

Remerciements

Ce travail a été réalisé au sein du laboratoire de Matériaux et Hydrologie grâce à l'aide qui m'a été apportée par plusieurs personnes.

Je tiens à exprimer ma reconnaissance à monsieur le professeur Tounsi Abdelouahed de l'Université de Sidi Bel Abbés pour avoir accepté d'encadrer scientifiquement cette thèse, de m'avoir guidé et soutenu tout au long de cette étude.

Ses qualités humaines et scientifiques, ses conseils ont tracé le chemin de cette thèse de l'introduction à la conclusion. Qu'il trouve ici l'expression de ma profonde gratitude

Je tiens aussi à remercier le professeur Adda Bedia El Abbas pour m'avoir accepté au sein du Laboratoire de Matériaux et Hydrologie. Je le remercie pour son aide très précieuse qu'il m'a apportée depuis le début en me faisant intégrer au sein d'une de leurs équipes de travail et ses encouragements. Qu'il trouve ici l'expression de mes vifs remerciements.

Je remercie Monsieur le Professeur, Benquedial Mohamed de l'UDL de Sidi Bel-Abbés pour avoir consacré une partie de son temps à l'examen de ce travail et avoir accepté d'en être le président de jury de la soutenance.

Je remercie tout particulièrement,

- *Messieurs les professeurs Said Kbdani de l'USTO et Ziadi Abdelkader du CU Ain Témouchent pour leurs précieux conseils et aussi pour l'intérêt qu'ils ont porté à ce travail et avoir accepté de faire partie du jury et de prendre sur leurs temps afin d'examiner et expertiser cette thèse. J'en suis particulièrement honoré.*

Je tiens à remercier également :

Toutes les personnes qui de loin ou de près ont contribué à ce travail et sans qui, seul, je n'aurais sûrement pas pu terminer cette tâche aussi modeste qu'elle soit.

Fellah Menouar

Introduction

Chapitre I : Généralités sur les matériaux composites

I-1 : Introduction

I-2 : Définition

I-3 : Avantages et Inconvénients

I-4 ; Les constituants des matériaux composites

I-4.1 : les matrices

I-4.2 : les renforts

I-5 : Architecture des matériaux composites

I-5.1 : monocouches

I-5.2 : stratifiés

I-5.3 : autres architectures

I-6 : Structures composites stratifiées

I-7 : Désignation des structures stratifiées

I-8 : Comportement des matériaux composites sous sollicitations mécaniques

I-8.1 : introduction

I-8.2 ; comportement mécanique des matériaux composites, notion d'élasticité

I-8.2.1 : matériau anisotrope

I-8.2.2 : matériau monoclinique

I-8.2.3 : matériau orthotrope

I-8.2.4 : matériau unidirectionnel

I-8.2.5 : matériau isotrope

Chapitre II : Élaboration des matériaux composites

II-1 : Différents procédés d'élaboration des matériaux composites

II-1.1 : Procédés de fabrication par voie sèche

II-1.2 : Procédés utilisant les préimprégnés

II-1.3 : Bobinage ou enroulement filamentaire par voie sèche

II-1.4 : Moulage par compression

II-1.5 : Procédé de fabrication par voie humide

II-1.6 : Moulage au contact

II-1.7 : Projection simultanée

II-1.8 : Enroulement filamentaire par voie humide

II-1.9 : Infusion du film de résine

II-1.10 : Infusion de résine liquide

II.2 : Présentation d'une structure stratifiée

Chapitre III : Dégradation des matériaux composites

III-1 : Introduction

- III-2 : Phénomènes physiques*
- III-3 : Endommagement des stratifiés*
- III-3.1 : Phénomènes et endommagements mécanique*
- III-3.2 : La fissuration matricielle*
- III-3.3 : La décohésion fibre/matrice (Déchaussement)*
- III-3.4 : La rupture des fibres*
- III-3.4.1 : Dégradations suite à des sollicitations non parallèles aux fibres*
- III-3.4.1a : à l'échelle des fibres*
- III-3.4.1b : à l'échelle des plis*
- III-4 : Observation des mécanismes de rupture*
- III.4.1 : Observation par microscope*
- III-4.2 : Visualisation par radiographie*
- III-4.3 : Analyse par émission acoustique*

Chapitre IV : Formulation thermique

- IV-1 : Évaluation de la propriété du matériau*
- IV-2 : Formulation du modèle*
- IV-3 : Relation moyenne contrainte-déformation pour les stratifiés fissurés*
- IV-4 : Perturbation des contraintes et de la déformation causée par les fissures*
- IV-5 : Expression du coefficient de dilatation thermique*
- IV-6 : Calcul de la fraction de perturbation de contrainte selon le modèle de diffusion de cisaillement*

Chapitre V : Résultats et discussions

- V-1 : Effet hygrothermique sur la réduction du coefficient de dilatation thermique*
- V-2 : L'effet de la fraction volumique des fibres*
- V-3 : L'influence de l'orientation des fibres dans les couches extérieures*
- V-4 : L'effet de l'influence de l'épaisseur*
- V-4.1 : Influence du nombre de couche de 90° dans la couche centrale*
- V-4.2 : Influence du nombre de couche à 0° dans la couche extérieure*
- V-4.3 : L'influence de la variation du rapport du nombre de couches extérieures (n) au nombre des couches centrales (m) : n/m*
- Références bibliographiques (chapitres IV et V)*

Conclusion

Liste des notations

1-Notations Romaines

C	<i>taux d'humidité</i>
d_0	<i>épaisseur de la couche mince</i>
E_θ	<i>module longitudinal de la couche à θ^0</i>
E_{90}	<i>module longitudinal de la couche à 90^0</i>
E_{x_0}	<i>module longitudinal non endommagé</i>
E_x	<i>module longitudinal endommagé</i>
E_L	<i>module de Young longitudinal</i>
E_T	<i>module de Young transversal</i>
E_m	<i>module de Young des matrices</i>
E_f	<i>module de Young des fibres</i>
G	<i>module de cisaillement</i>
G_m	<i>module de cisaillement de la matrice</i>
G_{12}	<i>module de cisaillement transverse de la couche à 0^0</i>
G_{23}	<i>module de cisaillement transverse de la couche à 90^0</i>
G_{LT}	<i>module de cisaillement longitudinal</i>
G_m	<i>module de cisaillement des matrices</i>
G_f	<i>module de cisaillement des fibres</i>
h	<i>demi épaisseur du stratifié</i>
L_0	<i>demi longueur entre les fissures</i>
Q_{ij}	<i>éléments de la matrice de rigidité de la couche unidirectionnelle</i>
$R(\mathbf{a})$	<i>fonction de perturbation de contrainte</i>
S_{ij}	<i>élément de la matrice de souplesse avec $(i,j=1,2,3)$</i>
S_y	<i>les éléments de la matrice de souplesse selon θ^0</i>
T	<i>température</i>

t_{θ}	<i>demi épaisseur de la couche à θ°</i>
t_{90}	<i>demi épaisseur de la couche à 90°</i>
U_{θ}	<i>déplacement longitudinal dans la couche θ°</i>
U_{90}	<i>déplacement longitudinal dans la couche 90°</i>
U_{θ}	<i>déplacement longitudinal moyen dans la couche θ°</i>
V_m	<i>fraction volumique des matrices</i>
V_f	<i>fraction volumique des fibres</i>

2-Notations Grecques

α	<i>rapport des épaisseurs</i>
σ_c	<i>contrainte de traction</i>
σ_{ij}	<i>tenseur des contraintes</i>
σ_i	<i>contraintes dans la couche θ° avec ($i=x, y, z$)</i>
σ_i	<i>contraintes dans la couche 90° avec ($i=x, y, z$)</i>
σ_{x0}	<i>contraintes dans la couche θ° avant fissuration</i>
σ_{x0}	<i>contraintes dans la couche 90° avant fissuration</i>
ϵ_{ij}	<i>tenseur des déformations</i>
ϵ_i	<i>déformation avec ($i=x, y$)</i>
ϵ_i	<i>déformation moyenne avec ($i=x, y$)</i>
ϵ_i	<i>déformation moyenne dans la couche θ° avec ($i=x, y,$)</i>
ϵ_i	<i>déformation moyenne dans la couche 90° avec ($i=x, y,$)</i>
ζ	<i>coefficient de Shear lag</i>
ν_{xy}	<i>coefficient de Poisson endommagé</i>
ν_{xy}	<i>coefficient de Poisson non endommagé</i>
ν_{12}	<i>coefficient de Poisson d'une couche unidirectionnelle</i>
ν_m	<i>coefficient de Poisson d'une matrice</i>
ν_f	<i>coefficient de Poisson d'une fibre</i>

Introduction

Les matériaux composites fibreux à matrice polymérique remplacent de plus en plus les métaux dans les applications aéronautiques et spatiales, où les propriétés mécaniques élevées et la faible densité sont des facteurs déterminants. Les fuselages et les ailes des avions, ainsi que le bras télémanipulateur de la station spatiale Alpha, sont des exemples d'éléments conçus en matériaux composites.

L'introduction des matériaux composites est cependant progressive et prudente à cause de leur durée de vie qui demeure difficile à prédire. Leur comportement à long terme est d'autant plus aléatoire qu'ils sont soumis à des contraintes mécaniques extérieures ou exposés à de hautes températures. En effet, la stabilité thermique est un facteur déterminant dans le choix du matériau composite. L'importance de cet aspect dans la sécurité des structures a favorisé les recherches dans ce domaine.

L'utilisation des matériaux composites dans les structures aéronautiques et spatiales les rend plus exposés à l'échauffement accidentel, fonctionnel ou environnemental, ainsi qu'à de sévères conditions de vibrations. Un échauffement intense à des températures supérieures à la température de transition vitreuse (autour de 200°C) peut contribuer de façon importante à la dégradation de ces matériaux et affecter ainsi l'intégrité des structures composites à cause de la dégradation rapide des propriétés mécaniques (contraintes longitudinales et transversales, module d'élasticité, etc.) [1,2]. En effet, un chauffage intensif altère l'état physico-chimique de la résine. Ce phénomène se traduit, d'une part, par des micro-endommagements sous forme de fissures intralaminaires et, d'autre part, par la décohésion de l'interface entre les fibres et la matrice causée par l'introduction de contraintes thermiques additionnelles [3].

Les modes d'endommagement des matériaux composites sont totalement différents de ceux des métaux. En fait, le concept de rupture finale, occasionnée par l'amorçage et la propagation de fissures, connu dans le cas des matériaux homogènes et isotropes, n'est plus applicable dans le cas des matériaux composites. Leur structure hétérogène et anisotrope provoque des modes d'endommagement complexes et progressifs. En chargements statique ou cyclique l'initiation et la propagation des endommagements se déroulent selon une série d'événements. La rupture hale des stratifiés est généralement soudaine et résulte de l'accumulation de micro-endommagements (fissuration de la matrice, décohésion à l'interface fibre-matrice et rupture de fibres) [4]. Le manuscrit est subdivisé en quatre chapitres :

Dans le premier chapitre nous présentons les généralités sur les matériaux composites : les définitions de base sur les matériaux orthotropes, précisément les composites, les sandwiches et quelques éléments sur le comportement mécanique de ces matériaux. Les méthodes d'élaboration et de fabrication des matériaux de composites sont présentées dans le chapitre deux. Les modes d'endommagement dans les stratifiés, en tenant compte des facteurs qui influencent leur apparition et des notions théoriques de base. Les effets de la dégradation thermique sur la matrice époxyde et leurs répercussions sur les propriétés mécaniques ainsi que les méthodes d'évaluation non destructives des matériaux composites sont abordés dans le chapitre trois. Une synthèse des résultats disponible dans la littérature, montrant que le paramètre d'endommagement à l'étude à toujours été le module de Young longitudinal et le coefficient de Poisson est présentée dans le chapitre quatre .

Une étude systématique est présentée pour voir l'influence des fissures transversales sur l'évolution de la variation du coefficient de dilatation thermique des composites stratifiés équilibrés et vieilles avec la variation de la densité des fissures ainsi qu'une expression générale est obtenue pour ce

paramètre d'endommagement en fonction de la densité des fissures et cela en introduisant une fonction de perturbation de contrainte. L'effet d'orientation des fibres (θ^0) dont les couches extérieures sur le comportement de couches (90^0) fissurées est aussi étudié. Les résultats de cette étude est présentée dans le chapitre cinq. Une conclusion générale est donnée.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [1]-C.A. Griffis, RA Masumura and C.I. Chang, "Thermal Response of Graphite Epoxy Composite Subjected to Rapid Heating", *Journal of Composite Materials*, Vol. 15, pp.427-442, Sept, 1981.
- [2] T.A Collings and D.L. Mead, 'Effect of High Temperature Spikes on a Carbon Fibre-Reinforced Epoxy Laminate", *Composites*, Vol. 19, No. 1 , pp. 6 1-88, Jan. 1988.
- [3] C. I. Chang, "Thermal Effects on Polymer Composites and Metal Matrix Composites", *Theoretical and Application Fracture Mechanics*, Vol. 8, pp. 49-57, 1987. A C. Garg "Delamination - A Damage Mode in Composite Structures", *Engineering Fracture Mechanics*, Vol 1.29, No. 5, pp.557-584, 1988.

Généralités sur les Matériaux Composites

I. Introduction :

Les matériaux composites suscitent un intérêt croissant de la part de nombreux secteurs industriels, et leur emploi tend à se généraliser. Le transport aérien en fournit certainement l'illustration la plus frappante : longtemps, les matériaux composites ont été utilisés en faibles quantités dans les avions de ligne (de l'ordre de 10% de la masse structurale), et toujours sur des pièces non vitales. Cependant l'A380 d'Airbus en contient 25%, le Dreamliner (787) de Boeing en contient 50%, et l'A350-XWB devrait à son tour dépasser ce chiffre (figure I-1). En outre, tous ces appareils utilisent dorénavant les composites sur des structures vitales.

