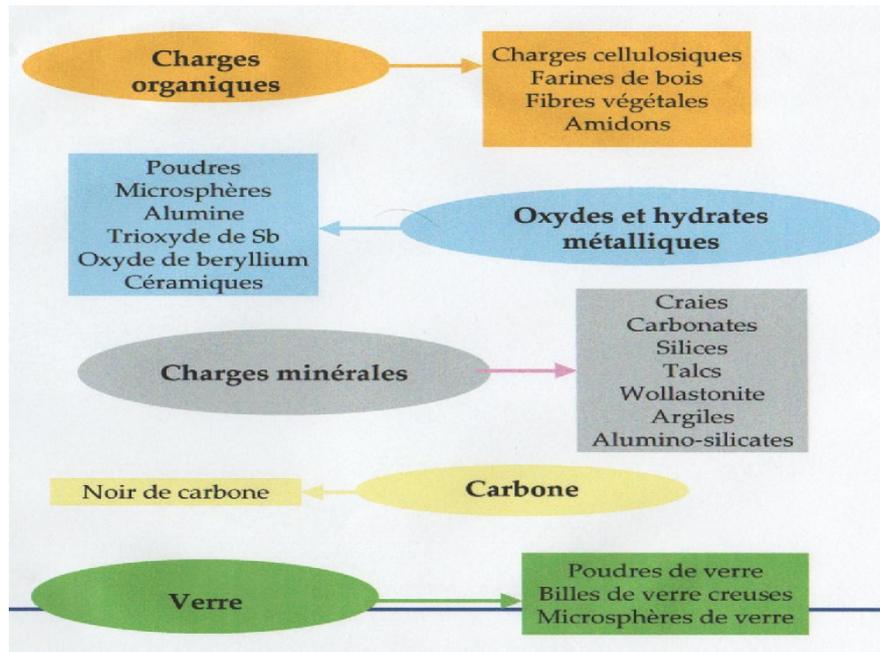


Figure I.15. Différents types de charges

a. Charges renforçantes

- ✓ **Sphériques ($10 < \Phi < 150 \mu m$)** : leur intérêt est de répartir régulièrement les efforts et éviter les concentrations de contraintes dans la masse du composite. On les trouve sous différents types soient microbilles de verre creuses ou pleines, microbilles de carbone [Rey90].
- ✓ **Non sphériques** : elles se présentent sous forme d'écailles (environ $300 \times 10 \mu m$) ou de paillettes. On utilise essentiellement le mica sous cette forme, mais il existe également des écailles de verre, d'alumine, de carbure de silicium. Pour ce type de charge leurs rôles est d'améliorer les propriétés diélectriques, la rigidité mécanique, mais aussi la tenue aux agents chimiques.

b. Charges non renforçantes

Ces charges sont ajoutées à la résine afin de réduire le coût de la résine. Elles sont extraites de roches ou de minerais (carbonate de calcium, talc, kaolin, silices etc.). L'incorporation de ces charges à la matrice a pour effet d'augmenter certaines propriétés entre autres, la masse volumique, le module d'élasticité, la dureté, la viscosité et la stabilité dimensionnelle. Par contre, on obtient une réduction du prix, de la résistance à la traction et de la résistance à la flexion du composite chargé.

c. Charges ignifugeantes : hydrate d'alumine, oxyde d'antimoine.

I.5.4. Additifs

Ils sont ajoutés à faibles quantités, et interviennent comme :

- ✓ Catalyseurs ;
- ✓ Accélérateurs de polymérisation ;
- ✓ Lubrifiants et agents de démoulage ;
- ✓ Agents anti-retraits ;
- ✓ Agents anti-UV.

I.6. Le rôle des charges et des renforts

Les charges et les renforts favorisent la pénétration des réactifs chimiques ; la fibre de verre E et la fibre de Kevlar en particulier favorisent la pénétration par capillarité, souvent c'est la charge ou le renfort qui est attaqué par le réactif avant la résine, ainsi que le verre et le Kevlar en particulier sont sensibles à l'hydrolyse.

I.7. Architecture des matériaux composites

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

- **Renfort unidirectionnel :** Fibres de renforcement longues disposées dans une seule direction (sauf indication contraire, le renfort est supposé continu).
- **Tissus :** Assemblage de mèches entrelacées.
- **Renfort dispersé :** Fibres disposées sans direction préférentielle, ou réparties aléatoirement sur une surface (sauf indication, les fibres sont supposées coupées et de quelques centimètres de longueur) – autre dénomination mat.

- **Pli** : Nappe élémentaire dans la constitution d'un stratifié.
- **Couche** : Ensemble de plis identiques empilés dans la même direction.

I.7.1. Composite Stratifiés

Les stratifiés (Figure I.16) sont constitués de couches successives de renforts (fils, stratifils, mats...etc.) imprégnées de résine, orientées de façon quelconque les unes par rapport aux autres [Ber05].

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

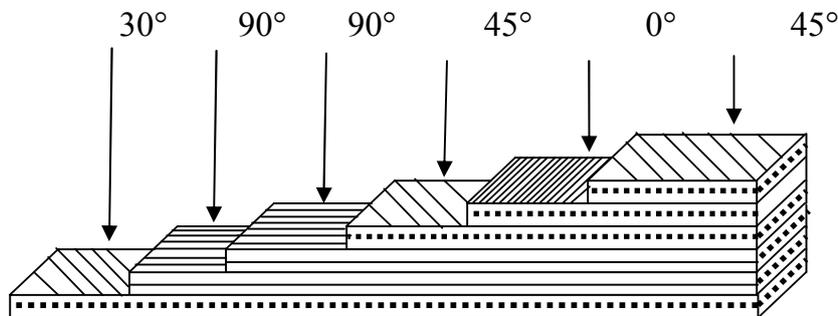


Figure I.16. Schéma d'un stratifié code (30/90₂/45/0/45)

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

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

Dans le cas d'un stratifié hybride, ce dernier comporte au moins deux renforts de nature différente par exemple verre et carbone ou tissus mixtes à tissage de fils de natures différentes : verre et aramide. Dans l'ensemble, leurs propriétés sont plus avantageuses que celles des composites à un seul type de fibres.

I.7.2. Composites sandwichs

Cette technique consiste à déposer une âme ou cœur (constituée d'un matériau léger possédant de bonnes caractéristiques en compression) entre deux feuilles ou peaux

(possédant de bonnes caractéristiques en traction), Figure I.17. Les âmes peuvent être pleines (bois, mousse, ...etc.) ou creuses (alliages métalliques léger, papier, ...etc.), Figure I.18. Les peaux sont des stratifiés ou des feuilles d'alliages légers.

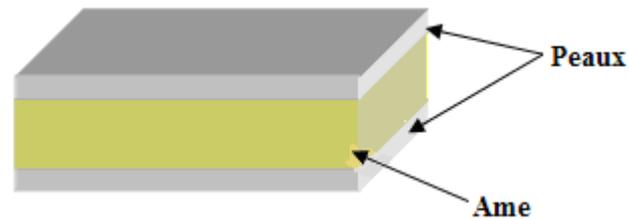


Figure I.17. Structure en sandwich

Il existe encore d'autres architectures :

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

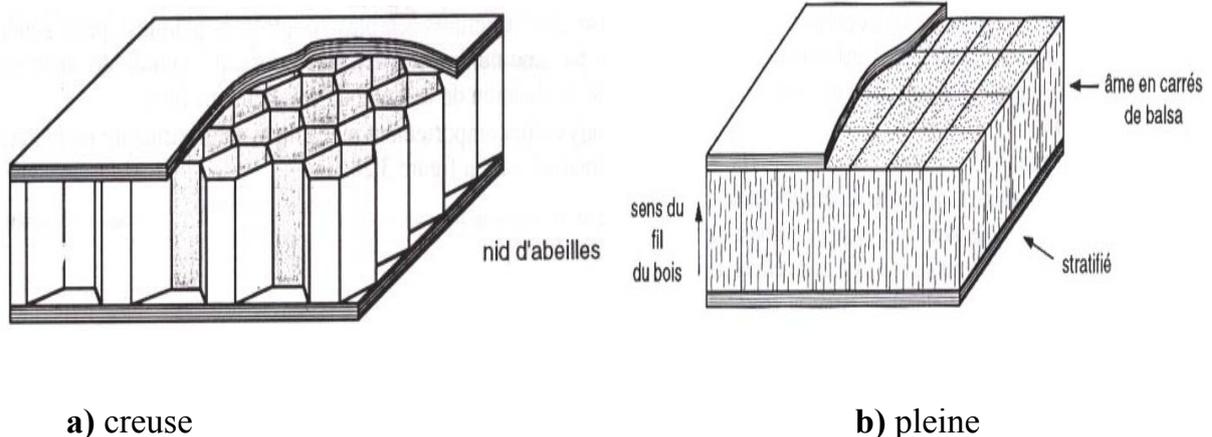


Figure I.18. Sandwich à âme [Ber05].

I.8. Conclusion

Introduction

Les matériaux composites présentent de nombreuses interfaces de natures variées. L'importance du rôle mécanique de l'interface est le transfert de charge dans les phénomènes de renforcement et de rupture, justifie sa prise en considération comme troisième constituant des composites en plus de la fibre et de la matrice. Le problème réside en effet dans le fait que la notion d'interface est relativement floue. En raison d'une influence prépondérante de la liaison fibre/matrice sur le comportement mécanique du matériau.

II.1. Définition

L'interface n'est pas une entité bien définie, c'est un maillon très important au niveau d'un matériau composite. Elle est la surface de jonction entre deux matériaux en contact et assure la continuité physique d'un constituant à l'autre à travers tout le matériau en empêchant, par exemple, la formation de porosités ou l'accumulation d'humidité et transmet les efforts, dont les fibres du composite travaillent ensemble, la matrice sert à répartir et transmettre les efforts entre fibres, mais ces efforts doivent passer par l'interface.

C'est l'élément qui conditionne le degré de synergie de l'association fibre/ matrice et qui s'établit entre les constituants lors de l'élaboration du composite.

A l'échelle macroscopique l'interface est une surface sans épaisseur qui peut être classée en deux groupes :

- les interfaces générées par le procédé de mise en œuvre du matériau. L'interface inter plis, défini par la superposition des plis et intra-plis ou inter-mèches au niveau d'un pli.
- les interfaces liées à la structure elle-même du composite, créées par l'association des composants de base (matrice/renfort) [Dje06].



Figure II.1. Interface fibre/ matrice

II.2. L'interphase

L'interphase est un milieu continu qui peut être une zone de réaction chimique formée par les constituants du composite lors de son élaboration, ou une couche d'épaisseur fine (en général de quelques 10 ou 100 *nm*) et de nature chimique définie, introduite volontairement dans le but de protéger la fibre ou de contrôler la liaison inter-faciale, ou bien encore de contribuer à améliorer la compatibilité chimique fibre/matrice. Elle joue un rôle fondamental dans le comportement mécanique des composites car elle est le siège des mécanismes d'interaction entre les fibres et la matrice. Elle permet d'optimiser les phénomènes de déviation de fissures, de transfert de charge fibre/matrice et parfois même de ralentir l'accès de l'oxygène jusqu'à la fibre. La figure II.2(a) présente le concept d'interphase et II.2(b) d'interface [Lou01].

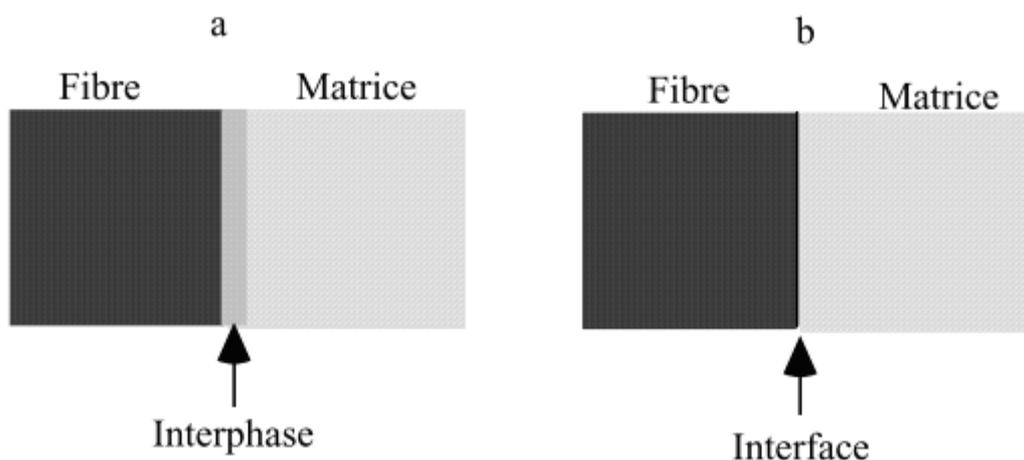


Figure II.2. concepts d'interphase (a) et d'interface (b)

II.3. Rôle des interfaces

Il existe plusieurs rôles essentiels sont attribués aux interfaces pour un bon comportement du composite :

- Assurer la continuité physique d'un constituant à l'autre à travers tous le matériau, en empêchant, par exemple, la formation de porosités ;
- Transmettre les efforts : en effet, la matrice répartit et transmet les efforts aux fibres par l'intermédiaire des interfaces ;
- Protéger l'une des deux phases : les fissures peuvent ainsi être déviées, l'humidité arrêtée par l'ensimage (fibre de verre) ou la réaction chimique de la matrice sur le renfort ralentie (matrice métallique) [Rey90].

II.4. Mouillabilité et adhésion

II.4.1. Qualité d'adhésion de l'interface (fibre/matrice)

- **Interface fibre/matrice très forte (interface liée)**

L'adhésion entre la fibre et la matrice est parfaite et la déformation des deux constituants est élastique. Il n'y a aucun déplacement relatif entre la fibre et la matrice, et donc le transfert s'effectue par l'intermédiaire d'une forte contrainte de cisaillement dont la matrice voir la formule II.1, dont l'intensité décroît lorsqu'on s'éloigne rapidement de la fibre et de la discontinuité.

$$\tau = \tau_i \frac{R_f}{r} \quad (\text{II.1})$$

Ou

R_f : Le rayon de la fibre

τ_i : La contrainte de cisaillement à l'interface fibre/matrice

Ou ($r = R_f$) r : la distance radiale à partir du centre de la fibre.

Dans la matrice les fissures peuvent se propager de différente façon, qui correspondent à des modes de propagation des fissures dans les matériaux.

Dans ce cas là, une fissure se propageant en mode I (ouverture) dans la matrice se propagera de la fibre également en mode I, sans consommation d'énergie importante. Il en suit une rupture prématurée de la fibre, qui ne peut jouer son rôle de renfort. Ce type de matériau possède un comportement fragile.

A l'échelle de la fibre, le mode I, dit le mode ouverture, constitue le cas le plus critique, puisqu'il est responsable de la rupture catastrophique des composites. Le mode II (le mode de glissement droit), est la situation recherchée dans la déviation de fissure, avec le mode III (glissement vis). En règle générale, la progression de la fissure est en mode mixte combinant le mode I et les deux autres modes (II et III). La consommation d'énergie dans ce cas est plus importante. Ces critères sont généralement obtenus avec des interphases à structure lamellaire, que l'on trouve avec le **pyrocarbone** et le nitrure de bore hexagonal. Dans la figure (II.3) on représente les trois modes de fissuration cités dans ce paragraphe.

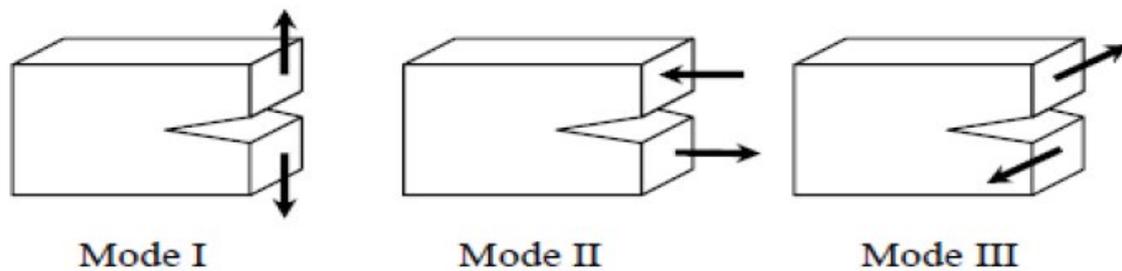


Figure II.3. Mode de fissuration

- **Interface fibre/ matrice très faible (non liée)**

Dans le cas des liaisons fibre/matrice faibles, les modèles supposent que les fibres et la matrice ne sont pas ou plus physiquement liées sur une certaine distance, et le déplacement relatif entre les deux se fait avec un frottement inter-facial constant. Dans le cas des composites à matrice céramique, l'intensité de cette contrainte (τ^*) résulte de la superposition de plusieurs phénomènes intervenant à l'interface fibre/matrice, et peut s'écrire de la façon suivante :

$$\tau^* = \tau_0 + \mu(\sigma_i^{TH} + \sigma_i^p) \quad (II.2)$$

Où

τ_0 : Constante associée à la rugosité de la fibre ;

μ : Coefficient de frottement de Coulomb-Amontons ;

$\mu\sigma_i^{TH}$: Contribution constante apportée par la contrainte résiduelle radiale dans

l'hypothèse où la fibre est frettée thermiquement par la matrice ($\sigma_i^{TH} < 0$);

$\mu\sigma_i^p$: Un terme dépendant du rapport des coefficients de poisson de la fibre et de la matrice.

Lorsqu'une contrainte de traction est appliquée sur une fibre selon son axe, la valeur de τ augmente et atteint une valeur limite, τ^* , qu'est considérée ensuite constante : $\tau = \tau^*$, on peut observer un déplacement relatif de la fibre dans la matrice.

La contrainte limite de cisaillement fibre/matrice, τ^* , est représentative d'un frottement de Coulomb. Dans ce cas, le profil de la contrainte longitudinale croît (ou décroît) linéairement à partir du point de rupture de la fibre (ou de la matrice) sur une distance de $d/2$.

Une fissure matricielle est déviée en mode II (glissement droit) à l'interface fibre/matrice, et le renfort, non rompu, supporte seule la charge appliquée au droit de la fissure matricielle.

- **Interface fibre/ matrice intermédiaire (faible)**

Dans le cas d'une force de liaison fibre/matrice intermédiaire, le composite présente un comportement dit pseudo-ductile, provenant de la multi-fissuration progressive de la matrice et du transfert des efforts des zones rompues vers des zones plus rigides. La rigidité du matériau diminue progressivement au cours de la sollicitation. Ce type de comportement permet au composite d'avoir une contrainte à la rupture plus élevée que dans les deux cas précédents. Ce dernier cas est bien entendu celui souhaité pour un composite optimal [Rey90].

II.4.2. Mouillabilité

Les paramètres responsables de l'adhésion sont nombreux et ont des origines très différentes, ils se répartissent en trois classes :

- Ceux concernant le renfort (nature et composition du renfort, influence du taux et de la taille du renfort) ;
- Ceux concernant la matrice ;
- et enfin ceux relatifs à l'interface (épaisseur, forces inter-faciales renfort –matrice, mouillabilité du renfort par la matrice, influence des impuretés).

Au cours de la fabrication du matériau composite, la matrice est très souvent présente à l'état liquide. L'adhésion du renfort et de la matrice dépend alors de la mouillabilité.

On définit la condition de mouillabilité complète d'une goutte liquide sur un substrat par :

$$\gamma_{LS} + \gamma_{LV} = \gamma_{SV} \quad (\text{II.3})$$

Où γ est la tension de surface.

Si θ est l'angle de la goutte avec la surface solide, l'équilibre des forces est donné par :

$$\gamma_{LS} + \gamma_{LV} \cos \theta = \gamma_{SV} \quad (\text{II.4})$$

Soit :

$$\theta = \cos^{-1} \left| \frac{\gamma_{SV} - \gamma_{LS}}{\gamma_{LV}} \right| \quad (\text{II.5})$$

Dans le cas où $\theta=180$ et $\theta=0$, le mouillage est respectivement réputé nul et par fait entre ces deux valeurs extrêmes, la mouillabilité est définie par l'angle θ .

La bonne mouillabilité de la fibre est généralement obtenue par le traitement de surface (agents de couplage, ensimage, dépôt) [WB91].

II.5. Modèles d'adhésion

II.5.1. Aspects chimiques

Le modèle de la liaison chimique postule la formation de liaisons covalentes entre le renfort et la matrice.

Ce modèle est celui généralement adopté pour expliquer le mécanisme d'action des agents de couplage tels les titanates ou les silanes.

Par exemple, l'ensimage modifie chimiquement la surface des fibres de verre, ce qui facilite la formation de liaisons chimiques avec la matrice (Figure II.4).

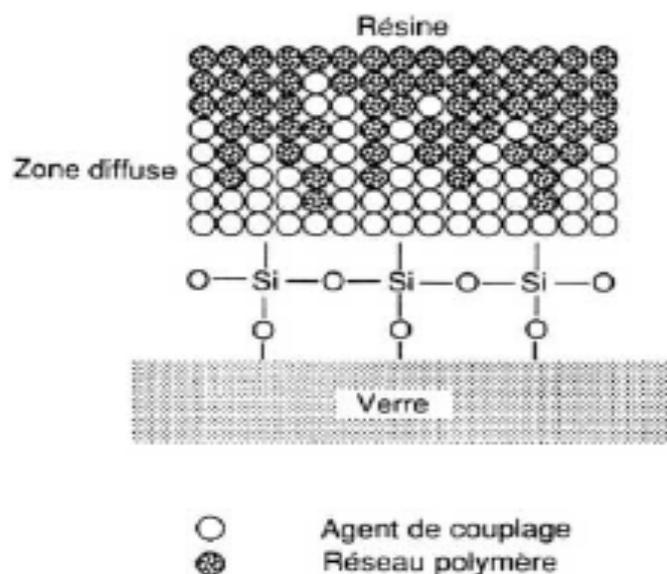


Figure II.4. Ensilage de la fibre de verre par dépôt de silane.

Dans le cas des fibres de carbone, l'organisation des atomes est primordiale pour assurer de bonnes liaisons chimiques. Ceux-ci doivent être orientés dans le sens radial de la fibre, afin de créer des liaisons avec la matrice organique. Pour ce faire, un traitement de surface, par attaque chimique ou par oxydation, est pratiqué sur les fibres afin d'organiser les atomes de carbone.

Par ailleurs, à température suffisamment élevée (1500°C), la plupart des fibres minérales réagissent chimiquement avec la matrice métallique, aux dépens de leur pouvoir renforçant. Il y a incompatibilité thermodynamique.

Pour certain composite, notamment les composites à matrice métalliques, l'adhésion résulte de la couche de diffusion créée à l'interface renfort/matrice. En effet, lors de l'élaboration, il y a interdiffusion entre les atomes et les molécules des plans superficiels, créant ainsi une couche forte couche de transition entre les deux matériaux. Pour ce faire, les fibres peuvent être modifiées par greffage, enrobage ou revêtement (afin d'améliorer ou de limite les réactions chimiques et les phénomènes de diffusion) : les fibres de bore, lorsqu'elles sont noyées dans une matrice métallique liquide, sont préalablement recouvertes d'un revêtement de carbure de bore (B₄C) ou de silicium (SiC), afin d'assurer la compatibilité chimique à haute température et d'éviter ainsi des réactions chimiques qui dégradent les propriétés des fibres.

II.5.2. Aspects physiques

Pour une adhésion correcte, le modèle le plus général est le modèle de l'absorption thermodynamique, concernant l'étude de la mouillabilité des solides. En effet, une bonne adhésion ne saurait être obtenue que s'il existe un contact intime entre les matériaux destinés à être assemblés. L'adhésion devient donc un critère de mouillabilité. Ainsi, des corrélations entre les caractéristiques mouillages telles que l'angle de contact ou les énergies superficielles et interface renfort/matrice et les performances des composites, sont-elles utilisées.

Un autre modèle, celui de la couche inter-faciale de faible cohésion, propose un système de deux solides adhérents ne peut donner lieu à une rupture apparemment interfaciale que dans la mesure où le joint « impropre », c'est-à-dire lorsqu'il existe à l'interface une couche de plus faible cohésion, par exemple de l'air occlus ou des impuretés. La conséquence immédiate de ce modèle est qu'un joint « propre » ne peut se rompre que de manière cohésive et que les performances d'un composite ne dépendraient pas de la nature de la liaison de l'interface. De manière générale, les couches de faible cohésion proviennent d'un mauvais mouillage.

II.5.3. Aspects mécaniques

Le modèle mécanique fait appel à un phénomène d'accrochage, d'ancrage mécanique de la matrice dans les pores et aspérités du renfort après solidification. Des relations quantitatives montrent que l'adhésion d'un composite est directement proportionnelle, toutes choses égales par ailleurs, à la rugosité du renfort. Dans le cas d'une composite fibre de graphite/résine époxy, un accroissement de la rugosité de la fibre par oxydation se traduit par une augmentation des caractéristiques mécaniques du composite.

Dans le cas des composites à matrice métallique, de nombreuses fibres minérales sont mal mouillées par les métaux liquides, ce qui rend difficile l'élaboration de ceux-ci par voie d'infiltration liquide. C'est le cas, par exemple, des fibres de carbone qui subissent un traitement de surface assez complexe (immersion dans du sodium puis de l'étain liquide, dépôt chimique en phase vapeur, traitement par des métaux à l'état colloïdal) pour être mouillées par aluminium liquide.

Dans le cas où le liquide (résine ou prépolymère par exemple en fusion) n'est pas capable de pénétrer dans les interstices du substrat, il y a création de porosités interfaciales pouvant constituer des amorces de rupture.

Après l'examen des différents modèles de l'adhésion, on peut conclure que le principal critère de formation d'une interface est un critère de mouillabilité du renfort, les phénomènes ultérieurs de diffusion, d'attraction électrique, de formation de liaisons chimiques pouvant être considérés comme les conséquences plus ou moins importantes et efficaces d'un contact intime entre le renfort et la matrice [WB91].

II.6. Contraintes à l'interface

La différence des coefficients thermoélastiques entre la fibre et la matrice provoque des contraintes locales à l'interface, si l'on admet qu'il y a continuité des déformations (interface intacte, parfaitement liée, sans décollement, fissure porosité). L'interface est donc le siège de contraintes résiduelles, fonctions de la différence des coefficients de dilatation et de l'écart entre la température d'élaboration et la température de référence.

Pour $E_f > E_m$ et $\alpha_f > \alpha_m$, la fibre est comprimée par la matrice de façon axial et radiale. La contrainte radiale σ_R est donnée approximativement par :

$$\sigma_R = E_m \times \Delta T \times \Delta\alpha \quad (\text{II.6})$$

Avec

E_f : Le module de Young de la fibre ;

E_m : Le module de Young de la matrice ;

α_f : Le coefficient de dilatation de la fibre ;

α_m : Le coefficient de dilatation de la matrice ;

$\Delta\alpha$: La différence des coefficients de dilatation entre fibre et matrice ;

ΔT : l'écart entre la température du moulage et ambiance.

Dans le cas du carbone ou du verre entourés de résine, est de l'ordre de la moitié de la résistance à la rupture.

La contrainte axiale peut provoquer, dans le pire des cas, un micro-flambage voir même la rupture de la fibre après retour à l'ambiante.

Ces contraintes résiduelles et éventuellement, celles ayant pour l'origine un retrait de la matrice ou son gonflement (dû à l'humidité) vont se superposer au chargement en service.

II.7. Essais micromécaniques

II.7.1. Test de Mc Garry

Une fibre est immergée dans une éprouvette profilée. Par le jeu des coefficients de poisson, une compression sur l'éprouvette engendre un effet de traction entre fibre et matrice. Un calcul analytique donne la contrainte de traction inter-faciale :

$$\sigma = \frac{\varepsilon_x \cdot (\nu_m \cdot \nu_f) \cdot E_m \cdot E_f}{(1 + \nu_m)E_f + (1 - \nu_f - \nu_f^2)E_m} \quad (\text{II.7})$$

Ou :

ν_f et ν_m : les coefficients de poisson respectifs de la fibre et de la matrice,

ε_x : La déformation de l'éprouvette en compression au moment où le décollement s'amorce.

II.7.2. Test de Broutman (fragmentation)

Une fibre est immergée dans une éprouvette parallélépipédique. Cette éprouvette subit une compression. La rupture s'amorce à l'extrémité de la fibre et se propage sur une longueur critique l_c à vitesse constante. La vitesse de propagation croît ensuite brusquement. On détermine la charge en compression au moment critique (Figure II.5).

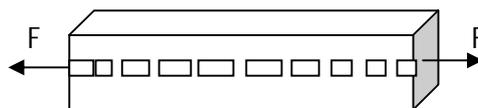


Figure II.5. Eprouvette de fragmentation en traction de Broutman

On vérifie le modèle de Cox. La valeur moyenne de la contrainte de cisaillement est alors donnée par :

$$\tau = \frac{\sigma_{fr} \cdot r_f}{l_c} \quad (\text{II.8})$$

Où

r_f : est le rayon de la fibre ;

σ_{fr} : est la contrainte de traction à rupture de la fibre,

On détermine l_c :

- par comptage en microscopie optique, si la matrice est transparente ;
- par comptage après pyrolyse de la matrice, si elle est opaque [WB91].

II.7.3. Test de déchaussement

C'est une méthode qui a beaucoup été utilisée. La contrainte moyenne de cisaillement à l'interface fibre/matrice est donnée par la formule suivante (Figure II.6) :

$$\sigma = \frac{F}{\pi dl} \quad (\text{II.9})$$

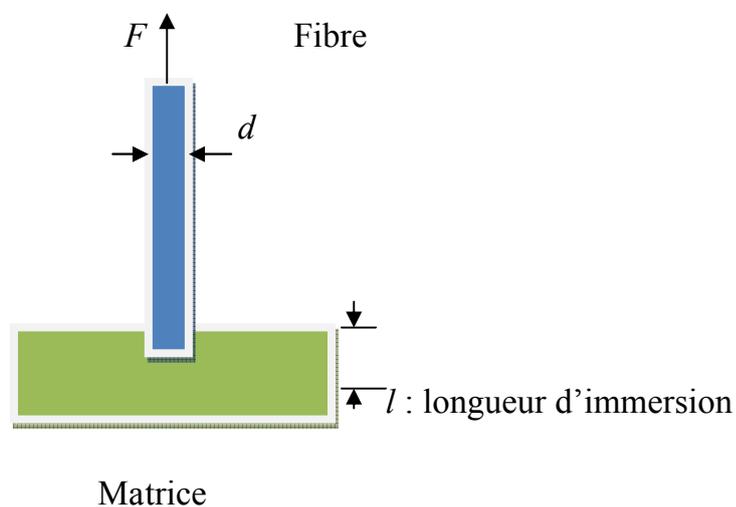


Figure II.6 Test de déchaussement d'une micro-éprouvette de matrice (pull-out)

II.7.4. Test de micro-indentation

La fibre est directement soumise à un effort de compression. Cet essai est intéressant, car il peut s'effectuer sur le composite unidirectionnel final. Mais il faut respecter certaines conditions :

- coupe bien perpendiculaire aux fibres ;
- nécessité d'un appareillage spécifique.

II.8. Conclusion

Le comportement des interfaces dépend de la nature et de la structure des interphases présentes entre fibre et matrice, La représentation fidèle de cette dernière est déjà un problème mathématique délicat ; certaines études s'y attachent. Mais cette interface joue un rôle conséquent sur les performances (en particulier à la rupture) des composites. Le rôle de l'interface est d'autant plus fondamental qu'un composite est un matériau possédant des défauts.

D'un point de vue industriel, cette optimisation doit être réalisée non seulement vis-à-vis des performances respectives de la fibre et de la matrice, mais encore vis-à-vis du procédé d'élaboration utilisé, pour limiter les défauts potentiels de mise en œuvre. Et l'accumulation des mécanismes d'endommagement qui coexistent généralement **dans le composite et qui conduisent à la rupture finale du matériau font l'objet de chapitre III.**

Introduction

La nécessité de développer et de valider des modèles permettant de décrire le comportement des interfaces fibre/matrice, exige des mesures précises des propriétés des interfaces. Cependant, le degré de cette précision dépend fortement du type d'informations que l'on peut extraire à partir des moyens de caractérisation dont on dispose ; sont plus directs et simples dans le principe ces moyens, plus grandes seront les chances d'obtenir des résultats fiables de la réponse de l'interface à tel ou tel type de sollicitation mécanique. Plusieurs types d'essais s'imposent. Plusieurs techniques ont été développées pour la mesure directe du déplacement de la fibre en fonction de l'effort appliqué. La plupart de ces techniques utilisent des éprouvettes monofilamentaires.

III.1. Techniques de mesure

L'effet de l'interface dans un composite 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 nous pouvons les classer en deux catégories [IBR06] :

➤ **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 ;
- la mesure de l'ouverture des fissures à la charge et décharge ;
- la mesure de la longueur de déchaussement ;
- l'analyse des cycles de charge/décharge.

➤ **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 déchaussement " 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), figure III.1.a;
- Le test "slice" (compression d'un composite modèle entre deux plaques : inférieur rigide et supérieur ductile), Figure III.1.b.

Les tests micromécaniques les plus pratiques pour étudier l'interface fibre/matrice dans les composites sont le test d'extraction " Pull-out" et les tests d'indentation. Nous décrirons par la suite ces méthodes en détail.

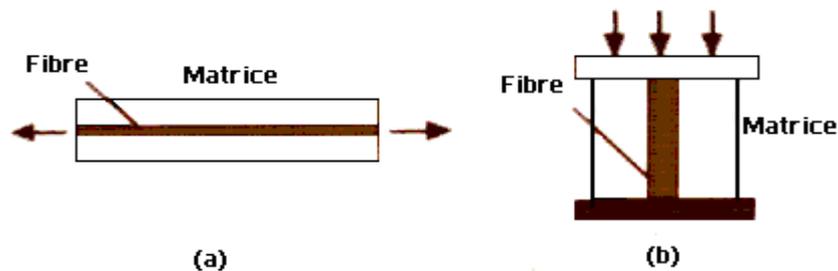


Figure III.1. Principes des tests de : (a) fragmentation; (b) slice.

III.2. Approche micromécanique

L'approche micromécanique est généralement utilisée comme moyen au développement de traitements de surface des fibres visant à optimiser l'adhésion interfaciale.

L'interface ayant un développement spatial réduit, son comportement est difficile à caractériser sur le composite global puisque la réponse est diluée (masquée par celle des constituants principaux). Des expériences ont cependant été conçues pour exalter cette réponse, expériences plus simples à analyser puisqu'elles se réalisent à l'échelle même de la fibre.

III.3. État de contrainte à l'interface

III.3.1. Contraintes locales moyennes

La disparité des coefficients thermo-élastiques entre fibre et matrice fait de l'interface le siège de contraintes si l'on admet qu'il y a continuité des déformations (interface intacte, parfaitement liée, sans décollement ou fissure).

Le calcul de ces contraintes pour une fibre ou une particule entourée d'un volume infini de matrice se fait facilement pour des géométries axisymétriques ou planes.

À l'état initial, avant application de tout chargement extérieur, des contraintes résiduelles sont présentes, fonctions de la différence des coefficients de dilatation et de l'écart entre la température d'élaboration et la température de référence : pour $E_f > E_m$ et $\alpha_f < \alpha_m$, la fibre est comprimée par la matrice, radialement et axialement.

Un calcul simple montre que la contrainte radiale autour d'une fibre unique infiniment rigide atteint un maximum lorsqu'elle est entourée d'un cylindre de matrice 20 fois plus grand, et qu'elle est donnée approximativement par :

$$\sigma_R \approx E_m \Delta T \Delta \alpha \quad (\text{III.1})$$

Avec E_m module d'élasticité de la matrice,
 ΔT écart entre la température du moulage et la température ambiante,
 $\Delta \alpha$ différence des coefficients de dilatation entre fibre et matrice.

Dans le cas du carbone ou du verre entourés de résine, σ_R est de l'ordre de la moitié de la résistance à rupture de la résine. Le retrait thermique s'exerce également dans le sens long puisque l'interface est censée avoir acquis pendant le chauffage une solidité suffisante.

Le calcul des contraintes à l'interface a d'abord été fait analytiquement et certaines vérifications sont effectuées à l'aide de modèles macroscopiques photoélastiques. Un résultat de calcul est donné sur la figure III.2 pour une traction exercée suivant le sens des fibres disposées en arrangement hexagonal [BK74].

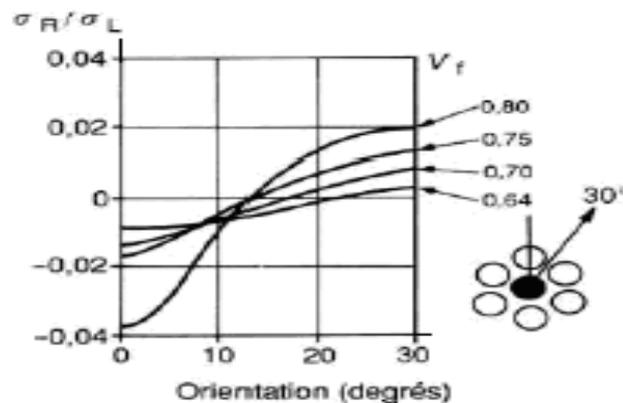


Figure III.2. Rapport de la contrainte radiale à la contrainte longitudinale appliquée pour une fibre entourée de 6 voisines plus ou moins proches (V_f) : on passe d'un état de compression à un état de traction selon la direction observée.

On voit que, suivant la direction θ autour de la fibre centrale, le signe du rapport de la contrainte radiale σ_R à la contrainte longitudinale appliquée σ_L change : c'est encore une compression dans la direction des fibres les plus proches mais c'est une traction suivant la direction à 30°C . La prise en compte des contraintes résiduelles d'origine thermique ne fait qu'accentuer cette dissymétrie.

Les conclusions tirées de la figure III.2 prévoient que la probabilité d'une rupture de l'interface est nulle en traction longitudinale, faible en traction transversale et élevée en cisaillement. Les analyses par éléments finis sont venues confirmer plus récemment ces calculs.

III.3.2. Contraintes aux extrémités (transfert de charge)

L'interface est le siège de transfert de charge entre la fibre et la matrice. Ce transfert de charge est bien entendu largement conditionné par la réponse mécanique de la zone de contact entre la fibre et la matrice. C'est cette transmission de charge qui permet au composite de remplir pleinement sa fonction mécanique.

Il est possible de décrire les processus de transfert de charge par des modèles micromécaniques simplifiés considérant, par exemple, un V.E.R. (Volume Élémentaire Représentatif) constitué d'une fibre noyée dans un cylindre de matrice sur lequel est appliqué une contrainte de traction.

En fonction du comportement supposé de l'interface, différentes réponses peuvent être simulées. Trois modèles pionniers dans ce domaine, ceux de Cox (1952) et de Kelly-Tyson (1964) et celui mixte [KT64].

III.3.2.1. Modèle de Cox; Transfert de charge élastique

On considère le V.E.R schématisé ci-dessous (Figure III.3)

et constitué d'un fragment de fibre de rayon a enrobé dans un cylindre de matrice dont le rayon R est fixé par la fraction volumique de fibres v_f , et les hypothèses faites sur l'arrangement des fibres.