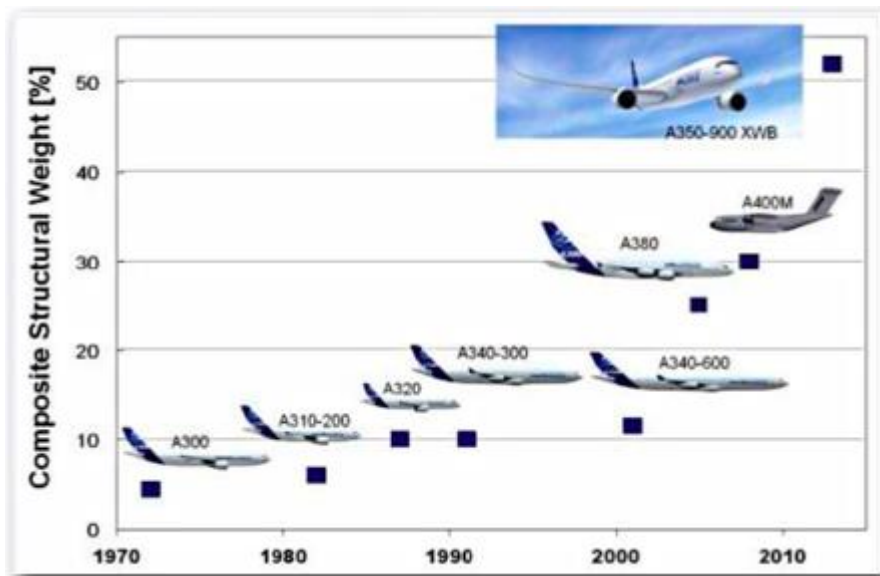


Figure I- 1. Evolution de la proportion de composites dans les avions commerciaux (document Airbus [1]).

Cet engouement s'explique principalement par la faible masse volumique des composites qui, par ailleurs, possèdent des propriétés physico-chimiques intéressantes (mécaniques, mais également thermiques, chimiques...) ; cela permet un allègement considérable des structures qui entraîne, dans le cas du transport aérien, une réduction de la consommation de carburant et des émissions de polluants. Le secteur aéronautique n'est d'ailleurs pas le seul à s'intéresser de près à ces matériaux : l'industrie nautique, ferroviaire, spatiale, le bâtiment, les sports et loisirs fourmillent eux aussi de nouvelles applications (figure I-2).



Figure I- 2. Quelques applications des matériaux composites : (a) un catamaran, (b) le support de la charge utile d'Ariane 5 (image [1]), (c) des skis de compétition.

Cependant, pour le concepteur, l'arrivée de ces nouveaux matériaux représente un changement important, qui impacte profondément la conception et la réalisation des produits industriels. Pour bien prendre la mesure de ce changement, il est essentiel de comprendre ce que sont exactement les composites, et comment sont obtenues leurs propriétés.

II. Définition :

Il n'existe malheureusement pas de définition unique des matériaux composites. Dans cette ressource, nous retenons les deux critères suivants :

1. Un composite est un matériau hétérogène, formé d'au moins deux constituants qui occupent des phases différentes ;
2. Ces constituants sont disposés selon une organisation géométrique, qui confère au composite des propriétés supérieures à celles des constituants pris séparément.

Le matériau composite est constitué de l'assemblage d'au moins deux matériaux non miscibles et de nature différente, se complétant et permettant d'aboutir à un matériau dont l'ensemble des performances est supérieur à celui des composants pris séparément.

On utilise des matériaux composites principalement pour réduire la masse des structures due à leur excellent rapport: masse / rigidité / résistance [2].

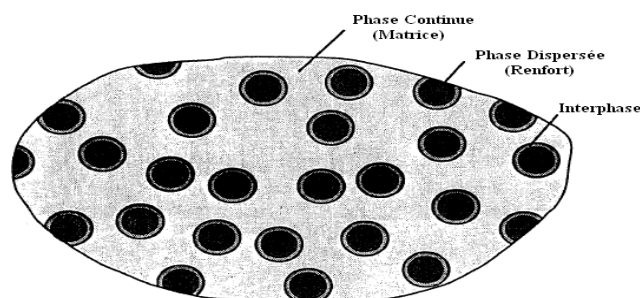


Figure I- 3. Phases d'un matériau composite [3].

Un des paramètres les plus importants est la fraction volumique (ou poids) de renfort, ou taux volumique des fibres. La distribution de renfort détermine l'homogénéité ou uniformité du système matériel, ainsi que leur géométrie et orientation affectent l'anisotropie du système.

Les phases du système composite ont des rôles différents qui dépendent du type et de l'application du matériau composite. Dans le cas des matériaux composites de faibles à moyennes propriétés, le renfort, généralement sous la forme de fibres courtes ou des particules, offre une certaine rigidité, mais seulement locale, du matériau. La matrice, d'autre part, est le support de charge principale constituant et régissant les propriétés mécaniques du matériau. Dans le cas des matériaux composites de haute performance structurelle, le renfort généralement sous fibres continues est le squelette du matériau qui détermine sa rigidité et résistance dans le sens des fibres. La phase matrice fournit une protection et un support pour les fibres sensibles et un transfert des contraintes locales d'une fibre à une autre. L'interphase, bien que de petite taille, peut jouer un rôle important dans le contrôle des mécanismes de défaillance, la ténacité et l'ensemble du comportement contrainte-déformation du matériau.

III. Avantages et inconvénients :

Les Composites ont des avantages uniques, citons :

- haute résistance,*
- haute rigidité,*
- longue durée de vie de fatigue,*
- faible densité,*
- meilleure tenue au feu,*
- insensibilité aux produits chimiques couramment utilisés dans la mécanique,*
- adaptabilité à la fonction prévue de la structure.*

Une amélioration supplémentaire peut être réalisée en :

- résistance à la corrosion,*
- résistance à l'usure,*
- apparence,*
- stabilité thermique,*
- isolation thermique,*
- conductivité thermique,*
- isolation acoustique,*
- tenue aux chocs et aux impacts,*
- problèmes d'assemblage.*

– coûts prohibitifs.

IV. Les constituants des matériaux composites :

Pratiquement tous les composites sont constitués d'éléments discontinus appelés renforts, noyés dans une phase continue appelée matrice.

Schématiquement, les renforts assurent une part importante de la tenue mécanique (rigidité et résistance) du composite, tandis que la matrice maintient les renforts en position, transfère les efforts entre eux, et assure toutes les autres fonctions techniques. Il peut par exemple s'agir d'une protection contre diverses agressions (thermiques, chimiques, chocs...), de fonctions esthétiques (couleur, aspect...), de donner sa forme extérieure au produit fini... Les renforts peuvent avoir plusieurs géométries, et les deux constituants peuvent être réalisés dans de nombreux matériaux.

1. Les Matrices

La matrice est l'un des constituants de base des matériaux composites, elle a pour rôle de donner la forme désirée au produit, assurer la cohésion des fibres renforts pour une meilleure homogénéisation de l'ensemble, répartir les charges mécaniques et les contraintes encaissées, apporter la tenue chimique de la structure et la protection des renforts vis-à-vis du milieu extérieur (chocs thermiques ou mécaniques). La classification des types de matrices couramment rencontrées est donnée sur la figure I-4.

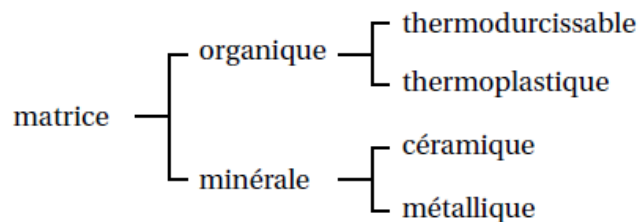


Figure I- 4. Types de matrice

Résines thermodurcissables

Une résine thermodurcissable est une formulation de différents produits appartenant essentiellement à la chimie organique, qui possède la propriété de passer de façon irréversible d'un état liquide à un état solide. Elle présente des bonnes propriétés mécaniques et elle est la plus utilisées dans l'industrie.

Résines thermoplastiques

Les résines thermoplastiques présentent la propriété de passer de façon réversible de l'état solide à l'état pâteux. Elles présentent plusieurs avantages tels que :

- Mise en œuvre rapide par thermosoudage.
- Possibilité de retransformation
- Bonne tenue à l'impact

Mais elle a des pauvres propriétés thermomécaniques.

Matrices métalliques

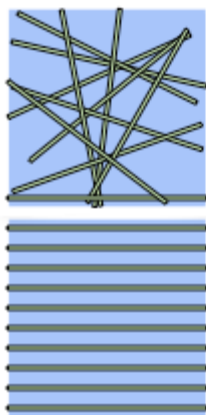
Malgré une densité (par rapport à l'eau) importante, elles présentent des propriétés intéressantes pour la réalisation de pièces soumises à des frottements. Seule la voie aluminium et fibres de bore a été étudiée de façon précise et les résultats obtenus ont été moins bons que prévus. Il ne faut pas confondre ces composites composés de fibres longues, et ayant un pourcentage important de fibres, avec les matériaux métalliques renforcés par des renforts discontinus. Dans ce dernier cas, on obtient principalement une augmentation du module d'élasticité.

2. Les renforts

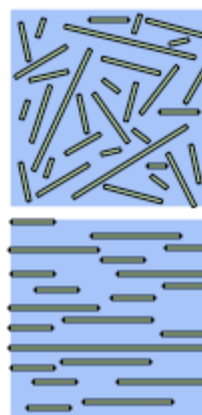
Les renforts assurent les propriétés mécaniques du matériau composite et un grand nombre de fibres sont disponibles sur le marché en fonction des coûts de revient recherchés pour la structure réalisée. Les renforts constitués de fibres se présentent sous les formes suivantes : linéique (fils, mèches), tissus surfaciques (tissus, mats), multidirectionnelle (tresse, tissus complexes, tissage tri directionnel ou plus).

D'un point de vue géométrique, on peut distinguer trois grands types de renforts :

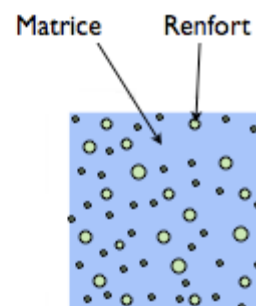
- Les fibres longues (i.e. longueur comparable aux dimensions de la pièce, figure I-5a) ;
- Les fibres courtes (i.e. de longueur faible devant les dimensions de la pièce, figure I-5b) ;
- Les particules, ou charges renforçantes (figure I-5c).



(a)



(b)



(c)

Figure I- 5. Structures géométriques des composites : (a) fibres longues (b) fibres courtes (c) particules

La classification des types de renforts couramment rencontrés est indiquée sur la figure I-6 :

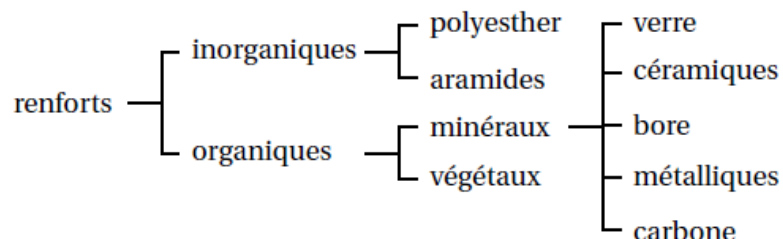


Figure I- 6. Types de renfort.

Fibres de verre

Les fibres de verre ont un excellent rapport performance–prix qui les placent de loin au premier rang des renforts utilisés actuellement dans la construction de structures composites.

Fibres de carbone

Les fibres de carbone ont de très fortes propriétés mécaniques et sont élaborées à partir d'un polymère de base, appelé précurseur. Actuellement, les fibres précurseurs utilisées sont des fibres acryliques élaborées à partir du polyacrylonitrile (PAN). La qualité des fibres de carbone finales dépend fortement des qualités du précurseur.

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

Quelques exemples de fibres de carbone classiquement rencontrées : T300, T800, MR40, TR50, IM6, IM7, GY, M55J.

Fibres aramides

Les fibres aramides ont des propriétés mécaniques élevées en traction comme les carbones mais leurs résistances à la compression est faible. La faible tenue mécanique en compression est généralement attribuée à une mauvaise adhérence des fibres à la matrice dans le matériau composite. Pour y remédier, des enzymages des fibres peuvent être utilisés. L'utilisation de composites à fibres hybrides permet également de remédier aux faiblesses des 4 Résines, fibres et structures stratifiées composites à fibres aramides. Des renforts hybrides de type verre–kevlar ou carbone–kevlar sont largement utilisés dans le domaine des loisirs (ski, raquette de tennis).

Quelques exemples de fibres aramides : KEVLAR (Dupont de Nemours, USA), TWARON (Akzo, Allemagne-Hollande), TECHNORA (Teijin, Japon).

Fibres céramiques

Les matériaux composites de type céramiques sont souvent constitués de renforts et de matrice en céramique. Les fibres sont élaborées par dépôt chimique en phase vapeur sur un fil support. Ces fibres sont rencontrées dans des applications où la température est très élevée entre 500°C et 2 000°C. Ces matériaux sont utilisés notamment dans les parties chaudes des moteurs d'avions. Quelques exemples de fibres céramiques :

- fibres de Carbure de Silicium
- fibres de Bore
- fibres de Bore carbure de silicium

Caractéristiques mécaniques des fibres

Il existe différents types de fibres. Elles peuvent être scindées en deux groupes, les fibres à haut module et les fibres à haute résistance. Les fibres à haut module ont une résistance faible et celles à forte résistance ont un module faible.

Tableau I-1. CARACTERISTIQUES MECANIQUES DES FIBRES [4,5]

renfort	$\rho \left(\frac{kg}{m^3}\right)$	$\sigma_t^R (MPa)$	$\sigma_c^R (MPa)$	E(GPa)
AS4	1800		3599	235
T300	1700	1.2	3654	231
IM6		0.88	1460	
IM8	1800		5171	310
Kevlar49	1440	2.5	3620	124
Verre17	2580	3.5	3450	69

3. L'interface :

En plus de ces deux constituants de base, il faut rajouter : une interface qui assure la compatibilité renfort/matrice, qui transmet les contraintes de l'un à l'autre sans déplacement relatif. Bonne adhérence en couche fine. Ces produits chimiques entrent aussi dans la composition du composite, qui peuvent jouer sur le comportement mécanique, mais n'interviennent pratiquement jamais dans le calcul de structure composite.