Ce V.E.R est soumis à ses extrémités à une déformation en traction ϵl . 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 en outre supposée uniforme.

Dans ce modèle la liaison entre fibre et matrice est supposée parfaite et le comportement mécanique de ces constituants élastiques [Can00].

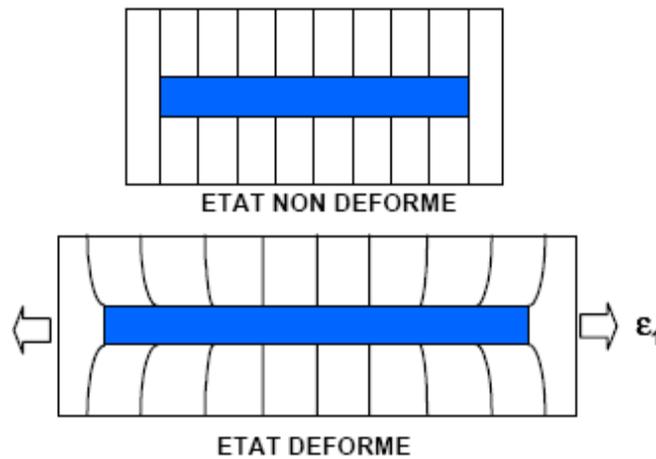


Figure III.3. Elément d'un V.E.R.

- Profils de contrainte dans la fibre et à l'interface

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. Equilibre des forces de cisaillement

On écrit que les forces de cisaillement (Figure III.4) 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 ($r = a$, a rayon de la fibre) soit:

$$2\pi r \tau dx = -2\pi a \tau_i dx \tag{III.2}$$

Où τ et τ_i sont respectivement la contrainte de cisaillement dans la matrice et la contrainte de cisaillement à l'interface. Soit :

$$\tau = - \frac{a \tau_i}{r} \tag{III.3}$$

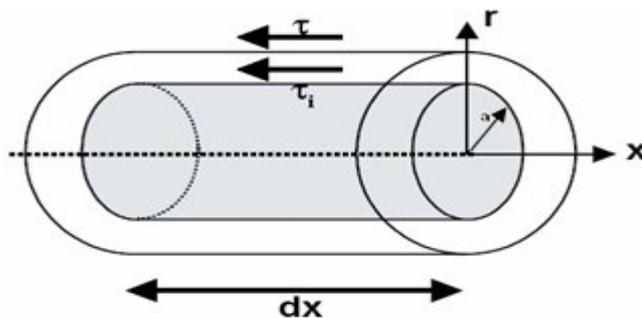


Figure III.4. Equilibre élastique de la matrice en cisaillement.

En faisant l'hypothèse d'un comportement élastique linéaire de la matrice en cisaillement

($\tau = G_m \gamma$), on peut écrire:

$$\gamma = \frac{dw}{dr} = \frac{\tau}{G_m} = \frac{a\tau_i}{G_m r} \quad (\text{III.4})$$

Où w le déplacement de la matrice selon la direction x

G_m module de cisaillement de la matrice.

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):

$$\int_a^R dw = \frac{\tau_i a}{G_m} \int_a^R \frac{dr}{r}$$

$$w_R - w_a = \frac{\tau_i a}{G_m} \ln(R/a) \quad (\text{III.5})$$

Soit :

$$\tau_i = \frac{G_m (w_R - w_a)}{a \ln(R/a)} \quad (\text{III.6})$$

b. Equilibre des contraintes dans un élément de volume dx de fibre

On écrit que la force de traction dans une portion dx de la fibre (Figure III.5) est équilibrée par la force de cisaillement à l'interface:

$$\pi a^2 d\sigma_f = 2\pi a \tau_i dx \quad (\text{III.7})$$

$$\frac{d\sigma_f}{dx} = \frac{2\tau_i}{a} \quad (\text{III.8})$$

Ce qui permet d'écrire:

$$\frac{d^2\sigma_f}{dx^2} = \frac{2}{a} \frac{d\tau_i}{dx} \quad (\text{III.9})$$

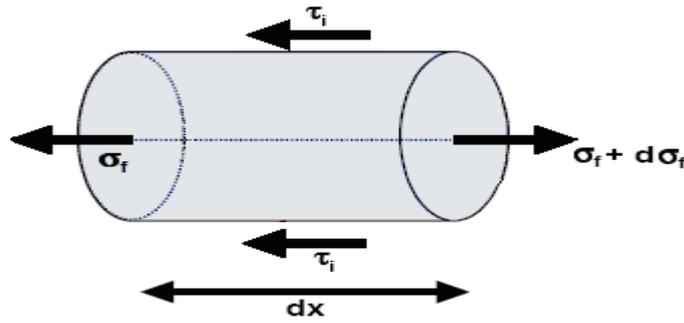


Figure III.5. Equilibre élastique d'une portion de fibre.

D'après (III.9) on obtient:

$$\frac{d\tau_i}{dx} = \frac{G_m}{a \ln(R/a)} \left(\frac{dw_R}{dx} - \frac{dw_a}{dx} \right) \quad (III.10)$$

Pour $r = R$, on suppose que la déformation de la matrice soit égale à la déformation appliquée ε_l

$$\frac{dw_R}{dx} = \varepsilon_m = \varepsilon_l$$

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

$$\frac{dw_a}{dx} = \varepsilon_f = \frac{\sigma_f}{E_f} \quad (III.11)$$

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

$$\frac{d^2\sigma_f}{dx^2} = \frac{n^2}{a^2} (\sigma_f - E_f \varepsilon_l) \quad (III.12)$$

Avec:
$$n^2 = \frac{2G_m}{E_f \ln(R/a)}$$

En supposant la contrainte σ_f nulle aux extrémités de la fibre (en $x = -L$ et $x = L$), il est possible de résoudre la formule III.12. On obtient les solutions suivantes:

***Contrainte axiale dans la fibre**

$$\sigma_f = E_f \varepsilon_l [1 - \cosh(nx/r) / \cosh(ns)] \quad (III.13)$$

***Contrainte de cisaillement à l'interface**

$$\tau_i = \frac{l}{2} n E_f \varepsilon_l \sinh(nx/r) / \cosh(ns) \quad (III.14)$$

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

La figure III.6 présente Les profils de contrainte correspondant aux équations (III.13) et (III.14).

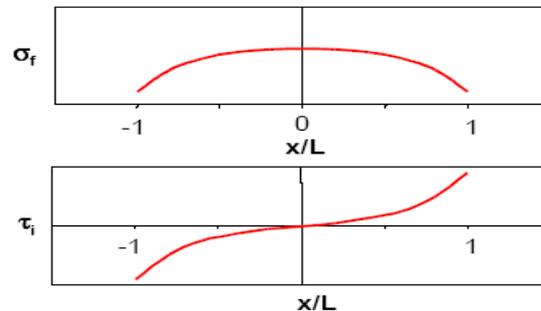


Figure III.6. Profils de contrainte dans la fibre (σ_f) et à l'interface (τ_i).

On voit que le développement de contraintes de cisaillement aux extrémités du fragment de fibre se traduit par une mise en charge progressive de celle-ci en traction. Les efforts sont donc bien transférés de la matrice vers la fibre.

III.3.2.2. Modèle de Kelly-Tyson

Le modèle de Kelly-Tyson a initialement été développé dans le contexte de matériaux à matrice métallique pour lesquels des mécanismes de plasticité sont activés au voisinage de l'extrémité des fibres.

Le modèle de Cox montre que le transfert de charge conduit au développement de contraintes interfaciales de cisaillement dont l'amplitude est maximale aux extrémités de la fibre.

Dans la réalité, ces concentrations de contraintes sont limitées par le seuil de plasticité de la matrice ou la mise en glissement de l'interface. Par ailleurs, l'approche élastique n'est plus valable à partir du moment que la contrainte de traction dans la matrice excède sa limite d'élasticité. Ces phénomènes ont été mis initialement en évidence par Kelly et ses collaborateurs dans le cas de composites à matrice de cuivre renforcés par des fibres de Tungstène et de Molybdène. La très faible limite d'élasticité de la matrice se traduit alors, sous chargement de traction, par le développement précoce et progressif d'une zone de déformation plastique à partir des extrémités de la fibre.

- Profils de contrainte dans la fibre et à l'interface

Afin de décrire ces processus, Kelly et al [RG97] ont considéré que la contrainte interfaciale était constante aux extrémités de la fibre, dans la zone plastique. L'écriture de l'équilibre élastique de la fibre dans cette portion de fibre donne :

$$\sigma_f = \frac{2\tau_i}{a}(L-x) \quad (\text{III.15})$$

Cette relation s'applique également au cas où le mécanisme physique mis en jeu aux extrémités de la fibre correspond à un frottement à contrainte constante. En ce sens, l'utilisation du modèle de Kelly (Figure IV.7) peut être étendue aux composites à matrice élastique dans lesquels le renforcement s'effectue par glissement à l'interface.

La déformation dans la fibre ne peut excéder la déformation du composite, ce qui signifie que la contrainte σ_f augmente linéairement (Equation III.15) à partir de l'extrémité de la fibre, jusqu'à la valeur $E_f \varepsilon_l$ si la fibre est suffisamment longue. Cette dernière condition correspond au critère suivant :

$$L_i \geq \frac{a E_f \varepsilon_l}{2\tau_i} \quad (\text{III.16})$$

Où L_i est une longueur dite inefficace correspondant à la portion de fibre dans laquelle la contrainte de traction n'a pas encore atteint sa valeur maximale $\sigma_{fmax} = E_f \varepsilon_l$.

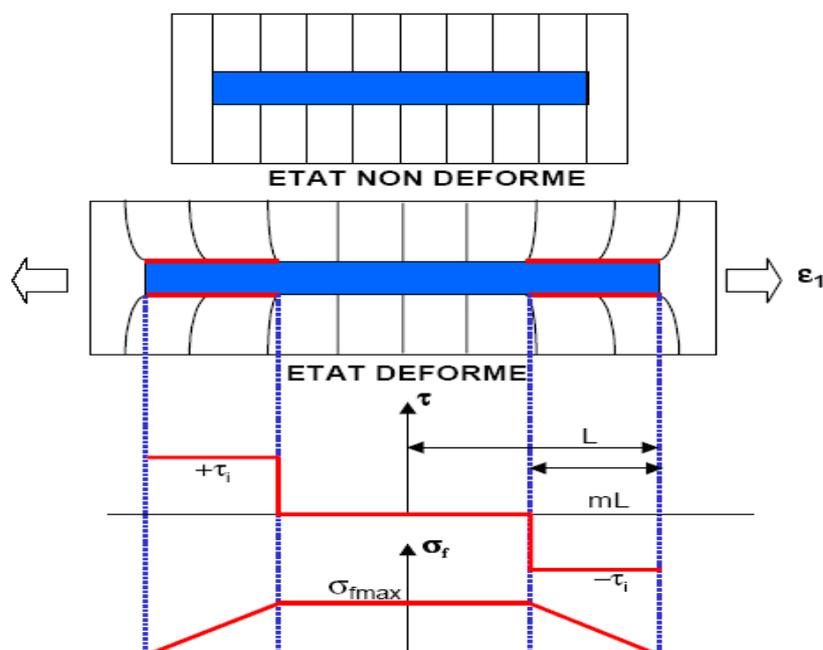


Figure III.7. Modèle de Kelly–Tyson.

Il est important de noter que ce modèle prend seulement en compte le transfert de charge se produisant dans la zone plastique située aux extrémités de la fibre. Les effets de transfert de charge élastiques dans la portion centrale de la fibre sont par contre totalement négligés ($\tau_i = 0$). Cette approche n'est valable que si le seuil de plasticité de la matrice (où le seuil de glissement à l'interface) est très bas. Dans ce cas, la déformation plastique (où le glissement) intervient dès le début de la mise en charge, sans phase de mise en charge élastique préalable.

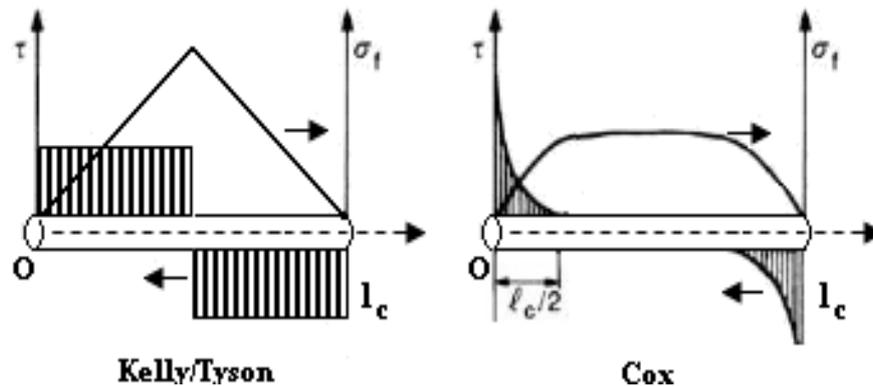


Figure III.8. Modèles de Kelly/Tyson et de Cox des profils de contraintes de tension dans la fibre et de cisaillement à l'interface.

L'analyse généralement adoptée est celle de Kelly et Tyson [RG97] qui considère que la contrainte de tension dans la fibre $\tau(x)$ est linéairement croissante à partir des extrémités du fragment (Figure III.8).

III.3.2.3. Modèle Mixte

Dans le modèle de Kelly, les effets de transfert de charge élastique sont totalement négligés, ce qui revient à considérer que la déformation plastique de la matrice, ou la mise en glissement de l'interface, interviennent à des déformations faibles.

Dans la réalité, ces processus se produisent souvent après une phase de chargement élastique préalable qu'il convient de prendre en compte.

Dans le cas des composites à matrice polymère, la mise en glissement de l'interface se produit pour une valeur limite de la contrainte de cisaillement interfaciale, τ_d , qui correspond physiquement à la décohésion fibre/matrice. Dans la zone de la fibre décollée,

les processus de glissement dépendent de la valeur du coefficient de frottement fibre/matrice et des contraintes radiales appliquées sur la fibre.

Dans une telle situation, la valeur correspondante du cisaillement interfaciale, τ_g , est très souvent inférieure à la valeur de la contrainte de décohésion τ_d .

Afin de rendre compte de ces processus, on peut alors considérer un V.E.R (figure III.9) dans lequel :

- La portion centrale de la fibre est soumise à un chargement élastique, la valeur du cisaillement interfacial étant limitée par la contrainte de décohésion τ_d . Dans cette zone, nous écrivons exactement les mêmes équations d'équilibre élastique que celles introduites dans le modèle de Cox.
- Dès lors que $\tau_i > \tau_d$, on considère un glissement à contrainte constante τ_g . Le transfert de charge dans cette zone s'effectue selon les hypothèses du modèle de Kelly.

La résolution des équations d'équilibre avec les conditions aux limites appropriées permet de calculer la relation contrainte/déformation suivante :

$$\sigma_l = [V_f E_f + V_m E_m] \varepsilon_l - \frac{V_f}{s} \left[\frac{(E_f \varepsilon_l)^2 - (2\tau_d/n)^2}{4\tau_g} + \frac{2\tau_d}{n^2} \right] \quad \text{(III.17)}$$

Pour les faibles valeurs de σ , le deuxième terme du second membre de l'équation (III.17) induit une non linéarité dans la relation contrainte-déformation.

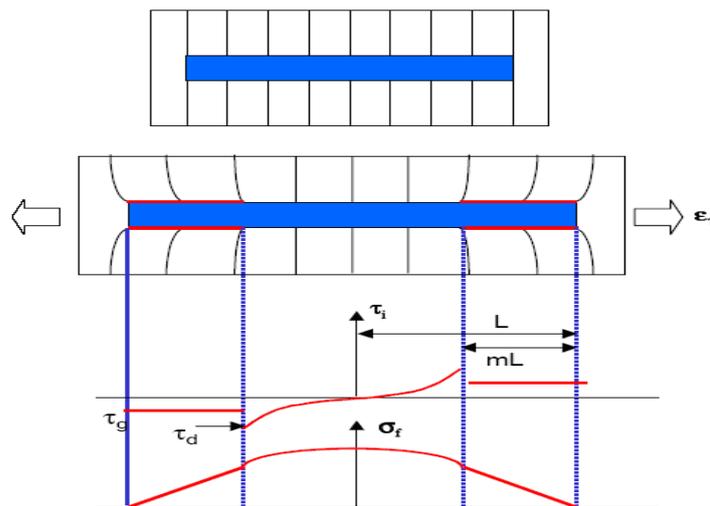


Figure III.9. Modèle Mixte.

III.3.2.4. Statistique de Weibull

La fibre est supposée constituée d'un assemblage de maillons ayant chacun leur résistance propre à la rupture. La fracture de la fibre intervient quand le maillon le plus faible se rompt. On divise la fibre en N segments dans lesquels la contrainte est supposée uniforme est égale à σ_i . La probabilité pour qu'un segment soit rompu à la contrainte σ_i est $F(\sigma_i)$. A $F(\sigma_i)$, on associe la fonction de densité de probabilité $f(\sigma)$ définie par :

$$F(\sigma_i) = \int_0^{\sigma_i} f(\sigma) d\sigma \quad (III.18)$$

Si σ_r est la résistance théorique à rupture du matériau :

$$F(\sigma_r) = \int_0^{\sigma_r} f(\sigma) d\sigma = 1 \quad (III.19)$$

La probabilité qu'un maillon ne soit pas rompu à la contrainte σ_i est égale à $1 - F(\sigma_i)$ la probabilité, R , que toute la fibre ne soit pas rompue est donnée par :

$$R = \prod_{i=1}^N (1 - F(\sigma_i)) \quad (III.20)$$

Si l'on suppose que la contrainte dans la fibre est uniforme et égale à σ :

$$R = (1 - F(\sigma))^N \quad (III.21)$$

La probabilité pour que la fibre soit rompue à la contrainte σ est alors :

$$P_r(\sigma) = 1 - R = 1 - (1 - F(\sigma))^N \quad (III.22)$$

En utilisant l'approximation de Poisson, $\lim_{n \rightarrow \infty} \left(1 - \frac{x}{n}\right)^n = \exp(-x)$, on obtient:

$$(1 - F(\sigma))^N = \exp(-NF(\sigma)) \quad (III.23)$$

Le nombre de maillons est supposé proportionnel à la longueur L de la fibre, ce qui permet d'écrire $NF(\sigma) = L\Phi(\sigma)$ où la fonction Φ reste à déterminer. Weibull a proposé pour cette fonction la forme empirique suivante :

$$\Phi(\sigma) = \frac{(\sigma - \sigma_u)^m}{\sigma_0} ; \sigma > \sigma_u \quad (III.24)$$

$$\Phi(\sigma) = 0 ; \sigma \leq \sigma_u \quad (III.25)$$

Avec :

- σ_u : contrainte seuil en dessous de laquelle il n'y a pas de rupture possible.
- σ_0 : facteur d'échelle.
- m : paramètre rendant compte de la largeur de la distribution.