Les composites étant des matériaux hétérogènes, ils possèdent des interfaces, c'est-à-dire des surfaces de contact entre la matrice et le renfort. Tant que le composite est intact, les deux constituants adhèrent parfaitement l'un à l'autre, et l'interface ne joue donc aucun rôle

particulier. Cependant, l'interface joue un rôle important lorsque le composite subit des dégradations mécaniques et commence à se fissurer suite à une surcharge, à la fatigue...

En effet, les interfaces ont la propriété de dévier les fissures : lorsqu'une fissure se propage dans la matrice et atteint l'interface (figure 7a), elle ne traverse généralement pas cette dernière et les renforts ne sont donc pas endommagés. Au lieu de cela, la fissure change de direction et suit l'interface (figure 7b). En d'autres termes, au lieu d'une rupture brutale, on observe plutôt une décohésion, c'est-à-dire un décollement progressif entre les renforts et la matrice. L'interface joue donc le rôle de fusible et rend les composites plus ductiles et plus tenaces, c'est-à-dire plus résistants à la rupture, que leurs constituants élémentaires.

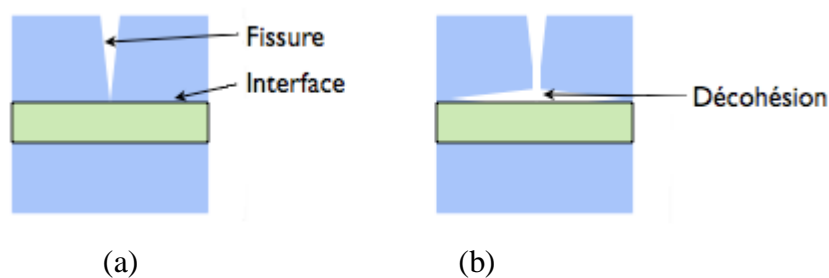


Figure I- 7. Rôle de l'interface sur la ténacité d'un composite :(a) Lorsqu'une fissure atteint l'interface –(b) elle est déviée.

Au lieu d'une rupture brutale, on observe donc une décohésion progressive des constituants.

V. Architecture des matériaux composites [6] :

1. Monocouches

Les monocouches ou nappes (lamina), sont des couches planes (ou incurvées) de fibres unidirectionnelles ou tissées dans une matrice. Ils représentent l'élément de base de la structure composite. Les différents types de monocouches sont caractérisés par la forme du renfort : à fibres longues (unidirectionnelles UD, réparties aléatoirement), à fibres tissées, à fibres courtes.

2. Stratifiés

Un stratifié est constitué d'un empilement de monocouches ayant chacune une orientation propre par rapport à un référentiel commun aux couches et désigné comme le référentiel du stratifié (Figure I-8).

Le choix de l'empilement et plus particulièrement des orientations permettra d'avoir des propriétés mécaniques spécifiques.

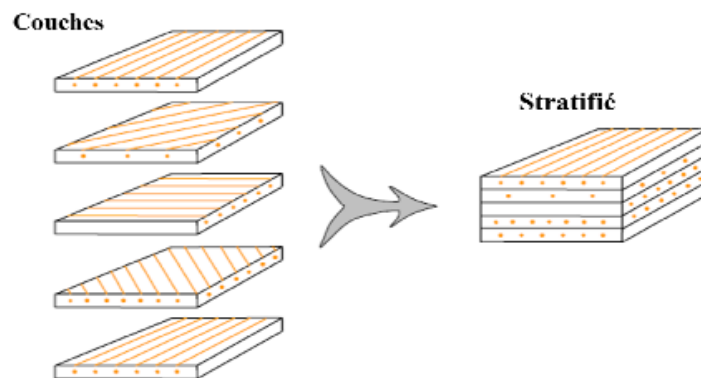


Figure I- 8. Construction d'un stratifié.

3. Autres architectures

En plus des structures citées ci-dessus, on trouve aussi :

– *Les plaques renforcées : elles sont constituées de résines ou matrices dans lesquelles sont introduits des renforts de types : fibres courtes, billes pleines ou creuses, poudre métallique ou de graphite, ces renforts permettent d'augmenter le module d'élasticité de 2 à 5 fois. Et le comportement mécanique de ces matériaux peut être homogénéisé et son étude est ramenée à celle d'un matériau usuel isotrope.*

– *composites volumiques : ils ont été introduits pour des besoins spécifiques de l'aéronautique, ils sont élaborés à partir de tissage volumique. Ces matériaux sont très onéreux, ils permettent d'obtenir des caractéristiques mécaniques très élevées avec un comportement sensiblement isotrope en volume.*

VI. Structures composites stratifiées

Les structures composites stratifiées sont constituées de couches successives de renforts imprégnés de résines (Figure I-9). Les couches sont également nommées plis. Les structures stratifiées réalisées à partir de matériaux composites sont constituées d'empilements de nappes unidirectionnelles ou bi-directionnelles. Ces nappes sont formées de renforts en fibres longues liées par de la résine. Le rôle du renfort est d'assurer la fonction de résistance mécanique aux efforts. La résine assure quant à elle la cohésion entre les renforts de manière à répartir les sollicitations mécaniques. Les pièces structurelles sont réalisées par empilement de nappes en optimisant les directions des renforts en fonction des charges qu'elles doivent subir.

Les matériaux composites sont modélisés à une échelle intermédiaire entre l'échelle microscopique associée aux constituants de base du composite (le renfort et la matrice) et l'échelle macroscopique liée à la structure. À cette échelle, appelée méso-échelle, une structure stratifiée est schématisée par un empilement de monocouches homogènes dans l'épaisseur et d'interfaces inter-laminaires. La couche et l'interface sont les deux entités appelées méso-constituants, comme illustré sur la figure I-5, qui forment les bases des modèles dédiés à l'étude des structures stratifiées. L'interface inter laminaire est une entité surfacique assurant le transfert des déplacements et des contraintes normales d'une couche à une autre. En élasticité, les couches sont parfaitement liées et l'interface ne joue aucun rôle particulier. L'étude des composites jusqu'à la phase ultime de la rupture montrera l'utilité d'employer un modèle d'interface pour simuler les phénomènes de délaminage (séparation progressive des couches).

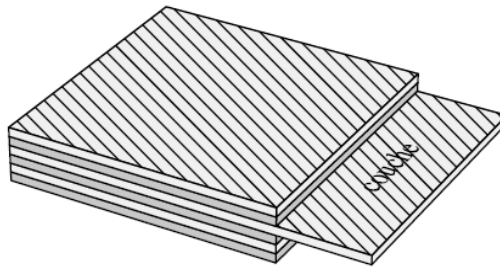


Figure I- 9. Stratifié constitué de couches parfaitement liées

VII. Désignation des structures stratifiées

Les structures stratifiées à base de tissus unidirectionnels sont constituées d'un grand nombre de couches ou plis. L'épaisseur d'une couche dépend de son grammage. L'épaisseur de chacune des couches est généralement très faible, de l'ordre de 0,125 mm pour un matériau carbone époxy de type Aéronautique et 0,3 mm pour ceux qui sont utilisés dans l'Industrie Nautique. Ces structures stratifiées sont constituées de couches unidirectionnelles avec des fibres orientées de façon différente d'une couche à l'autre afin d'obtenir les propriétés mécaniques souhaitées pour la structure finale.

La désignation des structures stratifiées est délicate car il faut préciser les axes de référence. Un stratifié est codifié de la façon suivante :

- Chaque couche est désignée par un nombre indiquant la valeur en degré de l'angle que fait la direction des fibres avec l'axe de référence x . Sur les figures I-6(a) et I-6(b), les couches

sont représentées décalées les unes par rapport aux autres. La structure stratifiée est décrite de bas en haut ;

- Les couches sont nommées successivement entre crochet en allant de la face inférieure à la face supérieure. Les couches successives sont séparées par le symbole « / » comme l'exemple de la figure I-6(a) : $[-45/45/-45/-45/45/-45]$;
- Les couches successives d'un même matériau et de même orientation sont désignées par un indice numérique, comme l'exemple de la figure I-6(b) : $[0/45_2/90/-45_2/0]$;
- En cas de stratification hybride (différents matériaux dans un même stratifié), il faut préciser par un indice la nature de la couche ;
- En cas de structures symétriques, la moitié est codifiée et le symbole *s* indique la symétrie : $[-45/45/-45/-45/45/-45]$ devient $[-45/45/-45]_s$ et $[0/45/45/90/-45/-45/0]$ devient $[0/45_2/90/-45_2/0]$ (Figure I-10).

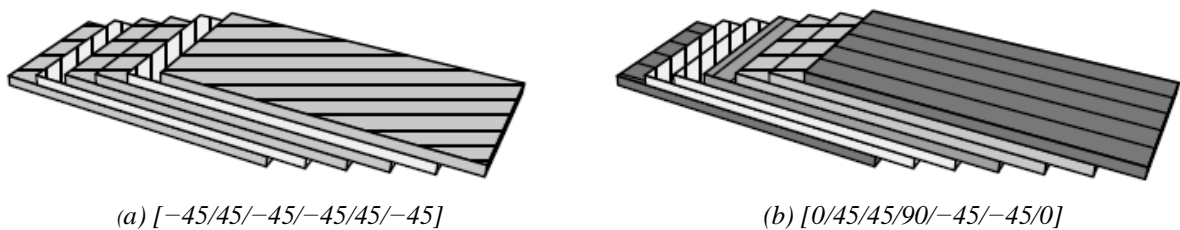


Figure I- 10. Désignations du stratifié

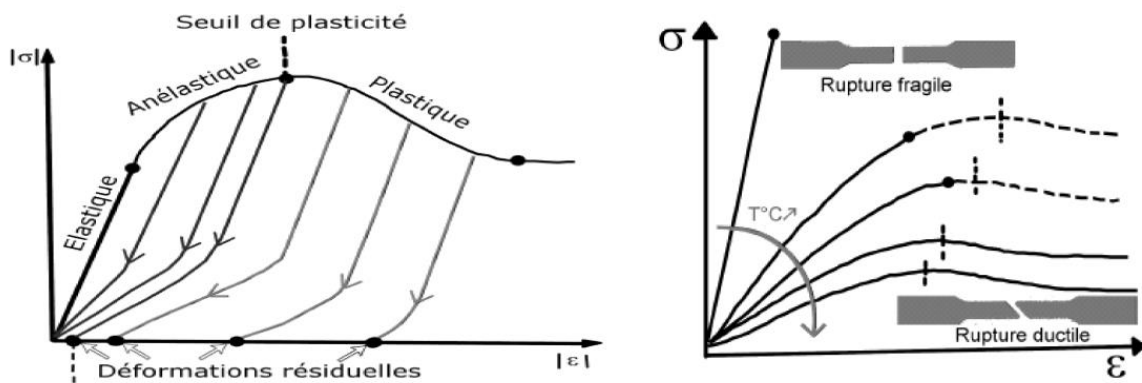
- Composite stratifié contenant des plis de deux ou plusieurs types de matériaux sont appelés composite hybride (hybrid composite). Par exemple, un stratifié peut être constitué de couches unidirectionnelles verre /époxy, carbone / époxy et aramide / époxy empilées dans un ordre spécifié. Dans certains cas, il peut être avantageux de mêler différents types de fibres, tels que le verre et le carbone ou l'aramide et le carbone, au sein de la même couche unidirectionnelle, exemple : $[0^K/0^K/45^C/-45^C/90^G/-45^C/45^C/0^K/0^K] = [0^K_2/\pm 45^C/\mp 90^G]_s$
Ou : les lettres signifient le matériau constituant les fibres de la couche (K: Kevlar, C: Carbone, G: Verre) et montre que ce stratifié est symétrique par rapport à l'axe de cette couche.

VIII. Comportement des matériaux composites sous sollicitations mécaniques :

1. Introduction

Sous l'effet d'une sollicitation mécanique extérieure, les matériaux passent par plusieurs étapes (Figure I-11). A faible déformation, la contrainte évolue linéairement avec la déformation,

c'est le domaine élastique. Dans ce domaine le matériau reprend son état initial lorsque la contrainte appliquée est interrompue. A des déformations plus élevées, la contrainte n'évolue plus linéairement et on parlera du comportement anélastique ou viscoélastique présentant les caractéristiques d'un solide élastique et d'un liquide visqueux. Dans ce domaine, les chemins de charge et de décharge ne sont pas identiques et indiquent qu'une partie de l'énergie a été dissipée. En outre, à contrainte nulle, aucune déformation résiduelle n'est observable au bout d'un temps déterminé. La fin de ce domaine est caractérisée par le seuil de plasticité, à partir duquel le comportement viscoplastique apparaît. Un phénomène d'instabilité plastique se manifeste alors et est associé à une localisation de la déformation. Les essais de traction uniaxiale sont le plus souvent utilisés pour caractériser un composite. Lors de cet essai, la présence (ou la non présence) des trois types de comportement: élastique, anélastique, et viscoplastique, dépend de la température. L'évolution de la contrainte lors d'une sollicitation mécanique, dépend de la température, de la vitesse de chargement et du temps. En général, les lois de comportement des polymères s'écrivent sous la forme générale suivante [7]:



(a) Schématisation des profils de décharges (b) Influence de la température sur l'allure des courbes σ - ϵ en traction uniaxiale

Figure I- 11. Schématisation de l'allure des courbes contrainte-déformation d'un polymère

2. Comportement mécanique des matériaux composites, notions d'élasticité :

Lorsqu'un matériau est soumis à une force extérieure, un champ de contrainte apparaît au sein du matériau. Ce champ de contrainte à trois dimensions ayant différentes composantes dans les différentes directions en tout point de la structure (Figure I-12), est généralement décrit (ou peut être décrit) par le tenseur des contraintes (Equation I-1) comme suit:

$$\sigma = \begin{pmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & \sigma_{13} \\ \sigma_{21} & \sigma_{22} & \sigma_{23} \\ \sigma_{31} & \sigma_{32} & \sigma_{33} \end{pmatrix} \quad I-1$$

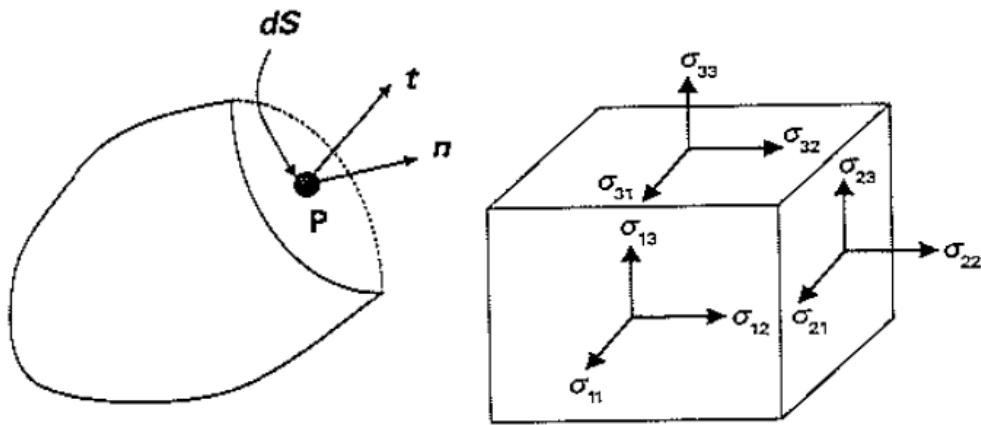


Figure I- 12. (a) Vecteur de traction, (b) différentes composantes de la contrainte dans un volume élémentaire dV [8]

En réponse à cette contrainte, le matériau change de forme. La réponse de la structure à ce champ de contrainte se traduit par l'apparition d'un champ de déformation au sein du matériau (Equation I-2).