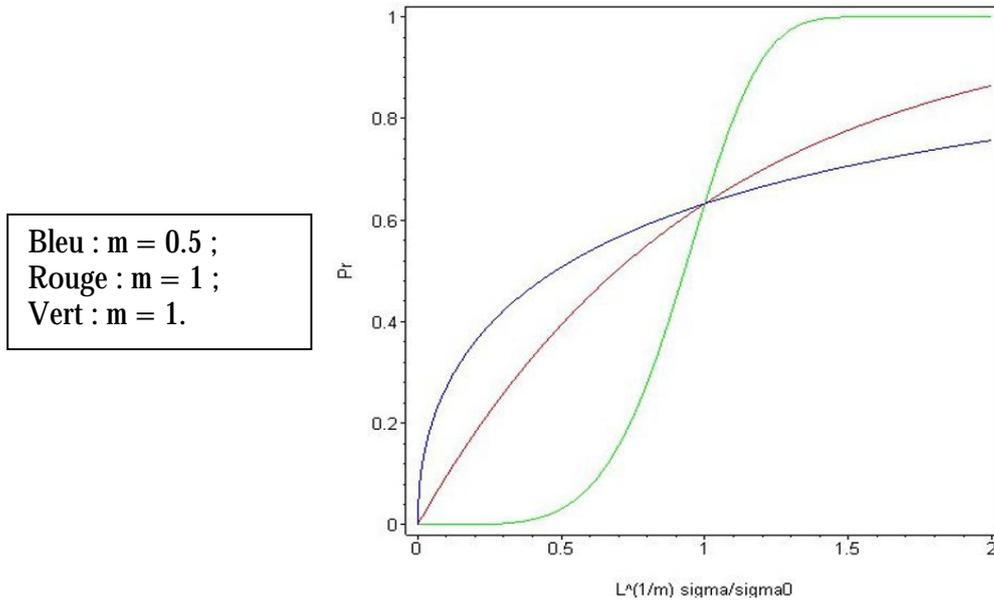


Figure III.10. Probabilité de rupture décrite par une statistique de Weibull

Dans la plupart des cas pratiques, le seuil de rupture est très faible et l'on peut considérer que $\sigma_u \approx 0$. La probabilité de rupture d'une fibre subissant une contrainte σ est alors donnée par :

$$P_r(\sigma) = 1 - \exp \left[-L \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^m \right] \tag{III.26}$$

La contrainte moyenne de rupture d'une population statistique de fibres peut s'écrire:

$$\bar{\sigma}_r = \int_0^L \sigma dP_r \tag{III.27}$$

Cette intégrale correspond à l'aire hachurée sur la figure ci-dessous. On peut également l'exprimer sous la forme suivante :

$$\bar{\sigma}_r = \int_0^\infty (1 - P_r) d\sigma \tag{III.28}$$

Soit à partir de l'équation (III.26) :

$$\bar{\sigma}_r = \int_0^\infty \exp \left[-L \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^m \right] d\sigma \tag{III.29}$$

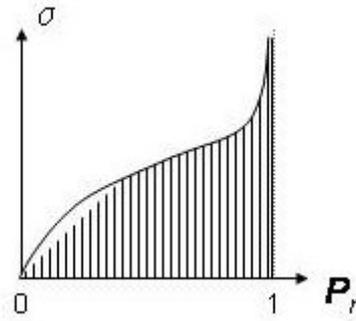


Figure III.11. Calcul de la contrainte moyenne de rupture

On effectue les changements de variables suivants :

$$t = L \left(\frac{\sigma}{\sigma_m} \right)^m$$

$$\sigma = \sigma_0 \left(\frac{t}{L} \right)^{1/m}$$

$$d\sigma = \frac{\sigma_0}{mL^{1/m}} t^{\frac{1-m}{m}} dt$$

L'équation (III.29) devient :

$$\bar{\sigma}_r = \int_0^{\infty} e^{-t} t^{\frac{1-m}{m}} \frac{\sigma_0}{mL^{1/m}} dt \tag{III.30}$$

Soit :

$$\bar{\sigma}_r = \frac{\sigma_0}{L^{1/m}} \Gamma \left(1 + \frac{1}{m} \right) \tag{III.31}$$

Où Γ est la fonction Gamma définie comme suit :

$$\Gamma = \int_0^{\infty} t^{z-1} e^{-t} dt \tag{III.32}$$

III.4. Analyse micromécanique sur composites modèles

Pour la détermination de la résistance d'interface, des tests micromécaniques permettent d'accéder localement à l'adhésion fibre/matrice. Il existe principalement quatre types d'essais sur éprouvettes modèles:

- Méthode de compression ;
- Méthode de fragmentation;
- Micro-indentation;
- Pull-out /microgoutte.

III.4.1. Essai de compression

Cette méthode consiste à solliciter en compression des éprouvettes parallélépipédiques ou en forme d'haltères afin de déterminer la contrainte de compression σ_c pour laquelle un début de décohésion est détecté [Bro69]. Ce test sollicite à la fois les fibres et la matrice et interpose entre la surface du composite et les éléments de la machine de compression, une plaque métallique généralement en aluminium.

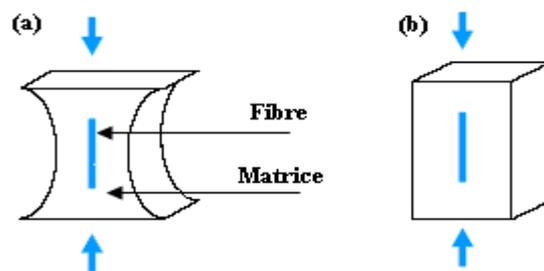


Figure III.12. Essai de compression a) test de MC Garry
b) test de broutman.

La géométrie de l'échantillon ou la différence de coefficients de Poissons de la fibre et celui de la matrice et leurs rigidités engendrent des contraintes de cisaillement ou de traction à l'interface.

La décohésion aux interfaces est détectée soit au niveau de l'étranglement (Figure III.12.a) [BC05] soit au niveau des extrémités de la fibre et se propage sur une longueur critique L_c à vitesse constante qui croit ensuite brusquement (Figure III.12.b) et s'amorce pendant le chargement. Si les fibres sont plus rigides que la matrice, la déformation de cette dernière est plus grande pendant le déplacement imposé de la traverse. Les fibres débordent de la matrice et laissent des empreintes sur la plaque métallique supposée

parfaitement plastique (figure III.13) [Cha98]. La profondeur de ces empreintes correspond au déplacement maximal des fibres pendant le chargement du composite, leur déplacement résiduel est mesuré directement sur le composite.

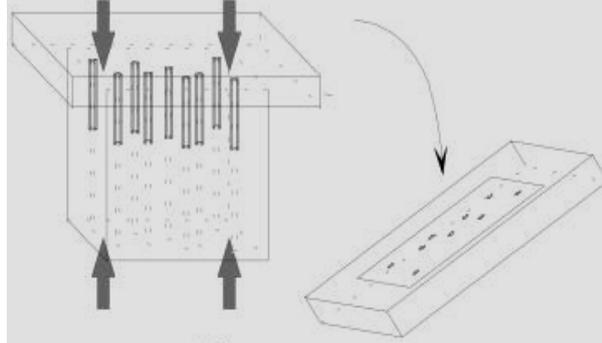


Figure III.13. Schémas de technique expérimentale de mesure de l'effort et du déplacement de la fibre sous sollicitation mécanique de compression.

La détection de la décohésion est assurée optiquement au moyen d'une lampe (dans le cas des résines transparentes) ou par émission acoustique.

Le calcul de la résistance interfaciale en traction σ_{\perp} est réalisé par :

$$\sigma_{\perp} = \frac{\sigma_c (\nu_m - \nu_f) E_f}{(1 + \nu_m) E_f + (1 - \nu_f - 2\nu_f^2) E_m} \quad (\text{III.33})$$

Le calcul de résistance interfaciale en cisaillement τ_i est alors réalisé pour une éprouvette de dimension $3,8 \times 1,3 \times 1,3$:

$$\tau_i = 2,5 \sigma_c \quad (\text{III.34})$$

Cette technique est utile notamment pour la caractérisation des composites de structure, du fait qu'elle ne nécessite pas d'éprouvettes de grandes dimensions pour les tests et actuellement peu utilisée en raison notamment des difficultés liées à la fabrication des éprouvettes et à l'application des critères d'endommagement en raison des effets de concentration de contraintes difficilement contrôlables. La mesure indirecte du déplacement des fibres rend ces essais difficiles à interpréter.

III.4.2. Essai de fragmentation

Cette méthode consiste à solliciter en traction une fibre unique totalement enchâssée dans une éprouvette de résine (Figure III.14). La fibre subit de ruptures successives à chaque fois que sa résistance en traction est atteinte, et ce jusqu'à ce que les morceaux

restants atteignent une longueur critique ne permettant plus au transfert de charge par cisaillement de générer des contraintes de traction égales à la résistance de la fibre [RG97].

Ce test est efficace pour la détermination de la résistance de cisaillement de l'interface fibre/matrice surtout quand celle-ci est forte [BC05], et la relation donnée par l'équation III.35

$$\tau_i = \frac{\sigma_{fR}(l_c)d}{l_c} \tag{III.35}$$

Le calcul de cette résistance nécessite la détermination de deux termes $\sigma_{fR}(l_c)$ et d/l_c auxquels il est possible d'accéder de différentes manières.

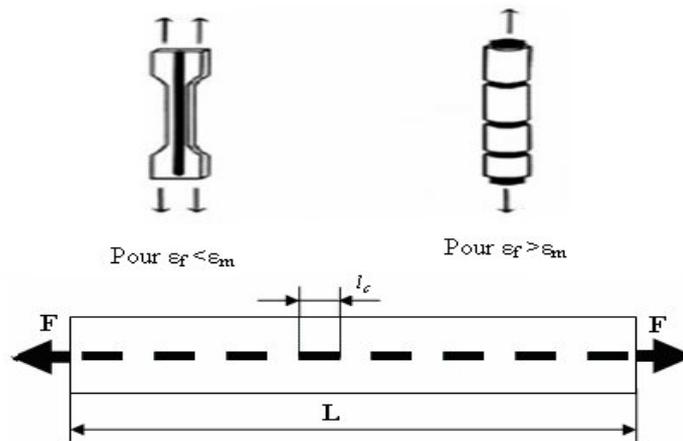


Figure III.14. Essai de fragmentation.

La contrainte à la rupture d'une fibre $\sigma_{fR}(l_c)$ peut être :

- Mesurée directement en utilisant une fibre de longueur l_c , qui est très délicate ;
- Déterminée par extrapolation à $l=l_c$ des mesures obtenues pour différentes longueurs ;
- Approximée à partir de la distribution des résistances pour une longueur l donnée en appliquant la loi statique de Weibull.

Le facteur de forme d/l_c (diamètre / longueur critique de fibre) peut être :

- déterminé à partir de la distribution des longueurs en utilisant une loi de Weibull;
- calculé approximativement en utilisant la formule (III.36).

$$l_c = \frac{4}{3} \frac{L}{(N+1)} \tag{III.36}$$

Avec L longueur de l'éprouvette ;
 N nombre de rupture de la fibre.

On peut obtenir N et l par :

- par émission acoustique (une rupture = un événement acoustique d'où N);
- par microscopie à transmission en lumière polarisée (observation à travers une matrice transparente d'où N et l);

Cette technique, relativement simple à mettre en oeuvre, présente néanmoins l'inconvénient de ne pouvoir être utilisée qu'avec des matrices fortement déformables, ce qui est rarement le cas des résines commerciales [Fav89].

Dans le cas de systèmes verre/époxy, des problèmes de fissuration de la matrice et d'absence de décohésion interfaciale ont par exemple pu être constatés. Les propriétés des matrices n'ont conduit qu'à un nombre très limité de rupture de fibres dans la configuration classique du test de fragmentation. L'élongation à rupture de la matrice a pu être augmentée en portant les microcomposites à une température proche de la température de transition vitreuse du réseau. Cette méthode permet de disposer de matériaux aux propriétés modulables et peut être appliquée pour l'étude de systèmes à hautes performances pour lesquels la déformation à rupture de la matrice interdit généralement l'emploi du test de fragmentation [Zin99].

III.4.3. Essai de micro-indentation

- Principe et appareillage

Cette essai est largement utilisé pour déterminer les deux propriétés mécanique de l'interface fibre-matrice, le coefficient de frottement et la contrainte radial résiduel d'après J. Ye , A. k. KAW [YK99]. Comme il permet une mesure de la force de décohésion in situ sur composites réels (principalement unidirectionnels).

Cette méthode est actuellement dotée d'un processus de prise de mesure et d'acquisition de données totalement automatisé [CBJ89]. Elle nécessite le polissage d'échantillons de composites présentant des fibres perpendiculaires à la surface, et consiste à enfoncer, à l'aide d'un indenteur sur l'extrémité d'une fibre jusqu'à décohésion de la fibre de sa gaine de matrice (détection possible par émission acoustique), pour pouvoir accéder à une caractéristique de l'interface fibre/matrice. L'accostage final de l'indenteur dans la matrice environnante constituant un critère d'arrêt de l'essai.

La mesure de la contrainte de décohésion σ_d permet alors de déduire la résistance interfaciale au cisaillement τ_i qui est une fonction assez complexe de σ_d , des caractéristiques élastiques G_m de la matrice et E_f de la fibre, du diamètre d de la fibre et de la distance inter fibres T_m (Figure IV.13 et IV.14) [IBR06].

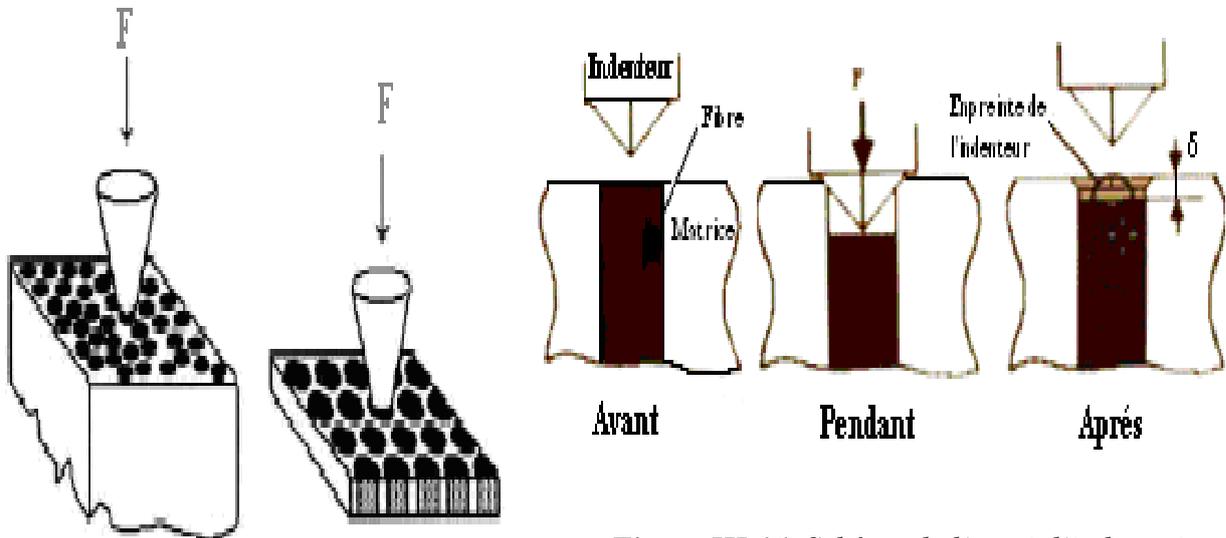


Figure III.16. Schéma de l'essai d'indentation d'après MARSHALL, [1984].

Figure III.15. Essai de micro indentation.

Le test micro-indentation est le plus proche de la réalité par ce que nous utilisons un produit fini qui intègre les paramètres de fabrication du matériau.

Le système de visée (microscope) est associé à une caméra, elle-même reliée à un écran de télévision, un magnétoscope et un vidéoprinter (obtention de photos par copie d'écran). Le grossissement s'avère nécessaire dès lors que l'on désire tester des fibres de faible diamètre. Ce système de visée permet de choisir précisément la fibre à indenter. Une fois ce choix établi, l'échantillon est déplacé sous l'indenteur grâce à un moteur pas à pas (Figure III.17).

L'essai est réalisé à vitesse de déplacement de l'indenteur constante. Pendant le test d'indentation, l'effort et le déplacement de l'indenteur sont enregistrés au cours du temps, ce qui permet de tracer la courbe charge décharge associée à chaque essai (dit essai de microindentation instrumenté). Les vitesses d'indentation choisies lors des essais d'indentation sont 0,1 ou 0,2 $\mu\text{m/s}$; l'utilisation de faibles vitesses s'est révélée nécessaires pour limiter les effets d'impact susceptibles de provoquer une fracturation de

la fibre. Après l'essai, un contrôle optique permet de s'assurer de la précision de la visée ainsi que d'un éventuel défibrage ou d'une fracturation de la fibre testée. Le succès des essais est également étroitement lié à la qualité du polissage des échantillons testés, un polissage inadapté nuisant au bon repérage des fibres et provoquant leur fragilisation préliminaire.

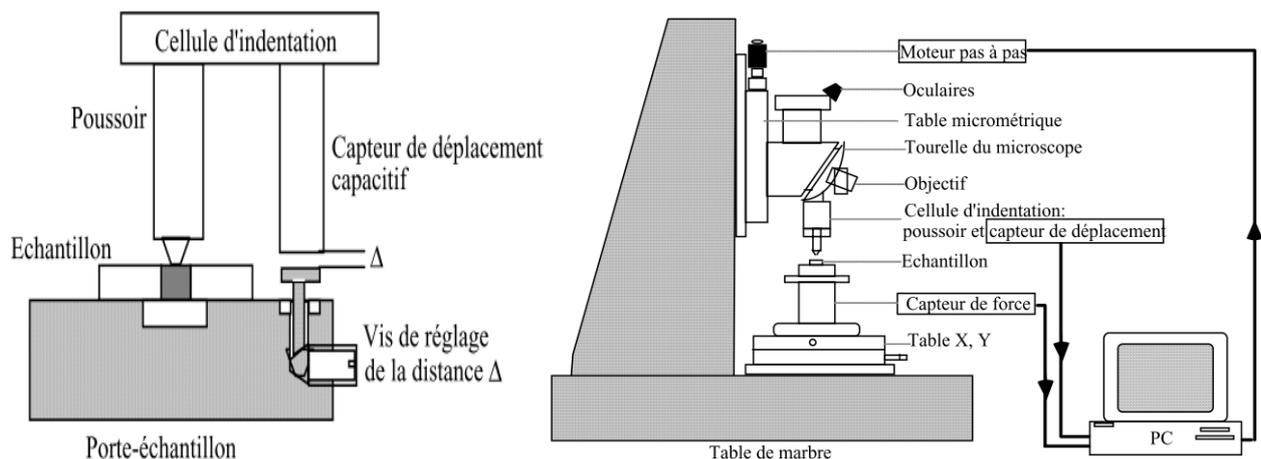


Figure III. 17. dispositif de test de microindentation

III.4.4. Test de déchaussement

Le test de déchaussement (pull-out) est un essai de caractérisation micromécanique de l'adhésion interfaciale fibre/matrice. Il consiste à réaliser un essai de traction sur un monofilament partiellement enchâssé dans de la résine et à mesurer la force nécessaire pour extraire cette fibre de sa gaine de matrice. Différentes configurations de pull-out existent (Figure III.18), la fibre pouvant être enchâssée soit dans une goutte de résine, soit dans un bouton de résine, soit encore, plus classiquement, dans un bloc de résine. Dans tous les cas, la résine est liée à la partie inférieure du dispositif de traction.

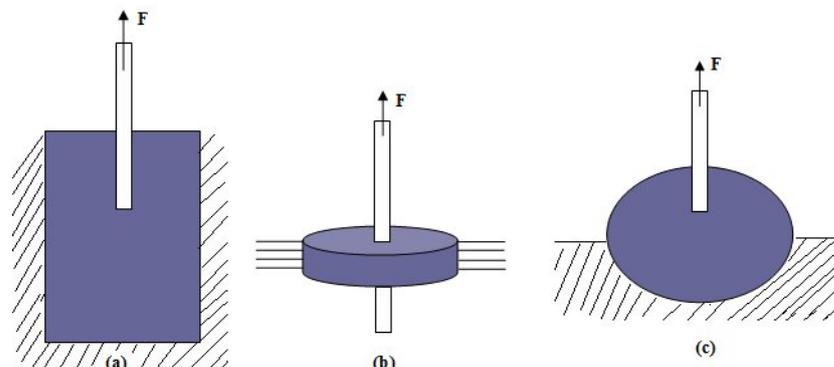


Figure III.18. Différents configurations de pull-out : (a) Piggott 1986 (b) Favre 1981, (c) hampe 1990

La figure IV.26 présente une courbe typique obtenue lors d'un essai de déchaussement. Cette courbe montre la valeur de la force de défibrage (F_d) avec une chute brutale de la force en fonction du déplacement. La force de défibrage est liée au phénomène de rupture à l'interface, auquel succède une phase de frottement entre la fibre, décollée, et la matrice jusqu'à extraction totale de la fibre [You02].

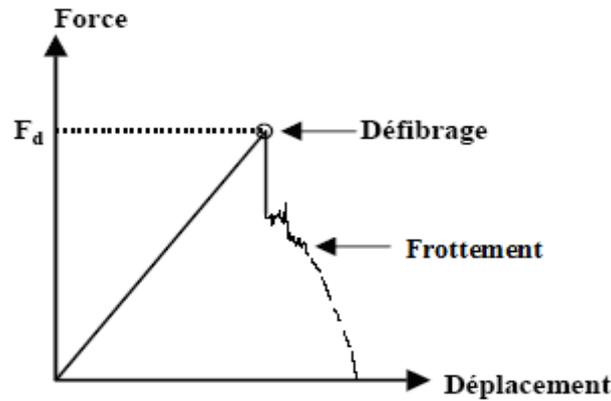


Figure III.19. Essai de déchaussement en traction.

La force F_d est un paramètre important de l'essai, la longueur de la fibre enchâssée est notée L . Dans le cas de systèmes à forte adhésion interfaciale, cette longueur doit être suffisamment faible pour que la force nécessaire au défibrage reste inférieure à la force de rupture en traction de la fibre.

III.5. Les variables d'endommagement :

Kachanov [kac86] a été le premier à introduire la notion de variable interne d'endommagement pour traduire la perte de rigidité dans les matériaux isotrope.

Cette idée a été ensuite étendue aux cas des matériaux anisotropes par Cordebois et Sidoroff [COR82].

Marigo [MAR81] définit l'endommagement local par un nombre infini de variables interne

$$d = (d_\alpha), \alpha = 1, \dots, n$$

Le maître Chaboche [LEM81] considère un solide endommagé dans lequel un élément de volume fini d'une entaille suffisamment grande par rapport aux hétérogénéités est défini comme suit :

- S : aire de volume élémentaire représentatif repéré par sa norme n ,
- S_e : aire résistance effective.

($S_e < S$) et S_d : aire endommagée $S_d = S - S_e$

La mesure mécanique de l'endommagement local relativement à n est alors caractérisé

$$\text{par } d_n = S_d / S$$

D'où

- si $d_n = 0$: le matériau se trouve dans un état vierge ou non endommagé ;
- si $d_n = 1$: l'élément de volume est rompu en deux parties selon le plan normal n ;
- si $0 < d_n < 1$: d_n caractérise l'état d'endommagement défini, le comportement élastique macroscopique du matériau endommagé peut être calculé en fonction de d_n par l'intermédiaire de la rigidité.

III.6. Conclusion

Pour parvenir à maîtriser l'interface, il faut également pouvoir disposer des moyens de contrôle et de mesure de ces caractéristiques. Certaines techniques existent déjà mais la connaissance précise de l'ensemble des paramètres interfaciaux est rarement obtenue, notamment en ce qui concerne les propriétés mécaniques. Outre l'amélioration de l'outil mathématique servant à modéliser le composite, la bonne prise en compte de l'interphase requiert sans nul doute l'amélioration des méthodes d'évaluation de ses propriétés.

Chacun de ces essais micromécaniques développés jusqu'à présent, a gardé une part de simplicité et des particularités spécifiques; tels que le type de sollicitation, les dimensions, la nature des éprouvettes et les conditions aux limites des sollicitations. Ces tests permettent une étude qualitative de l'interface. En se basant sur ces tests, L'interface résistera pour des valeurs inférieures à la résistance interfaciale calculée mais la réalité

montre que cette interface s'endommage à des valeurs très inférieure à ces valeurs, donc d'autres paramètres peuvent intervenir dans le cas des produits finis. Alors une étude expérimentale est nécessaire pour valider les résultats des modèles analytiques.

IV.1. Historique

Tout a commencé avec la théorie de Darwin sur l'origine des espèces et son célèbre principe du "survival of the fittest", ou "survie des plus adaptés" [Dar59]. La théorie darwinienne de l'évolution génétique est basée sur les observations des phénomènes suivants:

- L'évolution n'agit pas directement sur les êtres vivants, elle opère en réalité sur les chromosomes contenus dans leur ADN ;
- L'évolution présente deux composantes principales : la sélection et la reproduction ;
- La sélection garantit une reproduction plus fréquente des chromosomes des êtres vivants les plus robustes;
- La reproduction est la phase durant laquelle s'effectue l'évolution.

Ce qui n'était à l'origine qu'une théorie biologique est devenue entre les mains de pionniers comme Holland [Hol62] ou Bagley [Bag67], un outil d'optimisation mêlant informatique, mathématique et biologie. Holland [Hol75] pose les fondements théoriques des algorithmes, passant du paradigme de l'évolution naturelle à celui de l'évolution artificielle.

L'idée qui préside à ce changement de perspective est simple, puisque l'évolution semble être un moyen efficace pour favoriser l'émergence de solutions adaptées à un environnement complexe, pourquoi ne pas en simuler les processus pour trouver la solution globale à un problème d'optimisation donné ? En réalité, c'est l'essor de l'informatique qui a rendu cette méthode applicable. Ainsi, pour résoudre le problème considéré par la méthode des algorithmes génétiques, il suffit de générer une population de solutions potentielles qui, de manière virtuelle, évoluent et s'adaptent à l'environnement défini par les données du problème. Ces solutions sont représentées par l'équivalent digital d'un chromosome. C'est sur cet ADN digital que sont appliqués des opérateurs qui s'inspirent tout naturellement des opérateurs classiques de la biologie, que ce soient le croisement, la mutation ou la sélection.

Les algorithmes génétiques ou les algorithmes "évolutionnaires" au sens large sont utilisés dans un nombre considérable d'applications issues de domaines aussi variés que la gestion des réseaux de gazoducs [Gol87], la gestion du trafic aérien [All98] ou l'optimisation des réseaux de téléphonie mobile UMTS [Dre03].

IV.2. Définition

Un algorithme génétique recherche le ou les extrêmes d'une fonction définie sur un espace de données. Pour l'utiliser, on doit disposer des cinq éléments suivants :

- 1) Un principe de codage de l'élément de population. Cette étape associe à chacun des points de l'espace d'état une structure de données. Elle se place généralement après une phase de modélisation mathématique du problème traité.
- 2) Un mécanisme de génération de la population initiale. Ce mécanisme doit être capable de produire une population d'individus non homogène qui servira de base pour les générations futures. Le choix de la population initiale est important car il peut rendre plus ou moins rapide la convergence vers l'optimum global. Dans le cas où l'on ne connaît rien du problème à résoudre, il est essentiel que la population initiale soit répartie sur tout le domaine de recherche.
- 3) Une fonction d'évaluation de l'individu à optimiser.
- 4) Des opérateurs permettant de diversifier la population au cours des générations et d'explorer l'espace d'état.
- 5) Des paramètres de dimensionnement : Taille de la population, nombre total de générations ou critère d'arrêt, probabilités d'application des opérateurs de croisement et de mutation.

IV.3. Différentes étapes de l'algorithme génétique canonique

Dans les milieux naturels, la population se reproduit par générations successives et les individus en moyenne les plus adaptés ont une plus grande chance de survie. C'est l'effet de la sélection naturelle.

Les algorithmes génétiques dits "canoniques" qui s'inspirent de cette théorie consistent en une succession chronologique d'opérations élémentaires qui sont l'initialisation, l'évaluation, la sélection, le croisement et la mutation (Figure IV.1).

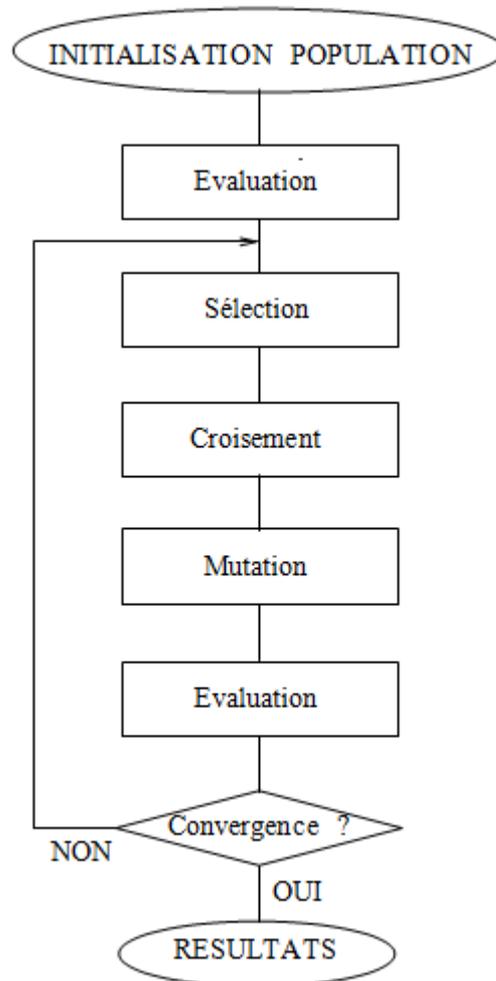


Figure IV.1. Organigramme d'un algorithme génétique canonique.

IV.4. Terminologie propre aux algorithmes génétiques

Avant d'aborder le fonctionnement d'un algorithme génétique, quelques définitions sont données.

- **Individu** : Dans le cadre d'un algorithme génétique canonique, l'individu (Figure IV.2) est réduit à son chromosome constitué d'un ensemble de variables. C'est une solution potentielle au problème que l'algorithme génétique traite.

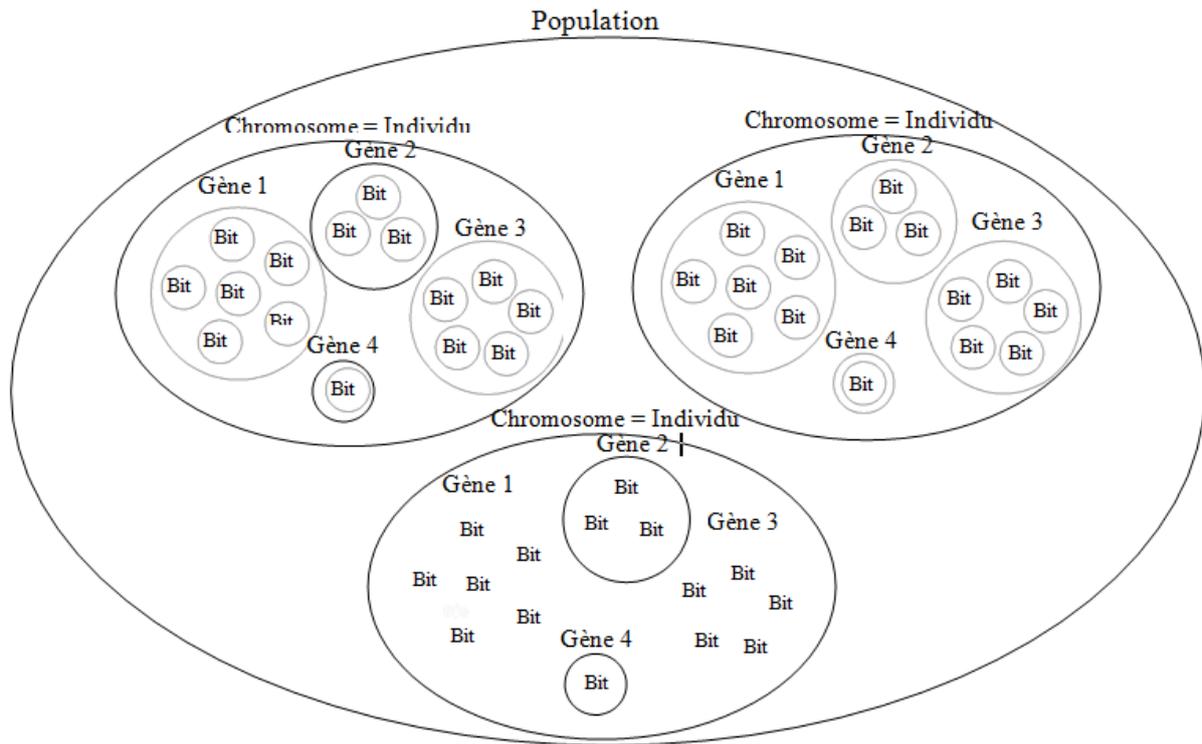


Figure IV.2. Structure d'une population constituée d'individus.

- **Chromosome** : un algorithme génétique canonique traite des individus constitués d'une seule séquence de gènes (voir Figure IV.3) appelée chromosome, alors que les organismes biologiques peuvent en avoir plusieurs. L'approche informatique idéalise le chromosome en le réduisant à un vecteur de gènes.

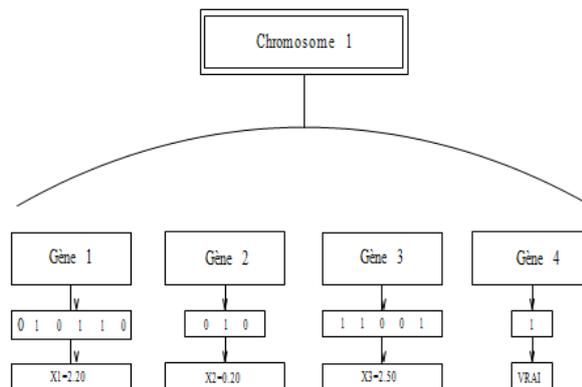


Figure IV.3. Structure d'un chromosome.

- **Gène** : c'est un segment de base de chromosome. Il caractérise la valeur d'une variable de la solution au problème que traite l'algorithme génétique.
- **Locus** : C'est la position du gène dans le chromosome.
- **Allèle** : C'est un symbole attaché à un gène. Alors que l'alphabet du code génétique naturel est composé des quatre lettres ATCG. On peut choisir n'importe quel alphabet pour un algorithme génétique. Toutefois, pour des raisons de commodité, un alphabet binaire est couramment utilisé. Pour un codage binaire, un allèle renvoie à "1" ou "0".
- **Population** : Ensemble d'individus artificiels ou naturels.
- **Mutation** : Changement aléatoire d'un allèle au cours de la phase de reproduction.
- **Croisement** : Echange de position entre des allèles de deux gènes de deux individus différents.
- **Reproduction** : duplication par croisement et mutation des chromosomes pour donner naissance à de nouveaux individus.
- **Fonction objectif** : fonction quantifiant les performances d'un objectif visé : masse minimum, résistance maximum, ...
- **Fonction d'adaptation ou fonction de performance** : fonction regroupant plusieurs fonctions objectives et quantifiant les performances d'un individu avec une valeur numérique.

IV.5. La forme d'un algorithme génétique [SR04]

- 1) Initialiser la population initiale P.
- 2) Évaluer P.
- 3) Tant que (Pas Convergence) faire :
 - a) P' = Sélection des Parents dans P
 - b) P' = Appliquer Opérateur de Croisement sur P'
 - c) P' = Appliquer Opérateur de Mutation sur P'
 - d) P = Remplacer les Anciens de P par leurs Descendants de P'

e) Évaluer P

Fin Tant Que

Dont les critères de convergence peuvent être de nature diverse, par exemple :

- Un taux minimum qu'on désire atteindre pour l'adaptation de la population au problème,
- Un certain temps de calcul à ne pas dépasser,
- Une combinaison de ces deux points.

IV.6. Description des différentes étapes de l'algorithme génétique canonique :

Afin d'illustrer le principe de fonctionnement d'un AGC, on considère dans la suite de ce chapitre que la fonction d'adaptation F est représentée par une fonction polynomiale telle que :

$$F(x) = -x^4 + 2x^2 \quad (\text{IV.1})$$

La Figure IV.4, pour laquelle le maximum x_{\max} est recherché.

L'AG se déroule alors suivant les étapes ci-dessous (Figure IV.4).

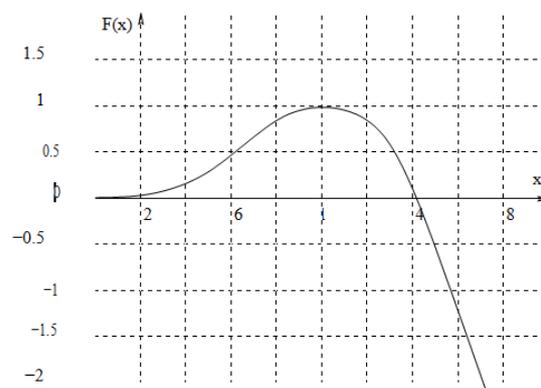


Figure IV.4. Fonction F (x).

IV.6.1. Initialisation de la population

Les individus de la population initiale sont contenus dans l'intervalle de définition de la variable. Par analogie avec la nature, ces individus représentés par leurs chromosomes sont ensuite codés en binaire.

Le procédé basique de codage des gènes des individus consiste à convertir en base de la valeur décimale de la variable.

En réalité, la population initiale est générée aléatoirement et directement en binaire. Pour créer ces nombres aléatoires, plusieurs algorithmes générateurs de nombres aléatoires peuvent être utilisés. Pour l'exemple, une population est générée dans un intervalle de solutions potentielles $[0, 2]$ avec une précision de $\varepsilon = 10^{-3}$.

Cette population initiale est rassemblée dans le Tableau IV.1.

Individus	Valeurs binaires des chromosomes	Valeurs décimales des chromosomes	$F(\bar{X}_i)$
\bar{X}_1	0 1 1 0 1 1 1 0 1 1 1	0.887	0.955
\bar{X}_2	0 1 0 1 0 1 1 0 1 0 1	0.693	0.730
\bar{X}_3	0 1 0 1 0 0 1 0 0 0 0	0.656	0.675
\bar{X}_4	1 0 0 1 1 1 1 1 0 1 1	1.275	0.609
\bar{X}_5	1 0 1 0 0 0 0 1 1 0 0	1.292	0.552
\bar{X}_6	1 0 1 0 0 0 1 1 0 0 1	1.305	0.506
\bar{X}_7	1 0 1 0 1 0 0 0 1 0 0	1.348	0.332
\bar{X}_8	0 0 0 1 1 1 0 0 1 0 1	0.229	0.102
\bar{X}_9	0 0 0 1 0 1 1 0 1 0 1	0.181	0.064
\bar{X}_{10}	0 0 0 1 0 0 0 0 1 0 0	0.132	0.035

Tableau.IV.1. Individus initialisés à l'intérieur de l'intervalle de solutions potentielles classés en fonction de leur adaptation.

IV.6.2. Évaluation des individus \bar{X}_i

La performance d'un individu i est évaluée par l'intermédiaire d'une fonction d'adaptation qui peut être analytique ou numérique. Le chromosome (représentant \bar{X}_i) donnant la plus grande valeur de $F(\bar{X}_i)$ est considéré comme le meilleur individu dans la population de départ, appelée génération 1.