Son état de déformation est défini par le tenseur du second ordre noté (ϵ). La matrice à 3 lignes et 3 colonnes qui lui est associée est symétrique, par écriture des petites déformations. Elle contient donc 6 termes distincts qui seront notés (ϵ_{ij}) :

$$\epsilon = \begin{pmatrix} \epsilon_{11} & \epsilon_{12} & \epsilon_{13} \\ \epsilon_{21} & \epsilon_{22} & \epsilon_{23} \\ \epsilon_{31} & \epsilon_{32} & \epsilon_{33} \end{pmatrix} \quad I-2$$

La densité d'énergie interne de la déformation s'écrit (Equation I-3) :

$$\text{Tr}[\sigma\epsilon] = \sigma_{11}\epsilon_{11} + \sigma_{22}\epsilon_{22} + \sigma_{33}\epsilon_{33} + 2[\sigma_{23}\epsilon_{23} + \sigma_{13}\epsilon_{13} + \sigma_{12}\epsilon_{12}] \quad I-3$$

Dans les milieux élastiques linéaires, les déformations en fonction de la contrainte sont des fonctions linéaires et homogènes. La loi de Hooke traduit le comportement élastique linéaire

d'un matériau. Cette loi décrit les relations de proportionnalité entre les contraintes et les déformations et peut être exprimée faisant intervenir le tenseur de contrainte et/ou le tenseur de souplesse, sous la forme d'équations I-4 et I-5:

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl} \varepsilon_{kl} \quad \text{II-4}$$

$$\varepsilon_{ij} = S_{ijkl} \sigma_{kl} \quad \text{II-5}$$

Où, C_{ijkl} représente le tenseur de rigidité et S_{ijkl} le tenseur de souplesse..

Pour un matériau homogène, les composantes C_{ijkl} qui caractérisant le comportement élastique du milieu considéré ne sont pas des fonctions de point, elles sont les mêmes quel que soit l'endroit du milieu que l'on considère.

Le comportement élastique linéaire d'un matériau anisotrope est caractérisé par 81 coefficients élastiques distincts reliant les neuf composantes σ_{ij} aux neuf composantes ε_{kl} .

Pour un matériau possédant un plan, la relation d'élasticité linéaire reliant la matrice de rigidité à celle de déformation peut s'écrire sous la forme : $\sigma = C \cdot \varepsilon$ Ou matriciellement :

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & C_{14} & C_{15} & C_{16} \\ C_{12} & C_{22} & C_{23} & C_{24} & C_{25} & C_{26} \\ C_{13} & C_{23} & C_{33} & C_{34} & C_{35} & C_{36} \\ C_{14} & C_{24} & C_{34} & C_{44} & C_{45} & C_{46} \\ C_{15} & C_{25} & C_{35} & C_{45} & C_{55} & C_{56} \\ C_{16} & C_{26} & C_{36} & C_{46} & C_{56} & C_{66} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \varepsilon_4 \\ \varepsilon_5 \\ \varepsilon_6 \end{bmatrix} \quad \text{I-6}$$

Cette loi est appelée loi de HOOKE généralisée. Pour des raisons de symétrie géométriques et/ou énergétiques le tenseur de rigidité peut être réduit. La description du comportement élastique d'un matériau anisotrope ne fait intervenir que 21 composantes indépendantes du tenseur de rigidité C_{ij} .

1. Matériau anisotrope

Ou matériau triclinique, c'est un matériau ne possédant aucune propriété de symétrie, et la matrice de rigidité et la matrice de souplesse sont déterminées chacune par 21 constantes indépendantes.

2. Matériau monoclinique

Ce matériau possède un plan de symétrie : l'expression de la matrice de passage ne change pas pour tout changement de repère symétrique par rapport à ce plan. La loi de Hooke se résume à l'expression suivante :

$$[C] = \begin{bmatrix} c_{11} & c_{12} & c_{13} & 0 & 0 & c_{16} \\ c_{12} & c_{22} & c_{23} & 0 & 0 & c_{26} \\ c_{12} & c_{23} & c_{33} & 0 & 0 & c_{36} \\ 0 & 0 & 0 & c_{44} & c_{45} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & c_{45} & c_{55} & 0 \\ c_{16} & c_{26} & c_{36} & 0 & 0 & c_{66} \end{bmatrix} \quad I-7$$

3. Matériau orthotrope

Le matériau orthotrope est un matériau à 3 plans de symétrie orthogonaux deux à deux. En pratique, c'est le cas des tissus noyés dans un polymère. La même démarche que précédemment conduite aux expressions dans un repère défini par les axes d'orthotropie :

$$[C] = \begin{bmatrix} c_{11} & c_{12} & c_{13} & 0 & 0 & 0 \\ c_{12} & c_{22} & c_{23} & 0 & 0 & 0 \\ c_{13} & c_{23} & c_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & c_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & c_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & c_{66} \end{bmatrix} \quad I-8$$

4. Matériau unidirectionnel

C'est un matériau possédant un axe de symétrie, par exemple l'axe e_1 , ou c'est un matériau orthotrope avec un axe de révolution (orthotrope de révolution), la matrice s'écrit :

$$[C] = \begin{bmatrix} c_{11} & c_{12} & c_{12} & 0 & 0 & 0 \\ c_{12} & c_{22} & c_{23} & 0 & 0 & 0 \\ c_{12} & c_{23} & c_{22} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{c_{22}-c_{23}}{2} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & c_{66} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & c_{66} \end{bmatrix} \quad I-9$$

5. Matériau isotrope :

C'est un matériau qui ne possède aucune direction privilégiée et ses propriétés sont indépendantes du choix de l'axe de référence. Dans ce cas le nombre de constantes indépendantes vaut seulement deux. La matrice de rigidité d'un tel matériau est donnée par :

$$[C] = \begin{bmatrix} c_{11} & c_{12} & c_{12} & 0 & 0 & 0 \\ c_{12} & c_{11} & c_{12} & 0 & 0 & 0 \\ c_{12} & c_{12} & c_{11} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{c_{11}-c_{12}}{2} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{c_{11}-c_{12}}{2} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{c_{11}-c_{12}}{2} \end{bmatrix} \quad I-10$$

Conclusion :

- Les matériaux composites offrent des options de conception illimitées.
- La sélection du type de matrice et fibre est essentielle dans le processus de conception.
- Les structures peuvent être produites avec des propriétés spécifiques pour répondre aux exigences d'utilisation finale.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

[1]: <http://www.aerospace-technology.com/projects/ariane5/>

[2]: Hull D. and Claye T. W. *An introduction to composite Materials 2nd edition* Edition Cambridge University Press, UK, 1997.

[3]: Boudenne A., « Etude expérimentale et théorique des propriétés thermo-physiques de matériaux composite à matrice polymère », Université PARISXII, 2003.

[4]: Berthelot J-M, « Matériaux composites: comportement mécanique et analyse des structures », 4^{ième} édition, Lavoisier, 2005.

[5]: Renard J., « Elaboration, microstructure et comportement des matériaux composites à matrice polymère », Lavoisier, 2005.

[6]: Bensaid S., « Contribution à la caractérisation et à la modélisation électromagnétique et thermique des matériaux composites anisotropes », thèse de doctorat, l'université de Nantes, 2006.

[7]: R.A. Schapery. *Nonlinear viscoelastic and viscoplastic constitutive equations based On thermodynamics, Mechanics of Time-Dependent Materials*, 1:209_240, 1997.

[8]: Talreja, R and C. Veer singh. *Damage and failure of composites materials*. Cambridge university, UK, 2012, pp.304

Elaboration des matériaux Composites

I. Différents procédés d'élaboration de matériaux composites

L'élaboration des matériaux composites peut être classifiée sous différentes formes. Gay [1] propose de les classer selon les principes de moulage (mise en forme à chaud, mise en forme à froid) tandis que Binétruy [3] propose un classement en utilisant deux types de classification : technologique et physique. Nous pourrions aussi utiliser une classification suivant le type de résine, thermodurcissable ou thermoplastique, et la taille de la série de production [4].

I.1. Procédés de fabrication par voie sèche

Les procédés de fabrication par voie sèche correspondent aux procédés pour lesquels les matériaux utilisés sont sous forme de semi-produits. La résine est déjà mélangée aux fibres mais sa polymérisation a été arrêtée à un stade appelé stade B [2] : le cycle de polymérisation a commencé mais il a été stoppé par la congélation de l'ensemble fibre+résine à un état de gélification. La polymérisation finale de la résine est effectuée par une élévation de température lors du cycle de cuisson final.

I.2. Procédés utilisant des préimprégnés

*Le préimprégné est un mélange de fibres et de résine thermodurcissable non polymérisée, il se présente généralement sous forme de bandes. Ce mélange doit être maintenu à basse température avant son application, soit manuelle, soit par un robot. Une basse température de stockage permet d'éviter la polymérisation de la résine. Le préimprégné est déposé couche par couche selon la séquence d'empilement que l'on souhaite obtenir. Ensuite, **un traitement dans un four ou un autoclave permet d'obtenir la polymérisation de la résine.***

Les tissus d'environnement et la séquence d'empilement des plis préimprégnés sont disposés dans un moule. Ils sont recouverts d'un sac étanche relié à une pompe à vide (Fig. II.1).

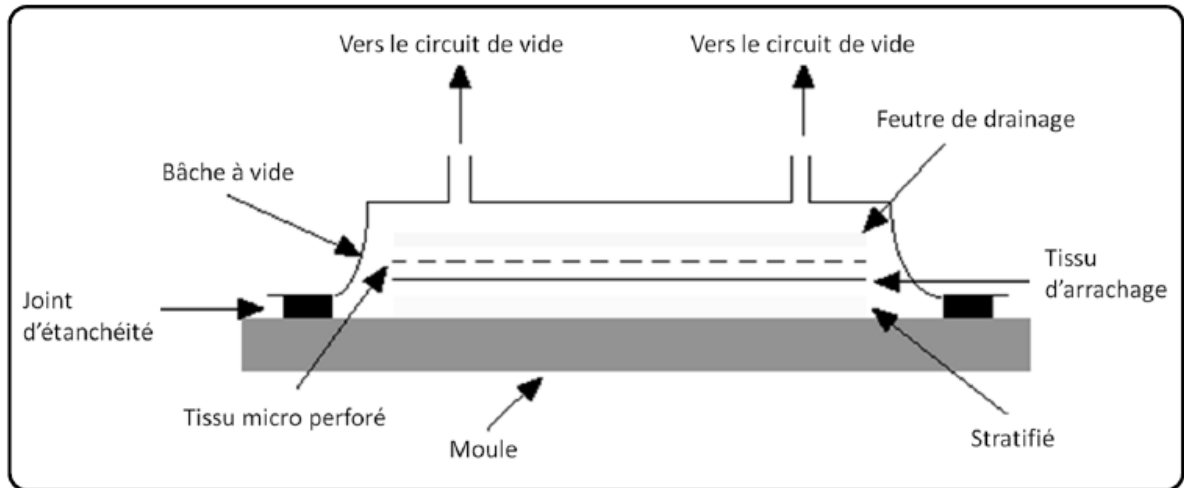


Figure II-1- Principe de Moulage au sac préimprégnés [5,6]

La dépression relative à l'intérieur du sac permet l'évacuation de bulles d'air. Le moule est ensuite passé en étuve ou en autoclave, sous pression (qui peut atteindre 7 bar en autoclave ou sous presse), pour cuisson finale. Le cycle de cuisson final est défini par le type et la formulation de la résine mais aussi par certaines caractéristiques calorimétriques finales souhaitées. De par sa simplicité de mise en œuvre, ce procédé est fortement utilisé en industrie [1]. Les avantages de cette méthode résident dans les caractéristiques mécaniques élevées obtenues pour chaque pli (variation du taux de fibres), et dans l'amélioration des conditions de travail des opérateurs [2]. Ce procédé de fabrication comporte certains inconvénients. Nous pouvons citer par exemple la nécessité d'un lourd investissement : autoclave, azote pour mettre en pression l'ensemble de l'autoclave, machine à draper automatique, ... De plus, le stockage des matières premières a un coût important [6]. Cependant, ce procédé de fabrication s'applique à des pièces de géométrie moyennement complexe, à

des séries de toute taille. La cadence de fabrication dépend du nombre de plis et de la spécificité de la pièce à mouler.

1.3. Bobinage ou enroulement filamentaire par voie sèche

Dans le cas de ce procédé par voie sèche, le fil est préalablement imprégné de résine lors de son passage dans l'imprégnatrice. Les fils ou rubans préimprégnés de résine sont placés sur une pièce de révolution en rotation avant d'être polymérisés en étuve (Fig. II.2). Pour les pièces de révolution à géométrie simple [2], l'enroulement peut se faire en continu, alors que pour des pièces de révolution à géométrie complexe, l'enroulement se fait sur un mandrin démontable. Les fils suivent alors des trajectoires plus complexes appelées trajectoires géodésiques. On distingue classiquement trois grandes catégories de bobinage : le bobinage hélicoïdal, le bobinage circonférentiel et le bobinage polaire. Ce procédé nécessite un lourd investissement en terme de machines et de mandrins : il faut un mandrin par type de pièce réalisée. De plus, la taille des pièces réalisées est directement dépendante des capacités machine. Cependant, ce procédé de fabrication s'applique aux pièces de grandes dimensions et de moyennes ou grandes séries (tubes, conteneurs, enveloppes de fusée, ...). Les pièces réalisées sont pour la plupart de révolution et ont des états de surface propres.

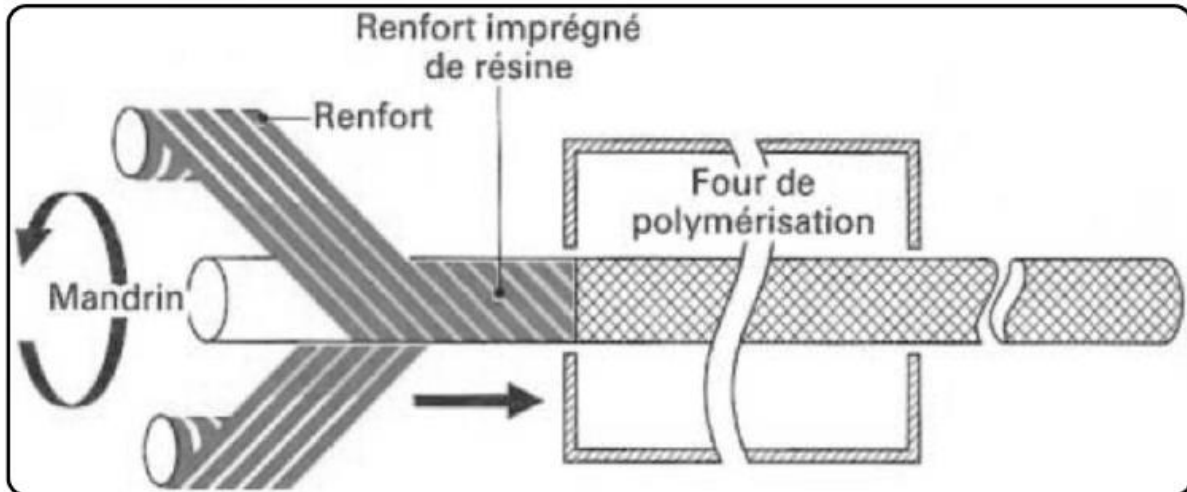


Figure II.2 : Principe de l'enroulement filamentaire en continu par voie sèche [5,6].

1.4. Moulage par compression

Le moulage par compression s'applique au mat (produit constitué de filaments, de fibres discontinues ou de fils de base, coupés ou non, orientés ou non, et maintenus ensembles sous forme de nappe) ou aux tissus préimprégnés. Ceux-ci sont empilés dans un moule préchauffé. Cet ensemble est mis sous une presse de façon à donner aux tissus la forme du moule et à polymériser la résine. Cette méthode permet donc d'avoir un produit fini ayant deux faces lisses similaires à celle du moule. Cette technique est applicable aux moyennes et grandes séries et pour des cadences de production de 4 à 12 pièces par heure. Ce procédé nécessite un équipement plus important que pour le moulage de préimprégnés par sac à vide : un moule plus contre moule, une presse et un système de chauffe dans le cas du moulage par compression à chaud. Il est applicable à des géométries simples ne comportant que des surfaces en dépouille.

1.5. Procédés de fabrication par voie humide

Les procédés de fabrication par voie humide caractérisent l'état de la résine lors de la mise en œuvre du produit fini. Lors de ce type de procédé, la résine est préparée (décongélation, mise à température, contrôle de la viscosité)

simultanément au drapage des fibres. La résine est ensuite intégrée à la fibre à l'état liquide.

1.6. Moulage au contact

Cette technique de mise en œuvre des matériaux composites est l'une des plus basiques [1]. Elle est largement utilisée dans le cas de pièces unitaires ou de grandes dimensions. Le principe de cette méthode est d'appliquer les fibres sur le moule, puis de venir imprégner les fibres avec un mélange de résine liquide et de catalyseur. Après gélification des premières couches de fibres/résine positionnées, on peut appliquer d'autres couches jusqu'au drapage complet de la pièce. A chaque mise en place d'un pli, il est nécessaire de « débuller » la résine à l'aide d'un rouleau ou d'un pinceau. Le démoulage se fait après plusieurs heures de polymérisation à la température ambiante. La pièce démoulée est ensuite mise en étuve pour terminer le cycle de polymérisation de la résine. Les avantages de ce procédé sont : un investissement initial très faible et un degré de formation pour la mise en œuvre moyennement élevé. Il permet la réalisation de pièces de petites ou moyennes séries, de toutes dimensions sans restriction dues à la géométrie de la pièce. Cependant, toutes les formes doivent être en dépouille. Les inconvénients sont de plusieurs types : en terme d'hygiène et de sécurité et en terme de qualité du composite. Le mouleur est au contact de la résine tout au long de la fabrication : émanations, vapeurs, contact physique. De plus, la géométrie du moule n'est pas toujours adaptée à de bonnes positions de travail. La qualité de la pièce finie dépend de la minutie du mouleur et de l'état de surface initial du moule : seule une face présentera un bon état de surface. De plus, la proportion en fibres n'est pas maîtrisée et peut varier de 50% à 80% en volume. De ce fait, les caractéristiques mécaniques peuvent évoluer proportionnellement au taux volumique en fibres du composite réalisé [2].

I.7. Projection simultanée

Le moulage par projection simultanée permet la projection, à l'aide d'un pistolet, de la résine et des fibres longues coupées. La longueur de fibres dépend du réglage du couteau. Le pistolet est alimenté en fibres et en résine (Fig. II.3). A l'intérieur de celui-ci, un couteau vient couper les fibres et les projeter sur le moule préalablement préparé. Cette technique requiert aussi une phase de « débullage ». Elle permet l'élaboration de pièces de moyennes ou grandes séries. Cependant, une des restrictions majeures de cette méthode est l'utilisation de fibres coupées qui vont influencer sur les caractéristiques mécaniques du produit fini. Leur dimension, de 5 à 25 mm, permet leur position dans les trois directions et, de ce fait permet la création d'un matériau ayant un comportement global isotrope. Cependant, comme les fibres sont coupées, il n'y a pas continuité du renfort. Plus la concentration de fibres est importante, plus les modules élastiques sont importants.

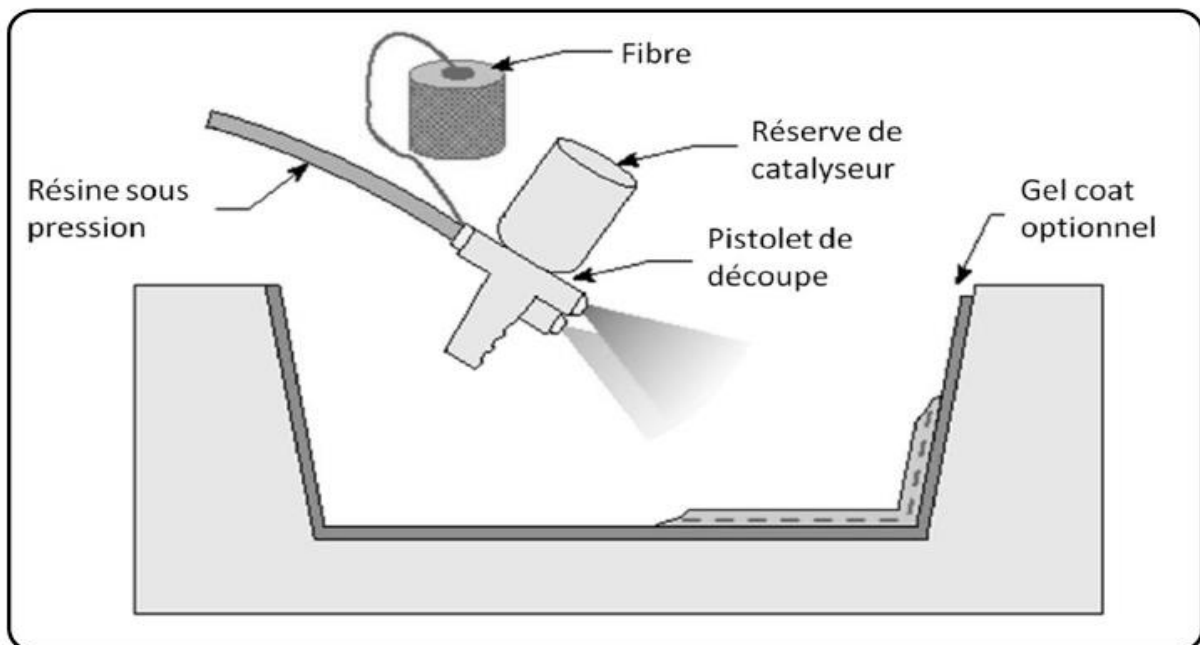


Figure II.3 : Principe de la projection simultanée [5,6].

1.8. Enroulement filamentaire par voie humide

Cette méthode est similaire à l'enroulement filamentaire par voie sèche. La différence majeure est l'utilisation de fibres sèches. Celles-ci passent dans un bain de résine juste avant d'être enroulées sur le mandrin (Fig. II.4). De nombreux paramètres, peuvent agir sur le produit fini tel que : La vitesse de rotation du mandrin, ou la vitesse de déroulement des fibres, la vitesse de translation du plateau comprenant le bac à résine et les fibres peuvent agir sur la tension des fibres. Dès lors, la séquence d'empilement et la teneur en résine diffèrent. Il en résulte une modification de la teneur en fibres et donc, du niveau de performance du composite réalisé.

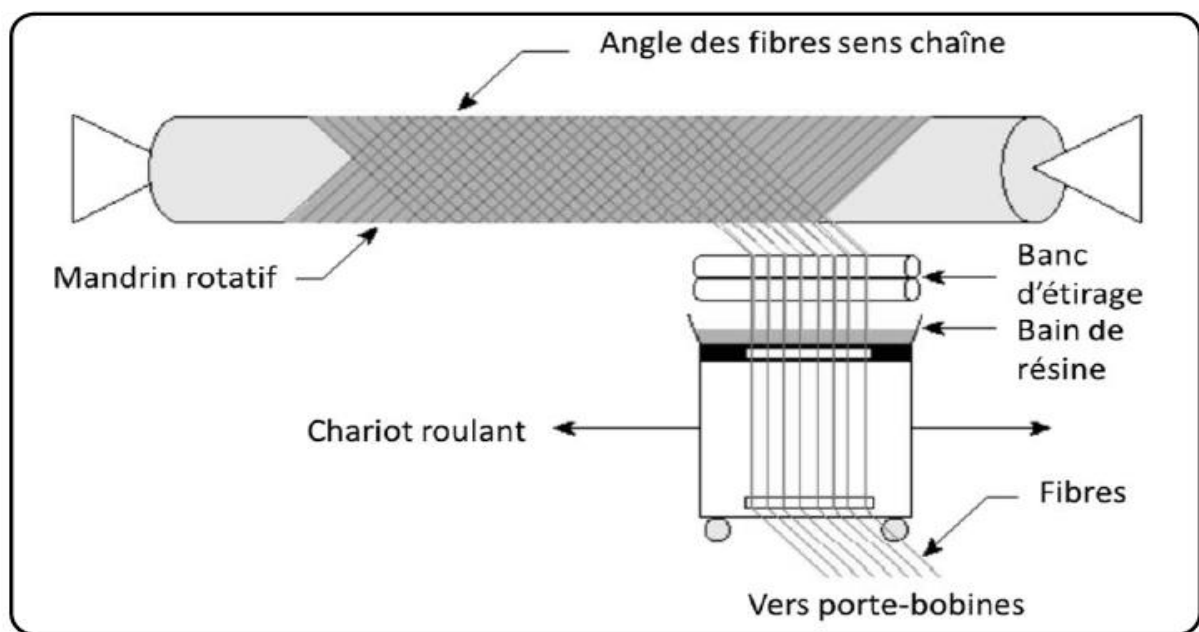


Figure II.4 : Principe de l'enroulement filamentaire par voie humide [5,6].

1.9. Infusion de film de résine

Ce procédé (Fig. II.5) consiste à déposer une couche de résine solide sur le moule. Au dessus de cette couche de résine sont disposés les plis de tissus préformés. Une plaque perforée peut être ajoutée au-dessus des plis préformés de façon à améliorer l'état de surface supérieur de la pièce réalisée. Au-dessus

de cette plaque est positionné un tissu absorbant de façon à absorber l'excédent de résine. L'ensemble est mis sous bâche pour l'étanchéité du contenu de celle-ci. Sous l'action simultanée d'un cycle de chauffe et d'un cycle de pression, la résine se liquéfie et les préformes fibreuses sont imprégnées dans l'épaisseur. Le cycle de chauffe permet la diminution de la viscosité de la résine. Le cycle de pression sert, quant à lui, au maintien de la préforme fibreuse, à l'évacuation de l'air dans les tissus, et conditionne ainsi l'obtention d'un produit fini d'épaisseur donnée. L'infiltration de la résine dans les fibres et la réticulation de celle-ci se font en une seule phase [6].