L'évaluation des individus de la population nécessite au préalable le décodage de leurs gènes; c'est-à-dire l'établissement d'une table de correspondance entre les gènes codés en binaire et les valeurs décimales de ces variables (Tableau IV.1).

IV.6.3. Sélection

Les individus sont sélectionnés aléatoirement avec une probabilité proportionnelle à la valeur de leur fonction de performance. Ainsi, ceux qui sont considérés comme proches de l’optimum ont plus de chances d’être sélectionnés que les autres. S’ils sont retenus, ils contribuent à donner naissance aux individus du nouvel ensemble.

Pour définir cette proximité à l’optimum, une méthode basique a été proposée par J. Holland [Holland 75] pour définir la probabilité de sélection notée $P_s(\vec{x}_i)$:

$$P_s(\vec{x}_i) = \frac{F(\vec{x}_i)}{\sum_{j=1}^u F(\vec{x}_j)}$$

Avec :

- \vec{x}_i : Chromosome de l’individu (i) ;
- P_s : Valeur de la probabilité de sélection ;
- $F(\vec{x}_i)$: adaptation de l’individu (i) ;
- u : Taille de la population.

Pendant cette phase de sélection des individus pour la reproduction, la population est balayée plusieurs fois jusqu’à ce qu’il y ait autant d’individus sélectionnés que d’individus dans la population initiale. Ainsi, le même individu peut être sélectionné plusieurs fois (surtout les meilleurs), comme le montre le Tableau IV.2.

Individus	Chromosomes	$F(\vec{X}_i)$
\vec{X}_1	0 1 1 0 1 1 1 0 1 1 1	0.955
\vec{X}_2	0 1 1 0 1 1 1 0 1 1 1	0.955
\vec{X}_3	0 1 1 0 1 1 1 0 1 1 1	0.955
\vec{X}_4	0 1 0 1 0 1 1 0 1 0 1	0.730

$\overline{X_5}$	0 1 0 1 0 1 1 0 1 0 1	0.730
$\overline{X_6}$	0 1 0 1 0 0 1 0 0 0 0	0.675
$\overline{X_7}$	1 0 0 1 1 1 1 1 0 1 1	0.609
$\overline{X_8}$	1 0 1 0 0 0 0 1 1 0 0	0.506
$\overline{X_9}$	1 0 1 0 0 0 0 1 1 0 0	0.506
$\overline{X_{10}}$	0 0 0 1 1 1 0 0 1 0 1	0.102

Tableau.IV.2. Individus sélectionnés parmi les meilleurs de la population.

On trouve essentiellement quatre types de méthodes de sélection différentes :

- La méthode de la "loterie biaisée" (roulette wheel) de Goldberg,
- La méthode "élitiste",
- La sélection par tournois,
- La sélection universelle stochastique.

Dans notre étude, on utilise la méthode de la "loterie biaisée" (roulette wheel) de Goldberg (Figure IV.5), la plus connue et la plus utilisée [SR04].

Avec cette méthode, chaque individu a une chance d'être sélectionné proportionnelle à sa performance, donc plus les individus sont adaptés au problème, plus ils ont de chances d'être sélectionnés.

Pour utiliser l'image de la "roue du forain", chaque individu se voit attribué un secteur dont l'angle est proportionnel à son adaptation et sa "fitness".

On fait tourner la roue et quand elle cesse de tourner on sélectionne l'individu correspondant au secteur désigné par une sorte de "curseur" qui pointe sur un secteur particulier de celle-ci après qu'elle se soit arrêté de tourner.

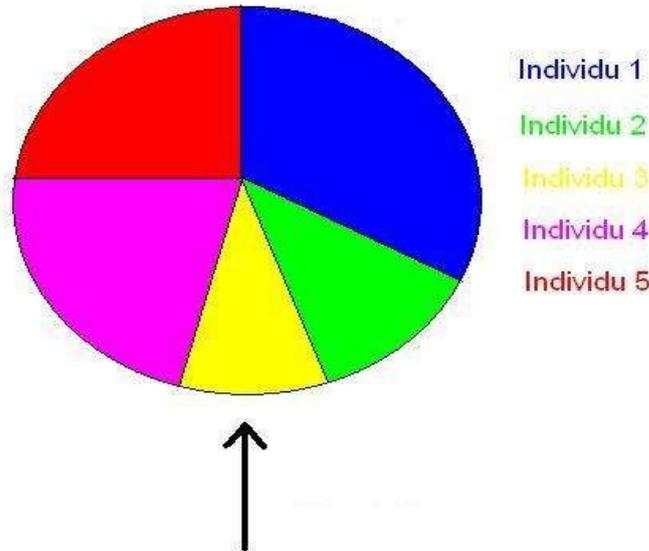


Figure IV.5. La méthode de sélection de la loterie biaisée

IV.6.4. Croisement

Les individus sélectionnés sont ensuite combinés pour donner naissance à de nouveaux individus grâce au croisement génétique. Le croisement génétique consiste à permuter les segments de chromosomes de deux individus à partir d'un même point dont la position est choisie aléatoirement (Figure IV.6).

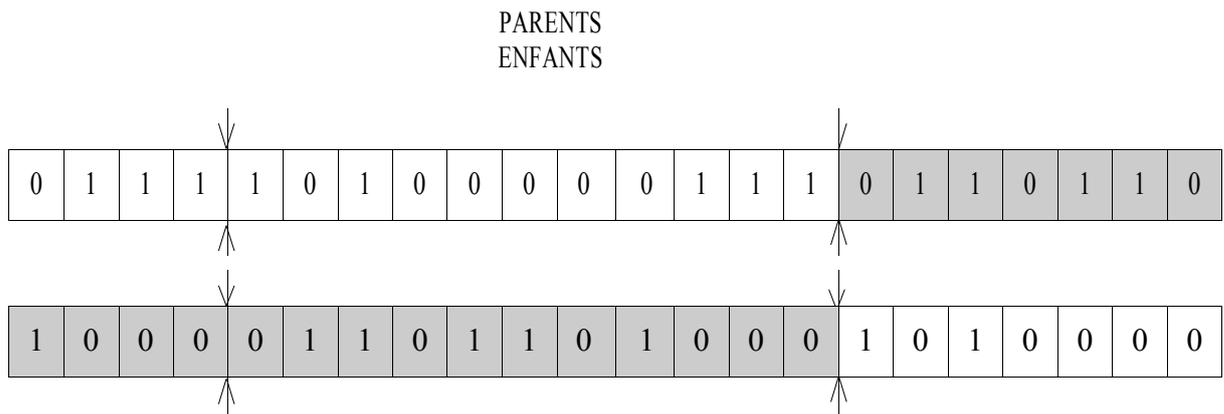


Figure IV. 6. Croisement en un point.

IV.6.5. Mutation

Après le croisement, quelques individus enfants sont sélectionnés avec une très faible probabilité (quelques %) pour subir une mutation. L'opération de mutation consiste à changer aléatoirement l'un des bits du chromosome.

Le but de la mutation est de préserver la capacité de l'AG à trouver de nouvelles bonnes solutions en gardant une certaine diversité génétique dans la population [Le Riche 94]. En effet, du fait de la sélection, toute la nouvelle population tend vers le meilleur individu connu et les individus ayant une faible performance ne sont pas transmis à la génération suivante. Le problème est qu'une fois la population quasi uniforme, le croisement perd sa capacité de créer de nouveaux individus. De ce fait, il y a un risque de convergence prématurée de l'algorithme vers un minimum local.

La mutation a donc pour but de maintenir une certaine variabilité dans la reproduction des individus. En effet, il existe dans la nature-même cette variabilité qui permet aux êtres vivants de pouvoir s'adapter, au fil des générations, à toute variation ou modification de leur milieu extérieur, ceci en plus de la mutation naturelle due à des erreurs de duplication des chromosomes.

Dans l'AGC, la mutation a pour but d'éviter les pièges des minimums locaux. Elle se traduit concrètement par l'inversion d'un bit ($1 \rightarrow 0$ et $0 \rightarrow 1$) de locus aléatoire d'un individu choisi au hasard (Figure IV.7).

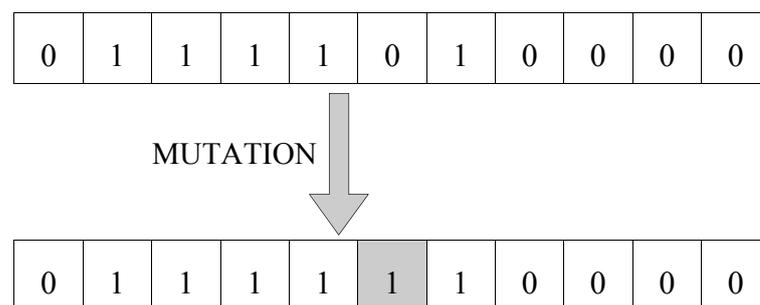


Figure IV. 7. Mutation d'un gène.

IV.6.6. Critère d'arrêt

Après ces diverses opérations génétiques, un nouvel ensemble de variables \bar{X}_t est obtenu. A ces nouveaux individus \bar{X}_t , la fonction d'adaptation F est appliquée pour déterminer le maximum. L'AG travaille par générations successives jusqu'à ce qu'un critère d'arrêt soit vérifié.

Ce critère d'arrêt peut être de nature diverse :

- La t ème génération est atteinte;
- Le meilleur élément de la dernière génération a atteint un seuil de qualité fixé au départ ;
- Aucune évolution du meilleur individu n'est perceptible après un nombre donné de générations.

L'optimum de F donnant la valeur maximale à cette fonction est égal à 1 (voir Figure IV.8). Le Tableau 1.3 donne les meilleures solutions trouvées par l'AG au cours des différentes générations. Ainsi, à travers cet exemple, on a montré que l'AGC était capable de retrouver très simplement l'extremum d'une fonction d'adaptation de forme polynomiale.

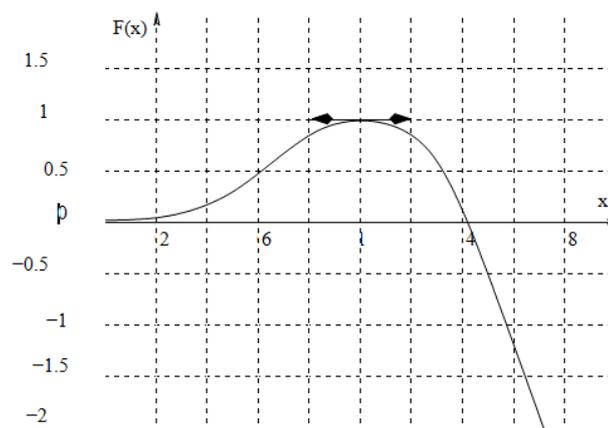


Figure IV. 8. Optimum de la fonction F .

Individus	Chromosomes	$F(\bar{X}_i)$
\bar{X}_1	0 1 1 1 1 1 0 0 0 1 1	1.000
\bar{X}_2	0 1 1 1 1 1 0 0 0 1 1	1.000
\bar{X}_3	0 1 1 1 1 1 0 0 0 1 1	1.000
\bar{X}_4	0 1 1 1 1 1 0 0 0 1 1	1.000
\bar{X}_5	0 1 1 1 1 1 1 0 0 1 1	1.000
\bar{X}_6	0 1 1 1 1 1 1 0 0 0 1	0.998
\bar{X}_7	0 1 1 1 0 1 1 0 0 0 1	0.989
\bar{X}_8	0 1 1 0 1 1 1 0 0 0 1	0.950
\bar{X}_9	0 0 1 1 1 1 0 0 0 0 1	0.409
\bar{X}_{10}	0 0 1 1 1 1 0 0 0 0 1	0.409

Tableau .IV.3. Convergence des individus vers la meilleure solution de l'algorithme.

IV.7. Les variantes du modèle génétique

IV.7.1. L'algorithme génétique canonique

Cet algorithme reste proche de l'algorithme génétique standard AGS sauf que la sélection se fait sur les descendants et leurs parents après la reproduction. La reproduction se fait sur des individus issus de la phase dite de clonage (Figure IV.9).

Il s'agit d'une stratégie élitiste puisqu'elle conserve dans la population, d'une génération à l'autre, au moins l'individu ayant la meilleure adaptation. Il apparaît qu'une telle stratégie améliore considérablement les performances de l'AG pour certaines classes de fonctions, mais s'avère décevante pour d'autres classes, en augmentant les taux de convergence prématurés.

En fait, une stratégie élitiste favorise l'exploitation des meilleures solutions, se traduisant par une recherche locale accentuée, au détriment de l'exploration de l'espace des génotypes.

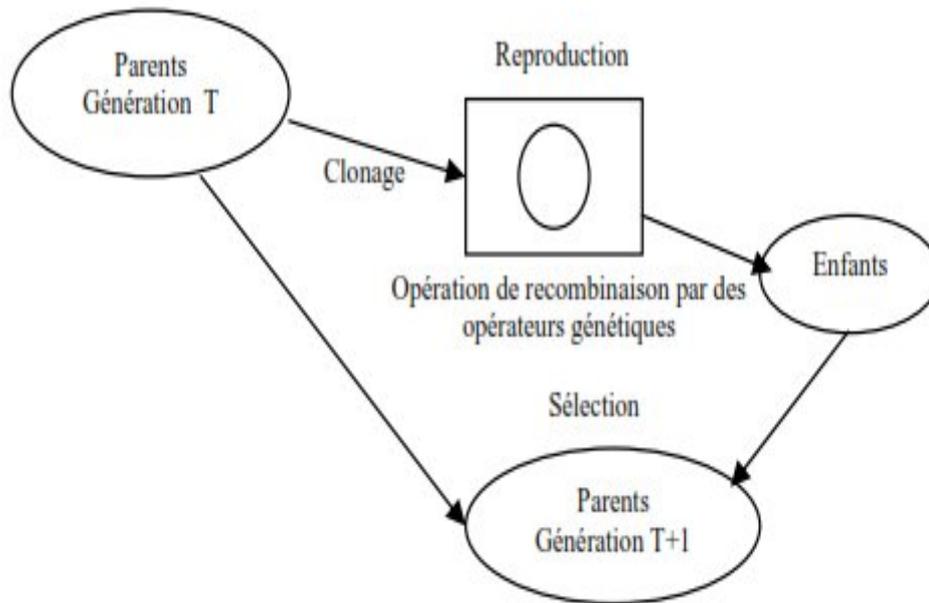


Figure IV. 9. Principe de l’algorithme canonique.

IV.7.2. L’algorithme génétique modifié

L’algorithme génétique modifié AG-mod est un AGS modifié. La modification par rapport à l’AGS est que dans l’AG-mod, nous sélectionnerons indépendamment r chromosomes (pas nécessairement distincts) pour la reproduction et r chromosomes (distincts) pour mourir. Ces sélections sont faites selon l’aptitude relative des individus : un individu avec une meilleure performance a plus de chance d’être sélectionné pour la reproduction ; les individus avec des performances en dessous de la moyenne ont plus de chance à être sélectionnés pour mourir.

Une nouvelle population est formée, consistant en $N-r$ individus (tous les individus sauf ceux sélectionnés pour mourir) et r progénitures des r parents.

Évidemment, la sélection est exécutée de telle manière que les chromosomes les plus forts aient le moins de chance possible de mourir. Une des idées de l’AG-mod est une meilleure utilisation de la ressource disponible d’emmagasiner : la taille de la population.

A noter que pour toutes les variantes des AGs, les paramètres génétiques sont déjà fixés ; et deux exécutions successives de l'algorithme avec les mêmes paramètres peuvent converger vers des optima différents.

IV.8. Les paramètres d'un AG

IV.8.1. La taille de la population

Les conditions de convergence changent avec la taille de la population, lorsque celle-ci est grande, sa diversité augmente ce qui diminue la convergence vers un optimum local, le temps d'exécution de chaque génération augmente, la recherche risque de s'effectuer d'une façon redondante et l'efficacité de l'algorithme est globalement affectée.

Par contre, si la taille de la population est petite, alors la probabilité de s'attarder sur des minima locaux est grande. La taille selon le cas se situe entre 25 et 100.

IV.8.2. Le taux de croisement

Il détermine la proportion des individus qui sont croisés parmi ceux qui remplaceront l'ancienne génération. L'opérateur de croisement est appliqué avec une probabilité P_c , et plus cette valeur est élevée plus de nouvelles structures (individus) sont introduites dans la nouvelle génération, les structures performantes sont trop fréquemment détruites. Par contre, si ce taux est trop bas, la population n'évolue pas assez vite. En général, P_c varie entre 0.25 et 0.70.

IV.8.3. Le taux de mutation

L'opérateur de mutation est appliqué avec une probabilité P_m ; si ce taux est grand alors la recherche devient purement aléatoire, la population est diversifiée et l'AG perd de son efficacité. Si au contraire ce taux est faible, la population est moins diversifiée et en plus il y a risque de stagnation. Des études empiriques conseillent pour l'obtention de bons résultats une fréquence qui se situe autour d'une mutation tous les 1000 bits.

A noter que ces paramètres dépendent étroitement du type de problème à résoudre.

IV.8.4. Le fossé des générations

K. DE JONG (Syswerda, 1989) a proposé de ne pas remplacer l'ensemble de la population à chaque génération et pour cela, il a introduit la notion d'écart entre les générations, un nombre compris entre 0 et 1 qui indique la proportion de parents qui sont remplacés par leurs descendants. Si ce taux est à 1, l'ensemble de la population est remplacé.

IV.9. Comparatif entre les AG et les algorithmes classiques d'optimisation

Les algorithmes génétiques présentent à certains égards des avantages notables par rapport aux algorithmes classiques d'optimisation.

Les principaux avantages sont les suivants :

1. Le parallélisme : les AG travaillent sur une population qui constitue un ensemble de solutions possibles.

La méthode de recherche est globale et distribuée dans tout l'espace de recherche, contrairement aux autres méthodes déterministes (méthode du gradient par exemple) où l'optimisation se fait à partir d'un seul point.

2. La possibilité de manipuler des entités arbitraires : les entités manipulées sur lesquelles il est possible de définir la mutation et le croisement ne sont pas forcément numériques. Elles peuvent être logiques ou booléennes.

3. L'utilisation d'informations minimales : les AG ne requièrent que l'évaluation de la fonction d'adaptation.

Ils ne reposent sur aucune autre grandeur comme les dérivées ou hypothèse (continuité, dérivabilité, . . .).

4. L'équilibre entre exploration et exploitation : les AG permettent, en jouant sur les coefficients de croisement et de mutation, de préserver l'équilibre entre exploration et exploitation. Cependant, cet équilibre est difficile à atteindre et à préserver en particulier avec la sélection basée sur la relation IV.2.

5. La possibilité de chercher des solutions dans un domaine discret : la solution du problème peut être recherchée dans un tableau de variables prédéfinies.

6. La prise en compte directe des contraintes de domaine de solutions possibles : contrairement aux autres méthodes d'optimisation, les AG prennent en compte directement les contraintes de domaine dans le codage des gènes des individus. En effet, les gènes des individus sont codés dans un intervalle bien défini.

7. La possibilité de couplage avec d'autres optimiseurs ou heuristiques (méta-optimiseurs).

8. La possibilité de les spécialiser.

En contrepartie, les AG présentent les inconvénients suivants :

1. Le temps de calcul peut être élevé : le temps de calcul nécessaire est proportionnel à la taille de la population et à la nature de la fonction d'adaptation.
2. Les solutions finales peuvent ne pas être obtenues avec une grande précision.
3. Les fonctions de contraintes autres que les restrictions aux domaines de solutions possibles ne sont pas toujours faciles à prendre en compte dans un AG. Il est souvent nécessaire de définir des fonctions de pénalité à ajouter aux fonctions d'adaptation.

IV.10. Conclusion

Au cours de ce chapitre, un algorithme d'optimisation basé sur les principes des algorithmes génétiques a été présenté afin de nous permettre de spécifier les types de variables qu'on va utiliser, le nombre de notre population initiale, l'ensemble des opérations de base : sélection, reproduction, croisement et mutation, dans notre modélisation ainsi que l'aspect évolutionnaire qu'on va utiliser pour une optimisation qui est le cas de la plupart des travaux portés sur les nano-composites.

Introduction

Aujourd'hui, l'utilisation massive de matériaux polymères est attribuée à leur extraordinaire combinaison de propriétés, le faible poids et la facilité de traitement. Toutefois, pour l'amélioration de certaines propriétés telles que la stabilité thermique et mécanique, un grand nombre d'additifs ont été ajoutés à matrice polymère et composite à matrice polymère formé [MG06] et [HK09].

Un matériau composite est défini comme une combinaison de deux ou plusieurs matériaux avec des propriétés physiques et chimiques et une interface distincte. Les matériaux composites ont une plage magnifique et différente des applications. Les avantages importants des matériaux composites sont la rigidité spécifique très élevée, haute dureté, résistance à la corrosion, une faible densité et l'isolation thermique [MG06] et [HP06].

Dans la plupart des matériaux composites, une phase est généralement continue, appelée la matrice et l'autre phase est appelée phase dispersée. Sur la base de la nature des matrices, les composites peuvent être classés en quatre grandes catégories:

1. Polymère composite à matrice
2. Composite à matrice métallique
3. Composite à matrice céramique
4. Composite à matrice carbone [Gra02], [RDL00] et [Rat05].

Matrice polymère composite peut être traitée à une température beaucoup plus faible, par rapport au autre composite. Selon les types de matrices polymères, les composites à matrice polymère sont classés comme des composites thermodurcissables et composites thermoplastiques [Rat05] et [SDD09].

Pour améliorer les propriétés des matériaux composites, les scientifiques ont basés leurs recherches sur les composites avec des charges de dimension plus petite, conduisant à l'élaboration de micro composites et la tendance récente dans la recherche de nouveaux composites sont les nanocomposites.

Nanocomposites se réfèrent à des composites dans lesquels une phase a une morphologie échelle nanométrique comme nanoparticules, les nanotubes ou nanostructures lamellaires, est ajoutée. [MG06] et [FZ05].

L'amélioration des propriétés par l'ajout de particules, peut être réalisée lorsque:

- a. L'interaction est suffisamment entre les nanoparticules et la matrice
- b. La dispersion des particules au sein de la matrice est bonne.

Dans les nanocomposites, des liaisons covalentes, ioniques, Vander Waals et hydrogène pourraient exister entre la matrice et les composants de remplissage [HP06] et [Rat05].

Une des classifications est basée sur la morphologie tridimensionnelle du nanomatériau.

1. Zéro dimension nanomatériau comme nanoparticule [NDF09] et [SDD09].
2. Une dimension nanomatériau telles que nanofil et nanotube [SBD09]
3. Deux dimensions nanomatériau comme couches de silicate
4. Trois dimensions nanomatériau comme zéolites [Sal09] et [SSGN07].

Une classification basée sur ce genre de procédure de synthèse :

1. L'incorporation directe à l'échelle nanométrique dans une masse fondue ou une solution de polymère, telles que l'addition de plusieurs types d'oxyde métallique et hydroxyde au matrice polymère [FZ05].
2. Dans la génération in situ des blocs de construction nanométriques dans une matrice de polymère (réduction des ions métalliques dans une matrice polymère) [FZ05].

Dans cette étude, nous utilisons les résultats expérimentaux sur les nanocomposites époxy graphite trouvés par Asma yasmine [AJD06] pour valider notre approche génétique.

V.1. Les techniques de transformation

Un certain nombre de techniques ont été utilisées pour traiter les EG / époxy nanocomposites.

Ces techniques de fabrication sont présentées par Asmaa yasmine [AJD06]

V.1.1. Mélange direct

L'EG a été ajouté au durcisseur en raison de sa faible viscosité et agité en continu au moyen d'un agitateur magnétique à température ambiante pendant une journée. DGEBA a ensuite été ajouté et agité pendant 2 h sur une plaque chauffante à 60 ° C. Un accélérateur a été ajouté à la solution à température ambiante et agité pendant 0,5 h avec agitation lente suivie par dégazage du jour au lendemain. La solution a été coulée dans un moule en téflon préparé conformément à la norme ASTM D638-99. Les éprouvettes de traction ont 165 mm de long et de 2,5 mm d'épaisseur avec une longueur de jauge de 50 mm et une largeur de 13 mm. Le moule est ensuite placé dans un four à chaud et le spécimen durci à 148° C pendant 1 h.

V.1.2. Mélange Sonication

L'EG est d'abord été soumis à des ultrasons dans un bain d'acétone pendant 5 h et agité sur une plaque chauffante en utilisant un agitateur magnétique jusqu'à ce que toute l'acétone a été évaporée. Une telle technique de traitement par ultrasons produit des nanofeuillets graphite. Plus tard, les nanofeuillets graphite ont été ajoutés à DGEBA et mélangés avec un agitateur magnétique pendant 3 h. Ensuite, durcisseur et on agite pendant 2h. Enfin, un accélérateur a été ajouté et la solution a été dégazée pendant la nuit. Ensuite la solution a été coulée et durci comme décrit précédemment pour le mélange direct. Si par ailleurs pas indiqué, les résultats de sonication mélange venus de nanocomposites traitées par cette technique.

Dans un autre essai, DGEBA a été ajouté au bain d'acétone et de graphite nanofeuillets ultrasons pendant 0,5 à 5 h pour observer l'effet du mélange sonication par rapport à agitateur magnétique de mélange. La solution est ensuite chauffé et

agité sur une plaque chaude à environ 60 ° C jusqu'à ce que tout l'acétone a disparu suivie par un traitement tel que discuté ci-dessus.

V.1.3. Mélange par cisaillement

Traitement des nanocomposites par cisaillement de mélange a été décrit par plusieurs procédés [MAB12]. Dans la présente étude, EG a été utilisé comme armature à la place des particules de nanoargile. La résine époxy (DGEBA) a d'abord été placée entre l'alimentation et des rouleaux de centre. Une fois les rouleaux commencé à se déplacer, le EG a été étendue progressivement sur la résine pour obtenir le maximum de contact avec les rouleaux. Au début, la solution est très visqueuse et non miscible.

Cependant, avec un mélange continu, on obtient une solution homogène, brillante, miscible et moins visqueuse. Cette combinaison a été effectuée à une température ambiante pendant 2 h, avec une vitesse de rotation de 500 tours par minute. Le produit final est ensuite collecté et mélangé avec le durcisseur à 60 ° C pendant 1 heure sur une plaque chauffante. Après l'ajout d'accélérateur, on le mélangé pendant quelques minutes, la solution a été laissée toute la nuit pour dégazage. En final, la solution obtenue a été coulée et durcie comme décrit dans la technique de fabrication par mélange direct.

V.1.4. Combinaison mélange par sonication et cisaillement

Dans cette méthode, une solution de DGEBA et nanofeuillets graphite a été d'abord traitée par le mélange par sonication et suivie d'un mélange par cisaillement, tel que décrit ci-dessus. Ce procédé combiné obtient les avantages des deux techniques de mélange précitées.

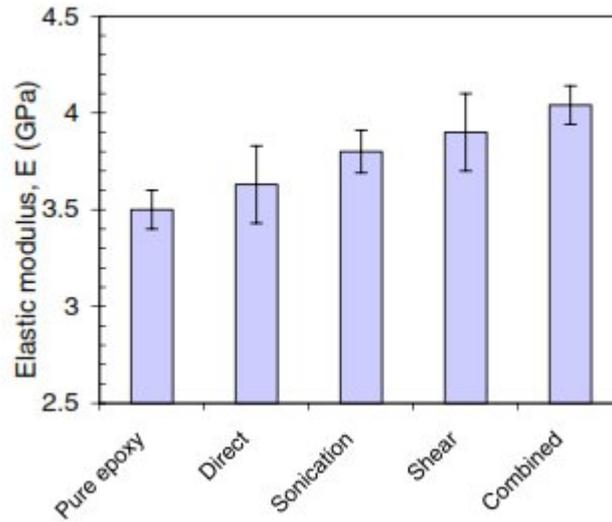


Figure V. 1. Variation du module d'élasticité pour 1% EG/epoxy nanocomposites

V.2. Rappel sur des modèles analytiques

V.2.1. Modèle Basé sur l'approche statistique

Lorsque la contrainte est uniforme, l'endommagement de la matrice est donné par la formule (V.1) Weibull [17]:

$$D_m = 1 - \exp \left\{ -V_m \left[\frac{\sigma + \sigma_m^T}{\sigma_{0m}} \right]^{m_m} \right\} \quad (\text{V.1})$$

Avec:

σ : Contrainte appliquée;

σ_m^T : Stress thermique;

V_m : Volume de la matrice;

σ_{0m} et m_m : Paramètres de Weibull.

Après la création d'un crack, un fragment de longueur L donnera lieu à deux fragments de taille $L_1 = L$ et $L_2 = X * L * (1-X)$, (X étant un nombre aléatoire compris entre 0 et 1).

A chaque fissure jusqu'à une fibre, une longueur de décohésion fibre-matrice $2L$ se produira avec une baisse corollaire de la création d'une nouvelle fissure en partie,

parce que la matrice est déchargée. A chaque rajout de contrainte, la fissure est calculée. Tous bloc qui cassent atteint 0,5 et donnera lieu à des nouvelles fissures.

Une fibre cassée est libéré sur toute sa longueur de Lissart [Lis97] et [Leb96]. C'est-à-dire qu'il ne peut pas briser une fois. La rupture fait suite à une loi similaire à celle décrite pour la matrice [MAB12].

$$D_f = 1 - \exp \left\{ - A_f * L_{equi} * \left[\frac{\sigma_{max}^f}{\sigma_{0f}} \right]^{m_f} \right\} \quad (V.2)$$

Avec:

σ_{max}^f : La contrainte maximale appliquée

L_{equi} : Longueur des fibres aurait la même fissure d'une manière cohérente.

V.2.2 Modélisation de l'interface

D_{12} et D_{22} sont les variables internes des dégâts.

avec :

D_{12} : Le cisaillement.

D_{22} : Pour obtenir une adhérence transversale.

Une fois l'énergie de déformation élastique établis est endommagé, les deux variables $Y_{D_{12}}$ et $Y_{D_{22}}$, les variables d'endommagement D_{12} et D_{22} et les variables d'évolution (mouvement ?):

$$Y_{eq} = \sqrt{Y_{D_{12}} + bY_{D_{22}}}$$

Lois d'endommagement sont :

$$\begin{cases} \delta_{12} = f_i(Y_{\delta_{12}}) \\ \delta_{22} = h(Y_{\delta_{22}}) \end{cases} \quad (V.3)$$

L'interface a un comportement:

- Linéaire élastique fragile traction transversale,

- Cisaillement avec endommagement élastique.

Deux nouvelles variables sont introduites dans l'endommagement δ_{12} et δ_{22} . De la même façon que la matrice, l'énergie de déformation élastique et les variables d'endommagement associées D_{12} et D_{22} , sont définis avec les lois d'évolution (transformation ?).

Pour une seule fibre entourée de matrice, de nombreuses solutions analytiques ont été proposées. L'un des premiers, que de Cox [Cox52], donne la forme de la contrainte de cisaillement tous le long de la longueur de la fibre :

$$\tau = \frac{E_f a \varepsilon}{2} \beta \operatorname{th} \left(\beta \frac{l}{2} \right) \quad (\text{V.4})$$

Pour simplifier le calcul, on pose:

$$\beta^2 = \frac{2G_m}{E_f r_f^2 \ln\left(\frac{R}{r_f}\right)}$$

Avec :

- G_m : Module de cisaillement de la matrice;
- E_f : Module de Young de la fibre;
- ε : Déformation;
- a : Rayon de la fibre;
- r : Distance entre les fibres;
- τ : Contrainte de cisaillement de l'interface.

V.3. L'endommagement de l'interface (D)

Le Maître J. LEM [LC88] considère un solide endommagé dans lequel un élément de volume fini une encoche suffisamment grande par rapport à des hétérogénéités est défini comme suit:

- S: Surface élément de volume représentatif identifié par sa norme n,
- Se: Zone de résistance efficace.

Si ($Se < S$) et Sd: zone endommagée $Sd = S - Se$

La mesure mécanique des endommagements locaux par rapport à n est alors caractérisé par $D = Sd / S$

- Si $D = 0$: le matériau est vierge ou pas endommagé [LL03], [LL01] et [LAL00].
- Si $D = 1$: l'élément de volume est divisé en deux parties tout le long du plan n normalisé,
- Si $0 < D < 1$: D caractérise l'état d'endommagement défini, le comportement élastique macroscopique du matériau endommagé peut être calculée en utilisant D grâce à la rigidité [BPG06], [KDTM12], [KCS10] et [LL03].

V.4. La simulation numérique par AG

V.4.1. Développement

Le travail est d'optimiser l'endommagement en cisaillement de l'interface fibre-matrice des nanocomposites époxy graphite avec la variation du module d'élasticité dans les trois techniques de fabrication réalisées par Asmaa yasmine [AJD06] (mélange direct, le mélange ultrasons et mélange en cisaillement). Pour cela, nous avons choisi d'utiliser une optimisation génétique en utilisant le résultat trouvés par Yasmine pour $E = 3,6$, $E = 3,7$ et $E = 3,9$ GPa et un ensemble d'outils mathématiques et analytiques définis par les modèle de Cox et la théorème de Weibull.

L'évaluation de chaque génération est effectuée par une fonction objective basée sur le modèle de Cox, qui comprend toutes les variables définies au début de l'algorithme (propriétés mécaniques de chaque composant du composite, le module d'Young, ...). et à chaque valeur du module d'élasticité on va calculé l'endommagement en cisaillement de l'interface sur toute la longueur de la fibre.

V.4.2. L'organigramme

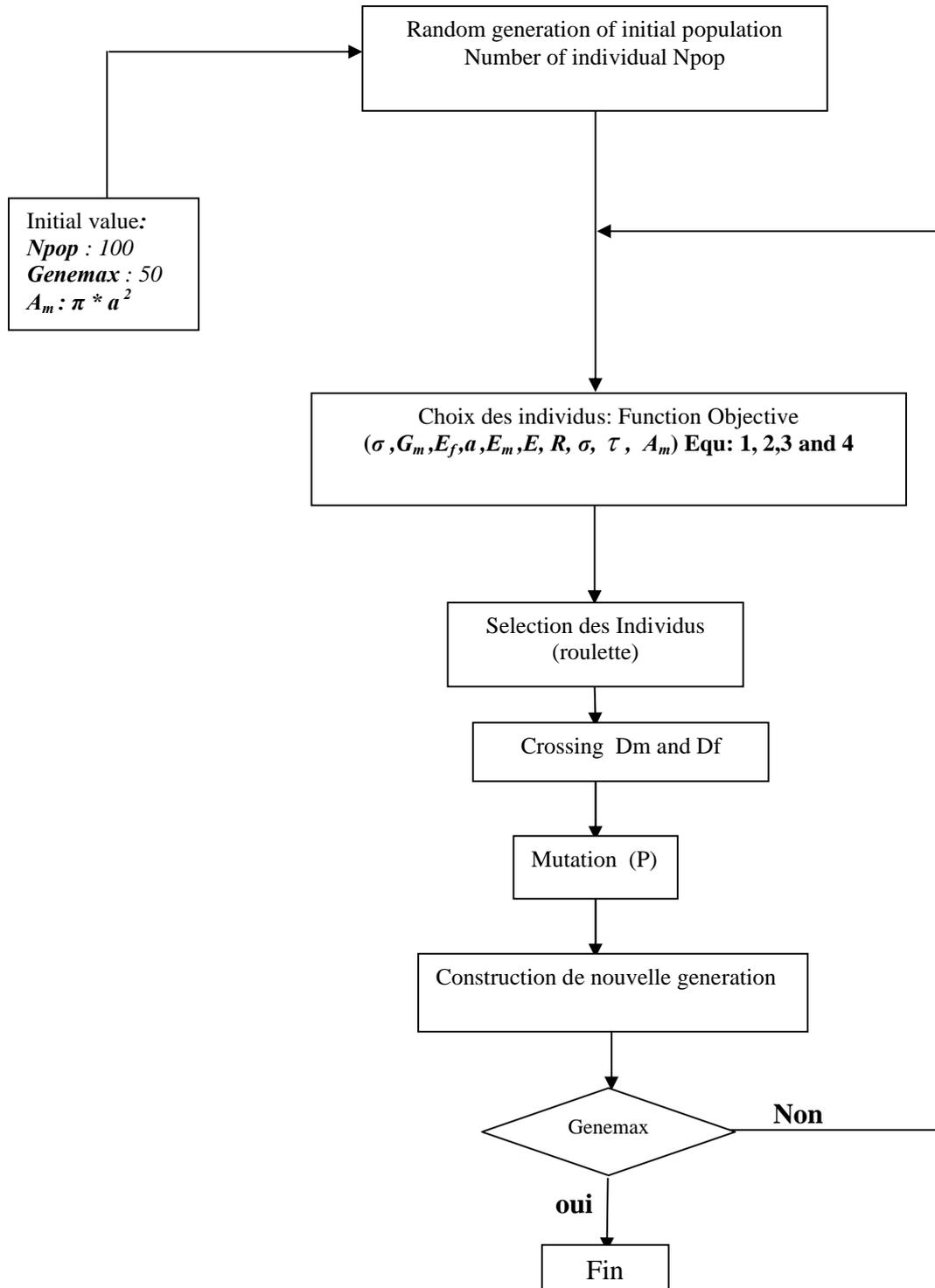


Figure V.2. L'organigramme de l'algorithme génétique

V.5. Les résultats de simulation

Un calcul a été effectué sur deux types de matériaux composites époxy purs et nanocomposites époxy graphite. Nous calculons l'endommagement en cisaillement à l'interface d'époxy pur ($E = 3,5$ AMP) et de nanocomposites époxy graphite, ($E = 3,6$ GPA (mélange direct), $E = 3,7$ GPA (ultrasons mélange) et $E = 3,9$ GPA (mélange de cisaillement)). Les figures V.3, V.4, V.5 et V.6 montrent respectivement pour chaque valeur de E , le niveau de l'endommagement à l'interface d'époxy pure et nanocomposites époxy graphite:

Les figures V.3 montrent que l'endommagement à l'interface "D" commence à 0,3 pour $E = 3,5$ (époxy pure), puis augmente jusqu'à une valeur maximale de 0,6, on note la présence d'une symétrie de l'endommagement à l'interface. Cet endommagement est nul au centre de la fibre et dense au niveau des extrémités.

Les figures V.4 montrent que l'endommagement à l'interface "D" commence à 0,25 pour $E = 3,6$ (graphite-époxy / mélange direct), puis augmente jusqu'à une valeur maximale de 0,5, on note la présence d'une symétrie de l'endommagement à l'interface. Cet endommagement est nul au centre de la fibre et dense au niveau des extrémités.

Les figures V.5 montrent que l'endommagement à l'interface "D" commence à 0,2 pour $E = 3,7$ (graphite époxy / ultrasons de mélange), puis augmente jusqu'à une valeur maximale de 0,4, on note la présence d'une symétrie de l'endommagement à l'interface. Cet endommagement est nul au centre de la fibre et dense au niveau des extrémités.

Les figures V.6 montrent que l'endommagement à l'interface "D" commence à 0,1 pour $E = 3,9$ (époxy graphite / cisaillement de mélange), puis augmente jusqu'à une valeur maximale de 0,3, on note la présence d'une symétrie de l'endommagement à l'interface. Cet endommagement est nul au centre de la fibre et dense au niveau des extrémités.