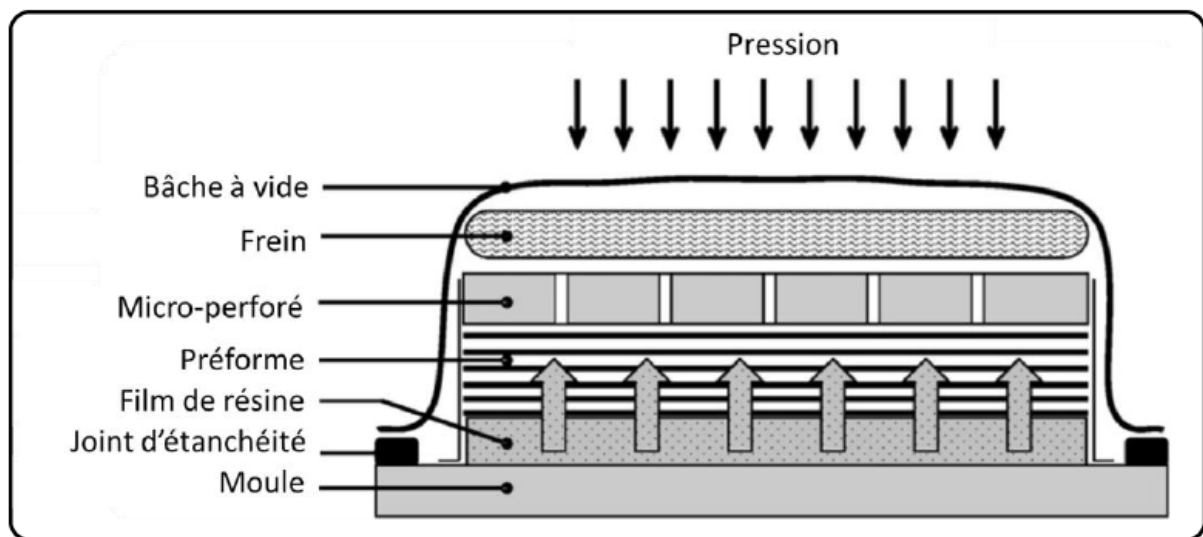


Figure II.5 : Principe du procédé Résine Film Infusion [5,6]

I. 10. Infusion de résine liquide

L'infusion de résine liquide est basée sur l'imprégnation d'un empilement de tissus secs dans le sens transversal des fibres sous la seule action d'un tirage de vide (Fig. II.6). La résine traverse les fibres de haut en bas. Pour le bon déroulement de l'infusion, des tissus d'environnement sont utilisés. Le tissu d'arrachage permet la séparation de la bâche à vide par rapport à la pièce composite. Le tissu drainant, quant à lui, permet d'accélérer le flux de résine sur le dessus de la pièce à réaliser pour avoir une alimentation en résine

quasiment instantanée sur toute la surface supérieure de la pièce à réaliser. Le frein sert à stopper la résine en fin d'infusion et l'empêche de remonter dans le circuit de vide. La bêche à vide, combinée au joint d'étanchéité, permet d'obtenir le vide dans les tissus secs. La séquence d'empilement et les tissus d'environnement sont placés sur le moule. Celui-ci a été préalablement préparé à l'aide d'une solution bouche-pores et d'un agent démoulant.

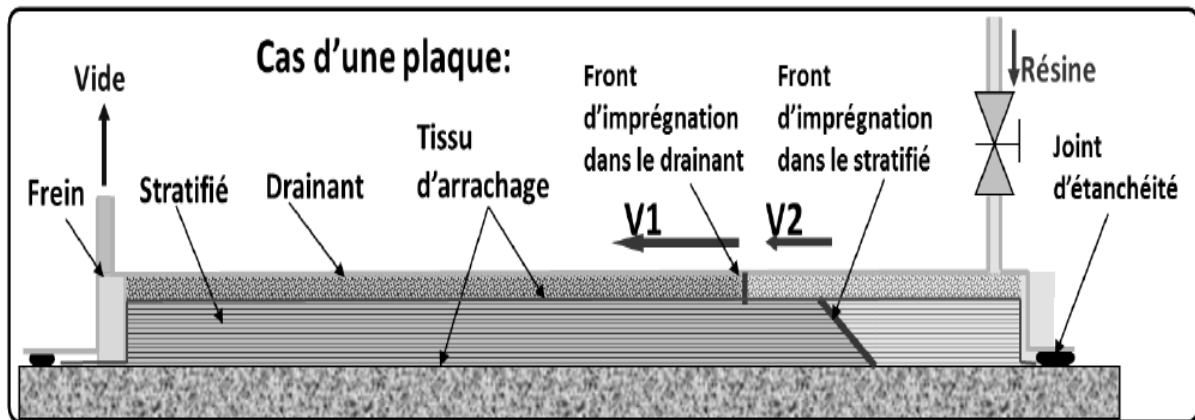


Figure II.6 : Principe de l'infusion de résine liquide [5,6].

II. Présentation d'une structure stratifiée

Généralement, on distingue deux sortes de matériaux composites structuraux : les stratifiés et les sandwichs. Les stratifiés sont formés de plusieurs couches élémentaires appelées monocouches. En effet, les monocouches représentent l'élément de base de la structure composite, et sont formées d'une matière plastique (résine) renforcée d'un matériau fibreux (renfort). Les divers types de monocouches sont définis par la forme du renfort : à fibres longues (unidirectionnelles UD ou réparties aléatoirement), à fibres tissées, ou à fibres courtes. La superposition de plusieurs monocouches dans la direction de l'épaisseur permet d'obtenir une structure composite stratifiée [1,2]. Un choix

approprié de la séquence d'empilement ou autrement de l'orientation propre de chaque pli, confère aux structures composites stratifiées certaines caractéristiques mécaniques spécifiques importantes. Par ailleurs, l'idée d'insérer un matériau moins dense entre deux peaux en composites stratifiées, autrement dit la construction sandwich, a permis d'améliorer davantage la rigidité en flexion des matériaux composites. Une structure sandwich est formée généralement de trois composants possédant des propriétés différentes, mais complémentaires : les peaux, l'âme et l'adhésif.

Un composite stratifié est constitué d'un empilement de plusieurs couches élémentaires orientées dans différentes directions. Usuellement, on définit :

Les stratifiés à base de fils ou de tissus unidirectionnels constituent un type de stratifié de base auquel peut se ramener en théorie tout autre type de stratifié. Ces stratifiés sont constitués de couches de fils ou de tissus unidirectionnel, dont la direction est décalée dans chaque couche, (Fig. II.7). Chaque couche est désignée par un nombre indiquant la valeur en degrés de l'angle que fait la direction des fibres avec l'axe x de référence (Fig. II.8).

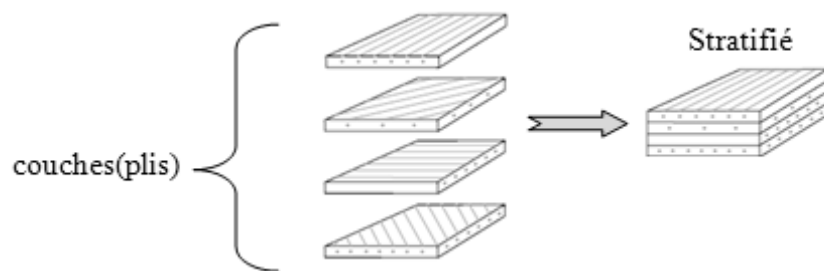


Figure I.7 : Constitution d'un stratifié.

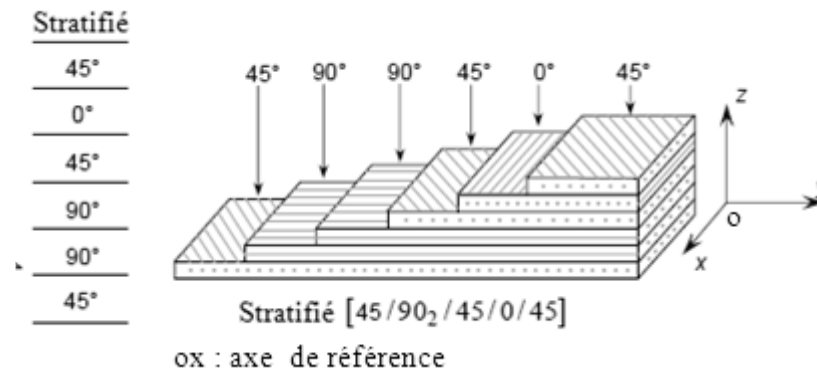


Figure II.8 : Exemple de la désignation d'un stratifié.

La direction 0° correspond à la direction d'application de l'effort, ou à une direction privilégiée de la pièce considérée, ou à l'axe des abscisses du repère choisi. On prévoit en général une proportion minimum de plis (5% à 10%) suivant chaque direction 0° , $+45^\circ$, -45° et 90° . L'épaisseur minimum d'un stratifié doit être de l'ordre du millimètre. Les proportions et le nombre de plis à placer dans chacune des directions 0° , $+45^\circ$, -45° et 90° prennent en compte les sollicitations mécaniques qui s'exercent sur le stratifié dans la zone considérée. En général trois critères préoccupent le concepteur qui doit décider de l'agencement des plis [1] :

- Supporter les flux d'efforts sans détérioration ;
- Limiter les déformations de la pièce chargée dont fait partie le stratifié ;
- Minimiser la masse des matériaux.

Lorsque le stratifié est défini (nombre de couches et orientations) il faut dans la mesure du possible, respecter les agencements suivants :

- Plis à 90° placés en surface, puis plis à $+45$ ou -45 , lorsque le flux d'effort prépondérant est dirigé suivant la direction 0° ;
- Pas plus de 4 plis consécutifs suivant une même direction

Les stratifiés symétriques, leurs désignation ne nécessite que la moitié des couches successives [1,2].

- Si le stratifié a un nombre pair de couches, la désignation débute sur une face pour finir au plan de symétrie. Un indice (s) indique que le stratifié est symétrique (Fig. II.9).
- Si le stratifié comporte un nombre impair de couches, la désignation est semblable à la précédente, la couche centrale étant surlignée.

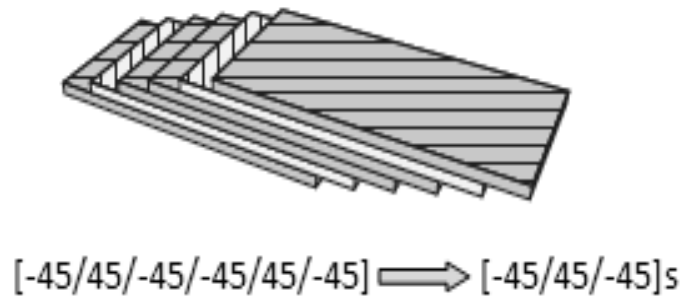


Figure II.9 : Exemple d'un Stratifié symétrique.

Les Stratifiés séquences La répétition de séquences peut être indiquée par un indice indiquant le nombre de fois où une séquence est successivement répétée (Fig. II.10).

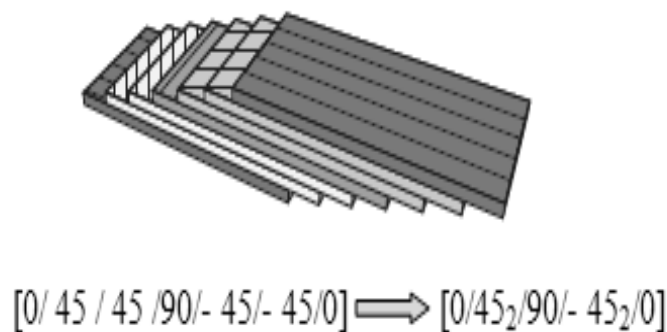


Figure II.10 : Exemple d'un Stratifié séquence.

Les stratifiés hybrides sont constitués de couches successives comportant des fibres de natures différentes. Il sera alors nécessaire de les mentionner dans la désignation. Les stratifiés hybrides permettent d'être plus performants en utilisant au mieux les propriétés des diverse fibres disponibles. Parmi les différents hybrides, on peut distinguer [1,2]:

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

RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [1] D. Gay. *Matériaux composites*. Hermès, 5ème édition, 1997.
- [2] C. Binétruy. *Physique du moulage des composites avancés : aspects théoriques*. *Techniques de l'ingénieur*, no. AM 3 718, 2000.
- [3] F. Berbain, A. Chevalier et C. Choudin. *Mise en oeuvre des composites : méthodes et matériels*. *Techniques de l'ingénieur*, no. A 3 720, 1997.
- [4] C. Bathias. *Matériaux composites*. Dunod, 2ème édition, 2009.
- [5] J.M. Berthelot. *Matériaux composites : comportement mécanique et analyse des structures*. Lavoisier, 4ème édition, 2005.
- [6] R.P. Carreira. *Les matériaux composites dans l'industrie des sports et loisirs*. In 2nd congrès du Réseau Français d'Ingénierie du Sport, 2005.

Dégradation des Matériaux Composites

Les composites, comme tout matériau, peuvent se dégrader sous l'action du chargement qui leur est appliqué. Cette ressource décrit les phénomènes physiques correspondant aux dégradations mécaniques d'une pièce composite, des premiers dommages jusqu'à la rupture. L'exemple retenu est celui d'un stratifié de type « aéronautique ».

III-1 : Introduction :

Les nouveaux usages des matériaux composites demandent une confiance accrue envers ces matériaux. En effet, longtemps cantonnés à des pièces faiblement sollicitées, les composites sont maintenant largement utilisés sur des structures vitales, notamment en aéronautique , la figure III-1 montre un caisson central de voilure de l'A380, réalisé en composites (Image Airbus)

Compte tenu des impératifs de sécurité auxquels sont soumises ces structures, le concepteur doit avoir une idée précise des dégradations susceptibles de se produire en leur sein, et ce jusqu'à la ruine (c'est-à-dire la perte des fonctions de rigidité et de résistance mécanique) de la structure.