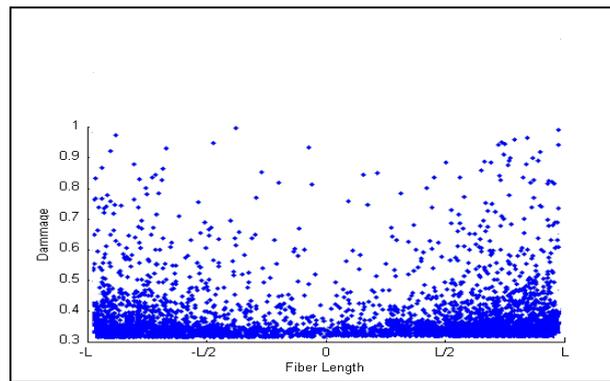
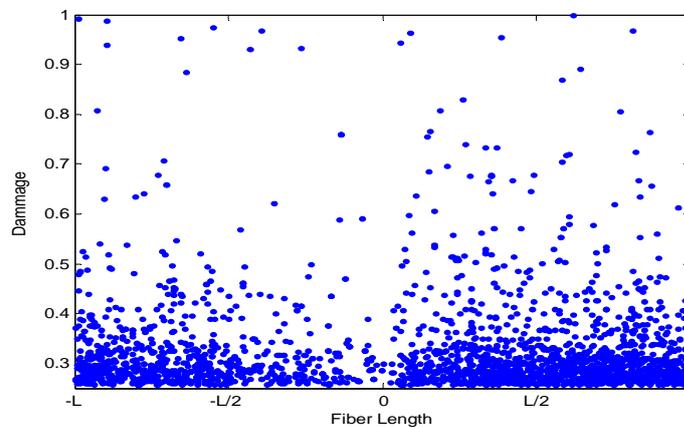


Figure V.3. Niveau d'endommagement du cisaillement à l'interface d'un époxy pur ($E=3,5$)



*Figure V.4. Niveau d'endommagement **du cisaillement** à l'interface d'un graphite / époxy nanocomposites ($E= 3,6$)*

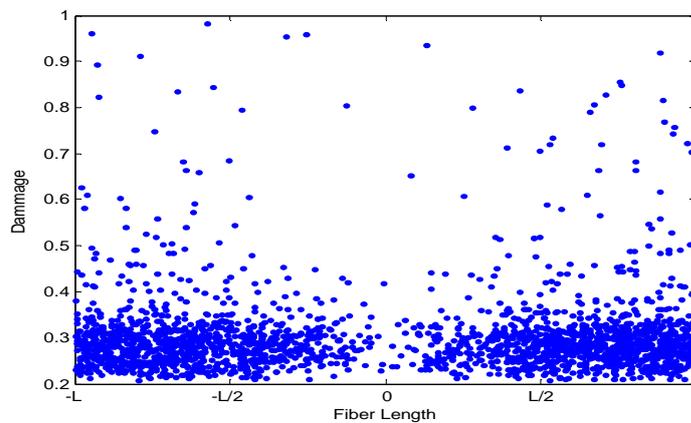


Figure V.5. Niveau d'endommagement du cisaillement à l'interface d'un graphite / époxy nanocomposites ($E = 3,7$)

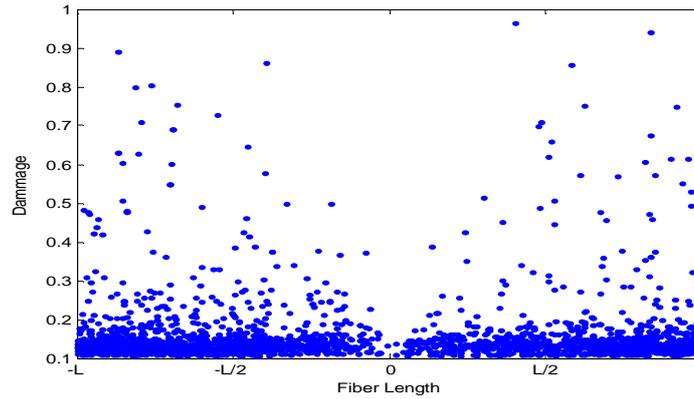


Figure V.6. Niveau d'endommagement de cisaillement à l'interface d'un graphite / époxy nanocomposites ($E = 3,9$)

V.6. Conclusion

Les résultats trouvés après calcul génétique, montrent que le niveau d'endommagement est lié à la nature du matériau utilisé, le nanocomposite présente une plus grande résistance aux contraintes mécaniques, l'endommagement à l'interface des nano-composites est insignifiant par rapport à l'endommagement de l'interface des matériaux composites, les résultats trouvés par approche génétique, a montré que le graphite-époxy est plus résistant que l'époxy pur, les valeurs trouvées pour le graphite époxy sont très inférieure à celle de l'époxy pur. Nous pouvons donc dire que le modèle a bien fonctionné par rapport au phénomène d'endommagement pour les matériaux composites et les nano-composites. Il serait intéressant de voir l'effet de la contrainte thermique de l'endommagement à l'interface des nanocomposites à matrice polymère.

CONCLUSION GENERALE

En conclusion générale, nous rappelons que les matériaux étudiés sont le graphite-epoxy/nano-composite et le composite T300/914, le calcul mise en œuvre a été basé sur un algorithme génétique, les résultats montrent que le niveau de l'endommagement de l'interface est lié au renforcement de la matrice par des nano-objets, pour les deux matériaux étudiés. La simulation numérique mise en œuvre montre, aussi, une concordance avec le comportement réel des matériaux étudiés. Les résultats de cette simulation numérique font ressortir également que le Graphite-epoxy est plus résistant que le T300.

Cherchant la possibilité de faire une comparaison avec des études analogues déjà réalisées, nous avons trouvé que les résultats obtenus dans notre étude coïncident parfaitement avec les résultats de l'étude qui ont été menée par Yasmine aux niveaux méso, et qui a montré que les nano-composites sont plus performant que les composites.

En définitif, nous pouvons donc dire que le modèle a bien fonctionné par rapport au phénomène de l'endommagement d'un nano-composite unidirectionnel.

Il serait intéressant de voir, par la suite, l'effet de la contrainte thermique sur l'optimisation de l'endommagement de l'interface fibre matrice en utilisant un nano composite hybride.

En observation utile nous pouvons préciser que: les nanocomposites comptent parmi les matériaux qui peuvent être utilisés dans les milieux agressifs. Rappelons qu'un nano composite est constitué de nano objets incorporés dans une matrice d'oxyde ou de polymère. Selon leur nature, l'incorporation des nano objets peut modifier les propriétés des matériaux sur les plans résistance mécanique, flexibilité/rigidité, propriétés thermiques, électriques ou magnétiques...

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [JAC91] Pierre JACQUINET. *Utilisation des matériaux composites*, Edition HERMES, Paris 1991.
- [BER05] Jean-Marie BERTHLOT. *Matériaux composites, Comportement mécanique et analyse des structures*, 4^{ème} édition, Ed TEC&DOC, Lavoisier, 2005
- [CHR86] G. CHRETIEN. *Matériaux composites à matrice organique. Technique et documentation*, Edition EYROLLES 1986.
- [BAI00] Jean-Paul BAILON ET J.M. DORLOT. *Des matériaux*, 3^{ème} édition, école polytechnique de Montréal, 2000.
- [QUA96] R.QUATRE MER, J-P TRTIGNON, M.DEJANS ET H.LEHU. *Construction mécanique*, Edition NATHAN 1996.
- [GAY91] DANIEL GAY. *Matériaux composites*, 3^{ème} Edition revue et augmentée, HERMES 1991.
- [DJE06] M. DJELIL. *Caractérisation mécanique et physicochimique de matériaux composites à matrice organique dans les prothèses*, Mémoire de magister (2006).
- [LOU01] Louis Berreur Bertrand de Maillard. *L'industrie française des matériaux composites, Etude stratégique réalisée par pour le compte de la DiGITIP / SIM*. Rév. 2 du 13 mai 2002 Stanislas Nösperger 17 décembre 2001.
- [REY90] Maurice REYNE. *Technologie des composites*, Edition HERMES, Paris, 1990
- [WEI91] Jean WEISS ET Claude BORD. *Les matériaux composites*, T1 et T2, Ed. de l'usine nouvelle 1991.
- [IBR06] IBRAHIM Mohamed Haisam. *Elaboration des matériaux composites modèles unifiamentaire à fibres longues et matrice silice sol-gel et caractérisation micromécaniques de l'interface*. Thèse de doctorat, Ecole Doctorale Matériaux de Lyon (2006).
- [BRO74] BROUTMAN L.J ET KROCK R.h. *Composite Materials Vol6. Interfaces in polymer matrix composites*, Edité par E.P. PLUE DEMANN, Académie Press, New York, p 61 (1974).
- [KEL64] KELLY. A, Tyson W.R. *Fiber strengthened materials, in high strength material*, V.F, Zackay Ed, J. Wiley & Sons, London (1964).
- [CHA00] Antoine chateauminois. *Transfert de charge et processus de renforcement*. Mai 2000
- [REY97] Pascal Reynaud ET Jean-François Gérard. *Interfaces dans les composites à fibres longues*, Edition HERMES, Paris 1997.
- [BRO69] BROUTMAN J.L. *Measurement of the fiber-polymer matrix interfacial strength (Mesure de la résistance interfaciale fibre matrice polymère), interface in composites*, ASTM.STP452, American society for Testing and Materials, (USA). 1969.
- [BAT05] Claude Bathias et Coll . *Matériaux composites*. Dunod, Paris 2005.
- [CHA98] Hacène CHAROUALI . *Rôle des interphases et de rugosité dans le comportement interfacial de composite monfilamentaires a matrice fragile*.

Thèse doctorat, Ecole Doctorale Matériaux de Lyon (1998).

- [FAV89] FAVRE J.P. *Review of test methods and testing for assessment of fibre/matrix adhesion (Revue des méthodes d'essais et essais de qualification de l'adhésion fibre/matrice)*. Congrès Interfacial Phenomena in Composite Materials (IPCM'89), Publ, London sept 1989 .
- [ZIN99] Philippe ZINCK. *De la caractérisation micromécanique du vieillissement hydrothermique des interphases polyépoxyde-fibre de verre au comportement du composite unidirectionnel. Relations entre les échelles micro et macro*. Thèse doctorat, Ecole Doctorale Matériaux de Lyon (1999).
- [YE99] I. YE, A.K. Kaw. *Determination of mechanical properties of fiber-matrix interface from pushout test*. Mechanical Engineering, University of south Florida (1999).
- [CAL89] CALDWELL D.L., BABBINGTON D.A. ET JOHNSON C.F.. *Interfacial bond strength determination in manufactured composites*, Congrès Interfacial Phenomena in Composite Materials (IPCM'89), Ed. J.Butterworths Publ, London 1989.
- [YOU02] Young Kuk Choi. *Réalisation et caractérisation de composites hydrides Verre/époxy/Ni-Ti adaptatifs*, Ecole centrale de Lyon, Juin 2002
- [DAR59] C. DARWIN. *L'origine des espèces*. Flammarion. 1959
- [HOL62] J. H. HOLLAND. *Outline for a logical theory of adaptive systems*. Journal of the association for Computing Machinery, 1962.
- [BAG67] J. D. BAGLEY. *The behavior of adaptive systems which employ genetic and correlation algorithms*. Doctoral dissertation, University of Michigan, 1967
- [HOL75] J. H. HOLLAND. *Adaptation in natural and artificial systems*. Brad ford Book, 1975.
- [GOL87] D. E. GOLDBERG. *Simple genetic algorithms and the minimal, deceptive problem*. In L. Davis, editor, Genetic algorithms and simulated annealing. Pitman, London, 1987
- [ALL98] J-M. ALLIOT. *Techniques d'optimisation stochastique appliquées à certains problèmes du trafic aérien*. Thèse d'habilitation Institut National Polytechnique de Toulouse INPT 1998.
- [DRE03] J. DREO, A. PETROWSKI, P. SIARRY, E. TAILLARD. *Métaheuristique pour l'optimisation difficile*. Éditions Eyrolles, 2003.
- [SOU04] Souquet Amédée. Radet Francois-Gérard. *Algorithmes Génétiques*. E de fin d'année, Tutorat de Mr Philippe Audebaud. 2004
- [MOU06] Mouritz AP, Gibson AG. *Fire Properties of Polymer Composite Materials*, Pub Springer, (2006).
- [HUL09] Hull TR, Kandola BK. *Fire Retardancy of Polymers New Strategies and Mechanisms*, RSC (2009).
- [HOR06] Horrocks AR, Price D, *Fire retardant materials*, Woodhead Publishing ISBN 1 85573 419 2 (2006).
- [RAT05] Ratna D *Epoxy Composites: Impact Resistance and Flame Retardancy*, Rapra Review Reports Volume 16, Number 5, (2005).
- [GAS02] Jochen Gassan. *A study of fibre and interface parameters affecting the fatigue behaviour of natural fibre composites*, Elsevier, composites: Part A 33, pp 369-374 (2002).

- [ROS00] C.Rospars, E. Le Dantec, F. Lecuyer. *A micromechanical model for thermostructural composites*, Elsevier, Composites Science and technologie 60 pp 1095-1102 (2000).
- [SAL09] Salavati-Niasari M, Dadkhah M, Davar F. *Pure cubic ZrO₂ nanoparticles by thermolysis of a new precursor*. Polyhedron. 28 3005–3009 (2009)
- [FRI05] Friedrich K Fakirov. S Zhang Z. *Polymer Composite From Nano- to Macro-Scale* Springer (2005).
- [ASM06] Asma Yasmine, Jyi-Jiin Luo, Isaac M. Daniel. *Processing of expanded graphite reinforced polymer nanocomposites*. Composites Science and Technology 66 1179–1186 (2006).
- [SAL09] Salavati-Niasari , Davar F, Fereshteh Z. *Synthesis and characterization of ZnO nanocrystals from thermolysis of new precursor* Chemical Engineering Journal;146: 498–502 (2009).
- [SAL09] Salavati-Niasari M, Dadkhah M, Davar F. *Synthesis and characterization of pure cubic zirconium oxide nanocrystals by decomposition of bis-aqua, tris-acetylacetonato zirconium (IV) nitrate as new precursor complex*. Inorganica Chimica Acta. 362: 3969–3974 (2009).
- [SAL09] Salavati-Niasari M, Bazarganipour M, Davar F. *Hydrothermal synthesis and characterization of bismuth selenide nanorods via a co-reduction route*. Inorganica Chimica Acta. (2009).
- [SAL09] Salavati-Niasari M. *Template synthesis and characterization of hexaaza macrocycles containing pyridine iron(II) complex nanoparticles dispersed within nanoreactors of zeolite-Y*. Inorganic Chemistry Communications ;12: 359–363 (2009).
- [MOK12] Mokaddem A, Allami M, Boutaous A. *A study by a genetic algorithm for optimizing the arrangement of fibers on damage to the fiber-matrix interface of composite material*. Journal of the textile institute, Taylor and Francis Group, Vol 103, N° 12, pp:1376-1382, December (2012)
- [SAL07] Salavati-Niasari M, Shaterian M, Ganjali M R, Norouzi P. *Oxidation of cyclohexene with tert-butylhydroperoxide catalyzed by host (nanocavity of zeolite-Y)/guest (Mn(II), Co(II), Ni(II) and Cu(II) complexes of N,N_-bis(salicylidene)phenylene-1,3- diamine)nanocomposites materials (HGNM)*. Journal of Molecular Catalysis A: Chemical. 261: 147–155 (2007).
- [LEB96] Lebrun G-A. *Thermomechanical behavior and lifetime of ceramic matrix composites: theory and experiment*. Ph.D. Thesis, n° 1606, University of Bordeaux I, (1996).
- [LIS97] Lissart N. *Damage and failure in ceramic matrix minicomposites :experimental study and model*. acta mater., Vol.45,n°3,pp. 1025-1044 (1997).
- [MOK12] Mokaddem A, Allami M, Temimi L, Boutaous A. *Study of the Effect of Heat Stress on the Damage of the Fibre Matrix Interface of a Composite Material (T300/914) by Means of a Genetic Algorithm*, FIBRES & TEXTILES in Eastern Europe; 20, 6A(95): 108-111 (2012).
- [COX52] Cox H.L. *The elasticity and strength of paper and other fibrous materials*. British journal of applied physics, 12 :72–79 (1952).
- [LAD03] Pierre Ladevèze, Gilles Lubineau. *Pont entre micro et méso mécaniques des composites stratifiés*. Elsevier, Composites Rendus Mécanique 331, pp 537-

544 (2003).

- [LAD00] Pierre Ladèvese, O.Allix, J.F.Deu, D. Levêque. *Amesomodel for localisation and damage computation in laminates* . Comput Methods Appl Mech Eng, 183 pp 105-122 (2000).
- [LAD01] Pierre Ladevèse, Gilles Lubineau. *On a damage mesomodel for laminates: micro-meso relationships, possibilities and limits*. Composites science and technology 61 pp 2149-2158 (2001).
- [LEM88] LEM.J and CHABOCHE.J.L. *Mechanics of solid materials*. Edition Dunod (1988).
- [BOU06] Boutaous A, Peseux B, Gornet L, Belaidi A . *A new modeling of plasticity coupled with the damage and identification for carbon fibre composites laminates*, Elsevier, science direct, composite structures 74 1-9 (2006).
- [KON12] Konstantinos G. Dassios, Theodore E. Matikas. *Large-scale interfacial damage and residual stresses in a glass–ceramic matrix composite*, Journal of composite interface, Taylor and Francis Group, Vol 19, N° 8, pp:523-531 (2012) .
- [KUM10] Pramod Kumara, Rakesh Chandrab and S. P. Singhc. *Interphase Effect on Fiber-Reinforced Polymer Composites*. Journal of composite interfaces, Taylor and Francis Group, Vol 17, N° 1, pp:15-35 (2010) .
- [WEI39] Weibull W. “A statistical Eng.Sci.Proc. Theory of the strength of materials”, Royal Swedish Academy of Eng. Sci. Proc., 151, pp.1-45 (1939).
- [LAD03] Pierre Ladevèse, Gilles Lubineau. *On a damage mesomodel for laminates: micromechanics basis and improvement*. Mechanics of Materials 35 pp 763-775 (2003).

Abstract

The objective of this work is to develop an analytical model based on genetic approach to optimizing the shear damage to the fiber-matrix interface of graphite/epoxy nano-composites. The results show good agreement between the numerical simulation and the actual behavior of the material chosen composite and nano-composites, and these results are similar to results obtained by processing techniques expanded graphite reinforced polymer nano-composites made by Asma yasmine. These results were confirmed by calculating the rate of damage with a genetic simulation. However, it would be interesting to see the effect of heat stress on this optimization.

Keywords : shear damage, interface, fiber, matrix, genetic algorithm, nano-composites.

Résumé

L'objectif de ce travail est de développer un modèle analytique basé sur une approche génétique pour optimiser l'endommagement en cisaillement à l'interface fibre-matrice de graphite/epoxy nanocomposites. Les résultats montrent une bonne concordance entre la simulation numérique et le comportement réel des matériaux choisis composite et nano-composites, et ces résultats sont similaires aux résultats obtenus par les techniques de traitement des nanocomposites polymères renforcés de graphite faites par Asma yasmine. Ces résultats ont été confirmés par le calcul du taux d'endommagement avec une simulation génétique. Toutefois.

Il serait intéressant de voir l'effet de la contrainte thermique sur cette optimisation.

Mots clés: endommagement en cisaillement, interface, fibre, matrice, algorithme génétique, nanocomposites.