Figure III-1 : Le caisson central de voilure de l'A380, réalisé en composites

Les dégradations mécaniques que l'on peut observer dans une catégorie très courante de structures composites : les stratifiés à base de plis unidirectionnels, et plus particulièrement ceux qui sont formés de fibres continues (souvent de

verre ou de carbone) dans une matrice organique, La figure III-2 donne des exemples de dégradations que l'on peut observer dans les stratifiés.

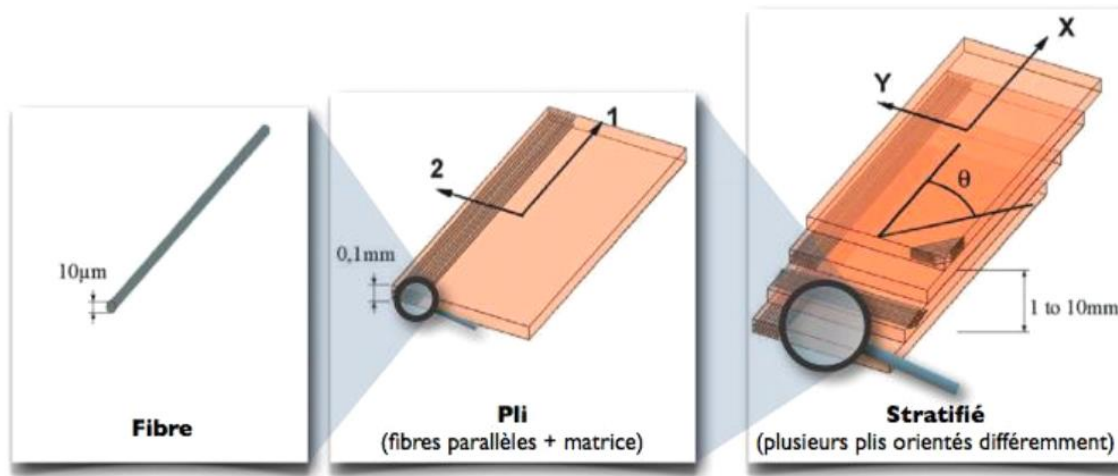


Figure III-2 : Structure d'un composite stratifié à base de plis unidirectionnels [1]

III-2 : Phénomènes physiques :

Comme tous les matériaux, les composites stratifiés ont tendance à se dégrader suivant deux grands principes :

- Les dégradations s'initient à l'échelle microscopique, puis se regroupent et s'étendent aux échelles supérieures ;
- Les dégradations se produisent de façon préférentielle dans les interfaces du matériau, qui sont généralement moins résistantes que la matière environnante. Plusieurs phénomènes interviennent lors de la dégradation d'un composite et interagissent de manière importante entre eux. La figure II.3 représente les phénomènes rencontrés lors de la dégradation d'un matériau composite classés en trois grandes familles :
 - Thermique
 - chimique
 - mécanique.

En réalité tous les phénomènes (Figure III-3) doivent être pris en compte pour une représentation proche de la réalité. Cependant, nous verrons par la suite que certaines hypothèses peuvent être faites pour réduire le nombre de

phénomènes à explorer si l'on ne s'intéresse qu'à l'évolution de certaines quantités.

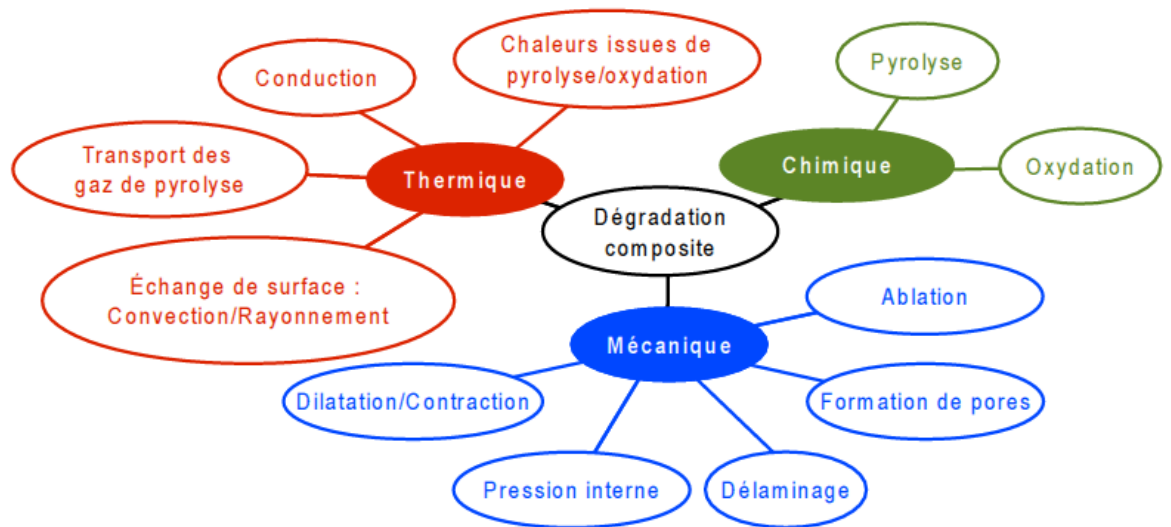


Figure III-3 : Schéma des différents phénomènes en jeu lors de la dégradation thermique d'un matériau composite [2]

III-3 : Endommagement des stratifiés

Plusieurs types d'endommagement peuvent apparaître au sein d'un stratifié tant au niveau des fibres (rupture de fibres) qu'au sein de la matrice (fissuration matricielle). De plus, endommagements matriciels peuvent intervenir dans le pli ou à l'interface entre deux plis adjacents. Le scénario de dégradation des composites stratifiés de plis unidirectionnels (dans

d'une éprouvette lisse sollicitée en membrane) est décrit par la figure III-4 [3,4]

1. Apparition d'endommagement à l'échelle de la fibre et de la matrice sous forme de

microfissuration matricielle et de décohésion fibre/matrice (indiquée en jaune sur la Figure 1 de l'étape 1).

2. Coalescence de ces micro-dommages conduisant à l'apparition d'endommagement à l'échelle du pli sous forme de fissures parallèles aux fibres. Ces dernières traversent alors tant l'épaisseur que la largeur de l'éprouvette dans les plis désorientés par rapport à l'axe de

chargement. Cet endommagement intralaminare peut conduire à des microdélaminages entre du fait de la concentration de contraintes en pointe de fissure transverse (étape 2-3).

3. Rupture des fibres conduisant à la rupture du composite (étape 4).

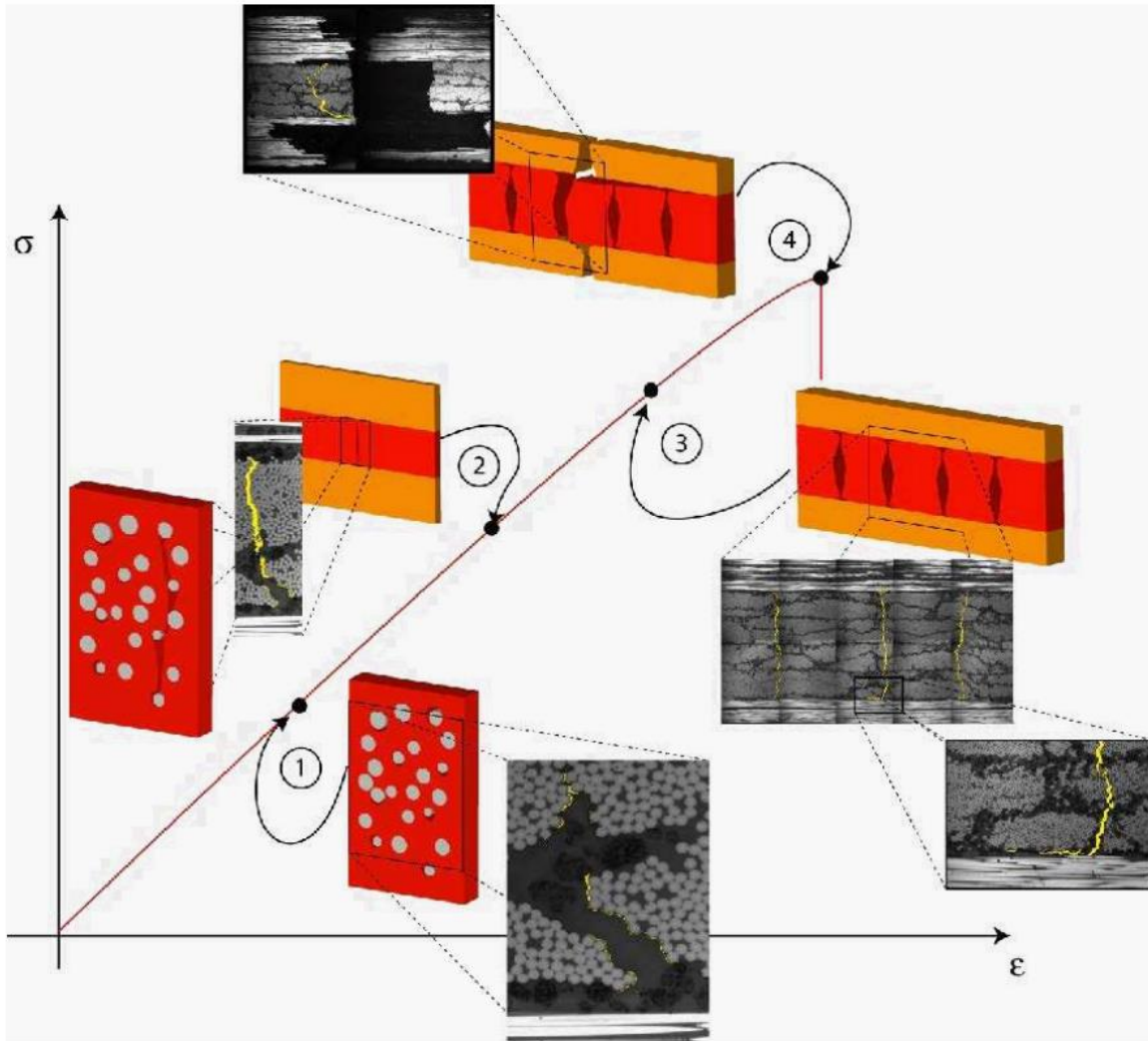


Figure III-4 : Scénario d'endommagement au cours d'un chargement d'un stratifié [3,4]

III.3.1 Phénomènes et endommagements mécaniques

Les mécanismes de dégradation au sein des composites stratifiés sont de natures très diverses de par la forte hétérogénéité du matériau étudié. Cette diversité rend leur étude a priori beaucoup plus délicate que celle de matériaux

homogènes classiques. Il convient donc avant tout de bien cerner les types de dommages susceptibles de se développer.

Les principaux mécanismes d'endommagement, dans un stratifié à fibres longues, qui peuvent être généralement classés [5,6,7]: la fissuration matricielle, délaminage inter-plis, la décohésion fibre/matrice et la rupture des fibres (voir figure III-5).

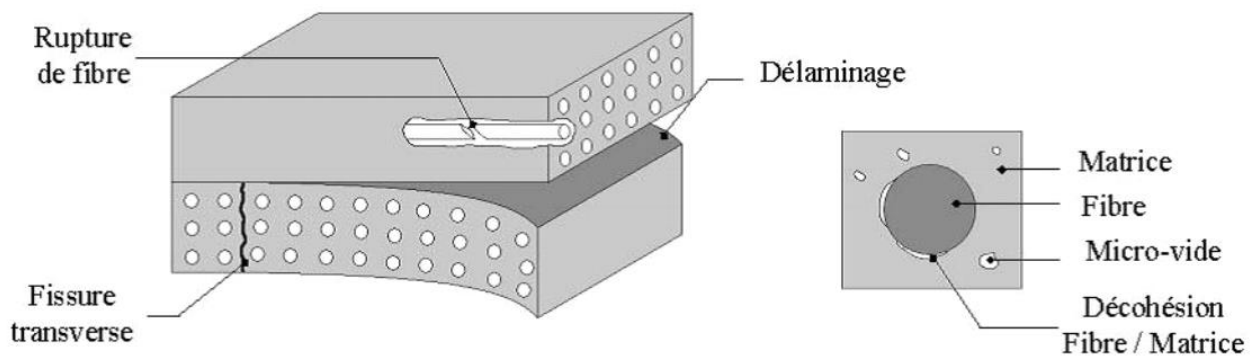


Figure III-5 : Mécanismes d'endommagement observés dans un composite [8]

III.3.2 La fissuration matricielle

Deux types de fissurations matricielles peuvent apparaître au sein du matériau: Les fissurations transverses et les fissurations longitudinales. Dans les stratifiés composites de type croisé, par exemple, le type d'endommagement le plus prépondérant est la fissuration matricielle transverse (Figure III-6) [7]. Bien que la fissuration matricielle ne contribue pas considérablement dans la rupture du matériau cependant elle peut causer une dégradation significative de la rigidité, elle peut induire aussi d'autres formes d'endommagement plus sévères tels que le délaminage et la rupture des fibres comme elle peut être une entrée pour les fluides (Figure III-7) [8].

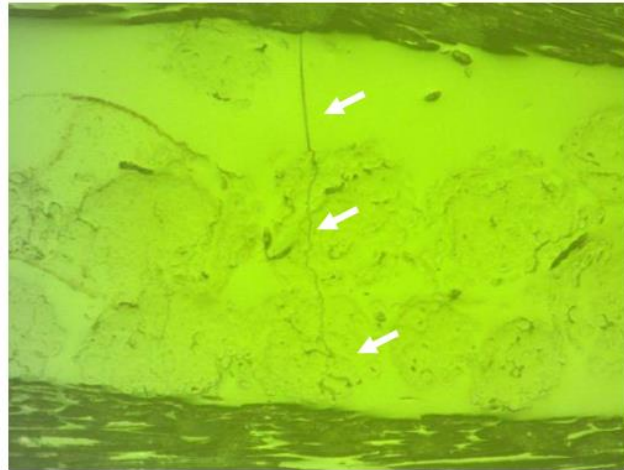


Figure III-6 : Fissuration matricielle transverse observée dans le stratifié étudié ; $[0^\circ, 90^\circ]_2s$, à proximité de la zone de fracture [8].

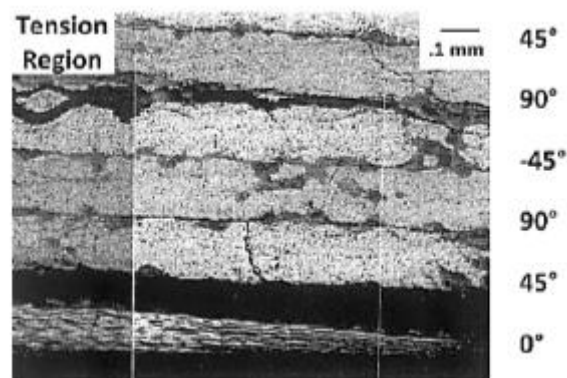


Figure III-7 : Fissuration matricielle et laminage [9]

III.3.3 La décohésion fibre/matrice (déchaussement)

L'interface joue un grand rôle dans la performance du matériau composite. Les propriétés mécaniques de la structure sont fortement liées à la nature de l'interface entre la fibre et la matrice. Si l'adhésion entre la fibre et la matrice est faible des microfissures apparaissent très tôt au niveau de l'interface et peuvent parfois influencer d'autres mécanismes d'endommagements tel que fibre pull-out. Par contre si l'adhésion fibre/matrice est forte la ruine du matériau est essentiellement causée par la rupture des fibres ainsi que la

fissuration matricielle. Une meilleure interface (forte adhésion fibre/matrice) permet donc d'avoir un composite de meilleure performance.

III.3.4 La rupture des fibres

Le phénomène de la rupture des fibres est le mode d'endommagement qui se produit au stade terminal de l'endommagement et conduit à la rupture finale du matériau.

III.3.4-1 : Dégradations suite à des sollicitations non parallèles aux fibres

Le cas des sollicitations non parallèles aux fibres, telles que des sollicitations perpendiculaires et/ou avec cisaillement, est très différent : les dégradations apparaissent à des niveaux de chargement très faibles, s'étendent progressivement, et peuvent croître pendant très longtemps sans forcément entraîner la ruine du stratifié. Le mécanisme mis en jeu est beaucoup plus complexe que précédemment, et les phénomènes peuvent être observés à au moins deux échelles: celle des fibres et celle du pli.

III.3.4-1a : A l'échelle des fibres

Dans un pli sollicité en traction/compression transverse ou en cisaillement, le premier stade est souvent l'apparition de décohésions entre les fibres et la matrice (figure III-8), facilitées par les concentrations de contrainte qui affectent l'interface. Ces décohésions sont réparties de façon plus ou moins homogène au sein des plis, et leur nombre augmente progressivement avec l'intensité du chargement [10,11].

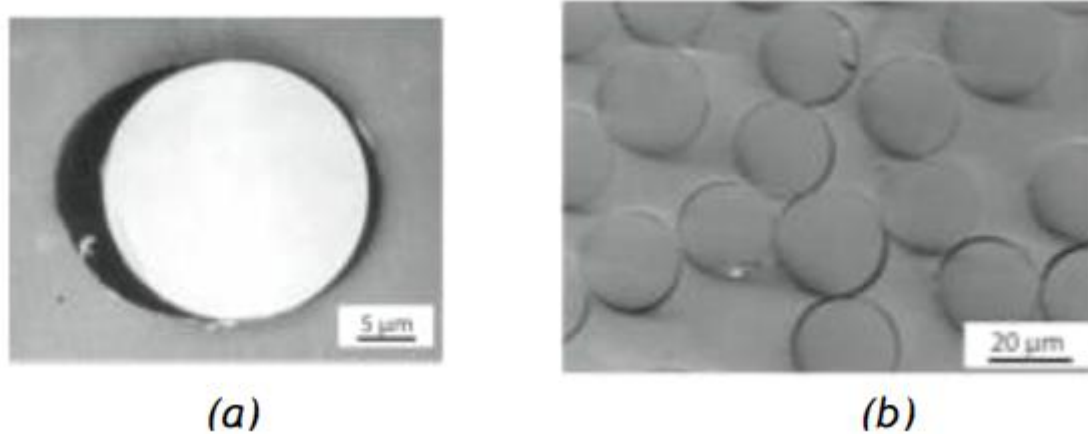


Figure III-8 : (a) Décohésion fibre/matrice (Image [10]) et (b) répartition des décohésions (Image [11])

Simultanément, des micro-délaminaages peuvent apparaître dans les interfaces entre les plis ; il s'agit de fissures microscopiques parallèles au plan du stratifié (figure III-9). Ces microfissures sont d'autant plus nombreuses que l'écart angulaire entre les deux plis est important. Là encore, leur répartition est à peu près homogène (cette fois dans l'interface) et leur nombre augmente progressivement.

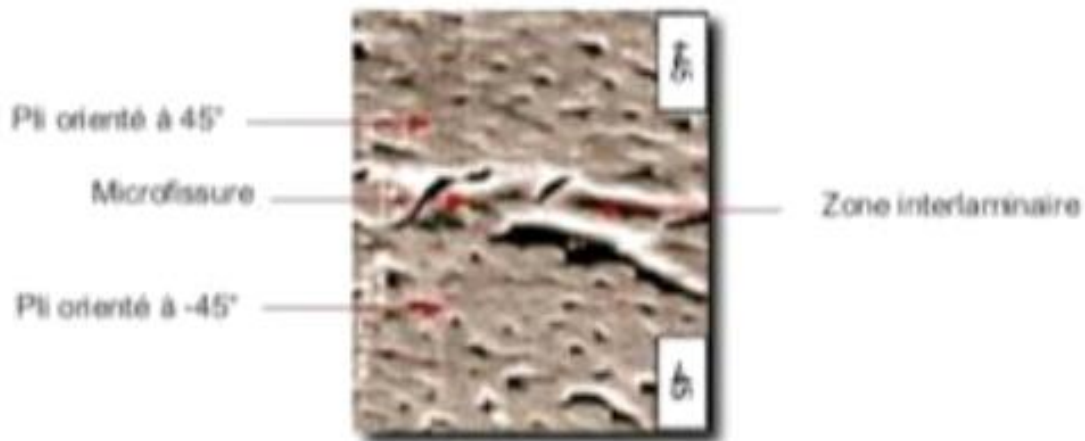


Figure III-9 : Une microfissure dans le plan du stratifié, entre deux plis à +/-45[12]

En règle générale, ces phénomènes sont presque indétectables, et se produisent à des niveaux de chargements tellement faibles qu'ils sont quasiment inévitables pour le concepteur. Pour la plupart des applications, ils ne posent aucun

problème. Cependant, si l'intensité du chargement (ou le nombre de cycles) continue à augmenter, des phénomènes plus sévères peuvent apparaître.

III.3.4-1b : A l'échelle des plis

A des niveaux de chargement plus élevés, les fissures microscopiques peuvent croître et se rejoindre jusqu'à former des dégradations plus étendues. Ces dégradations peuvent être de deux types :

Premièrement, les décohésions entre fibres et matrices peuvent se rejoindre pour former des fissures dans l'épaisseur du pli (Figure III-10a) ; passé un certain niveau de chargement, ce phénomène est instable, et les fissures se propagent rapidement jusqu'à traverser toute la largeur et toute l'épaisseur du pli (elles sont stoppées par les interfaces entre plis, voir figure III-10b).

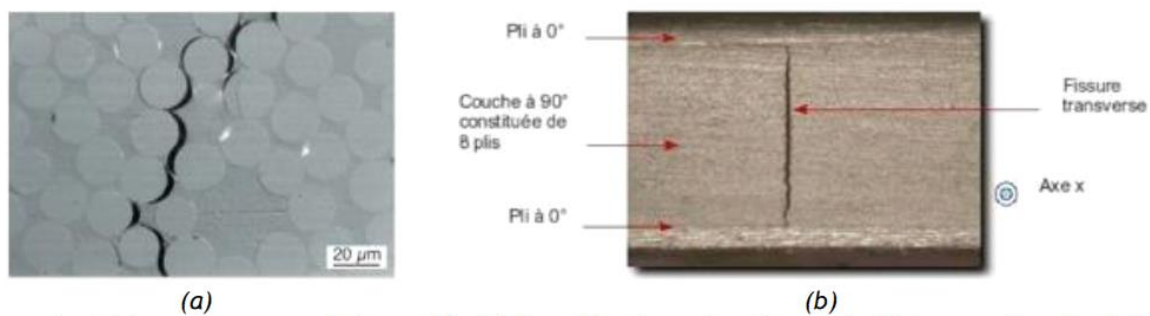


Figure III-10 : (a) Jonction entre plusieurs décohésions fibre/matrice [11]
(b) fissure transverse [13].

Ce phénomène affecte typiquement les plis à 90° (c'est-à-dire les plis perpendiculaires au chargement) et se nomme fissuration transverse. Il peut ainsi apparaître tout une série de fissures transverses (figure III-11) ; tant que les plis à 0° restent intacts, le stratifié continue à supporter la charge. Cependant, la fissuration transverse entraîne une redistribution du chargement vers les plis non fissurés, et cette redistribution peut parfois mener à la ruine.

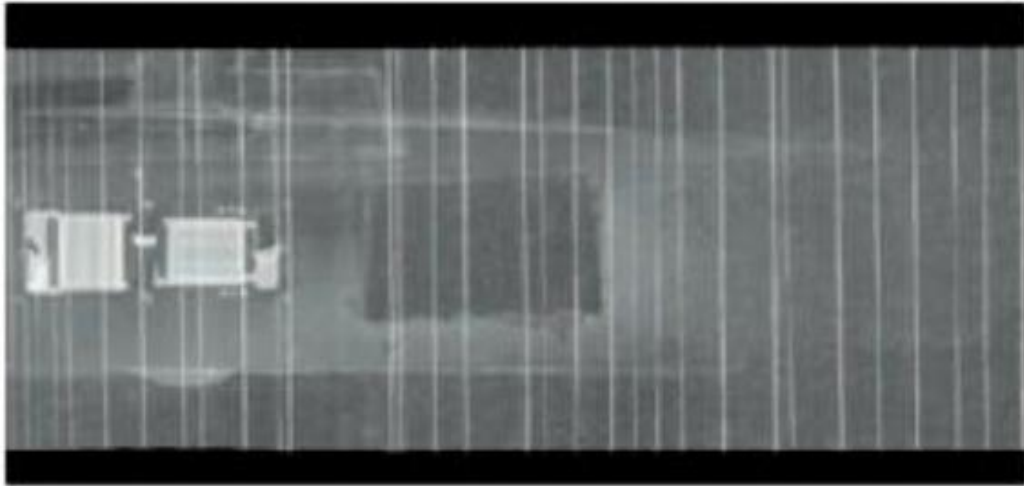


Figure III-11 : Radiographie d'un stratifié analogue à celui de la figure 6b, après un essai de traction ;Les raies blanches indiquent la présence de fissures dans le pli à 90°[1].

Deuxièmement, les fissures ainsi créées ont tendance à poursuivre leur chemin dans les interfaces entre plis, et ces derniers commencent donc à se décoller les uns des autres : c'est le délaminage(Figure III-12). En effet, les interfaces, naturellement moins résistantes et déjà affaiblies par le délaminage microscopique, subissent des concentrations de contraintes aux extrémités des fissures transverses.

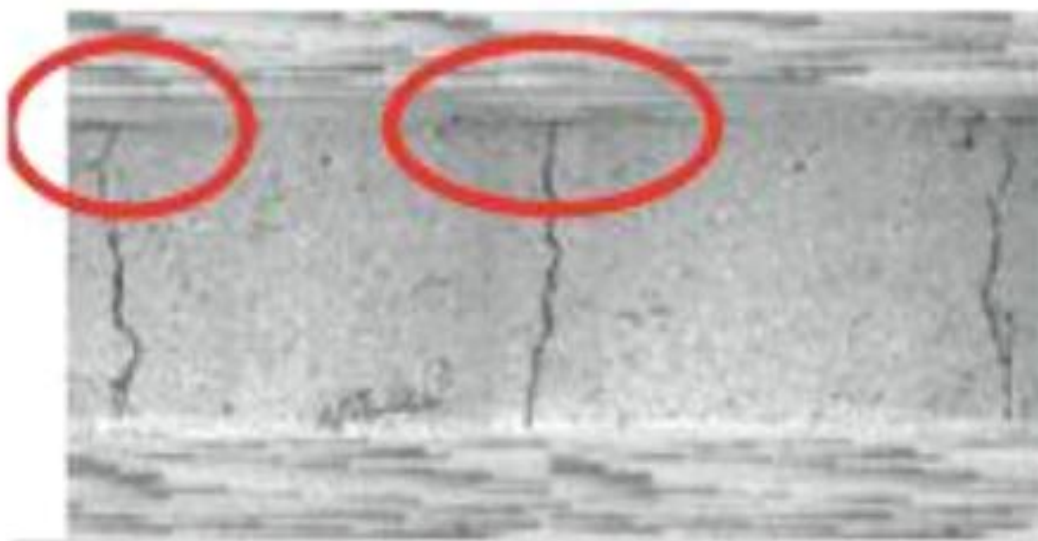


Figure III-12 : Apparition de délaminage local à l'extrémité de fissures transverses [14]

Le délaminage peut s'étendre sur des surfaces considérables (figure III-13). Il provoque alors la ruine du stratifié car les efforts ne peuvent alors plus se répartir entre les plis, et l'ensemble n'a alors plus aucune cohésion.



Figure III-13 : Une plaque trouée en stratifié quasi-isotrope, rompue par délaminage sous chargement de traction [15]

La figure III-14 récapitule les différentes dégradations mécaniques susceptibles de se produire dans un stratifié.

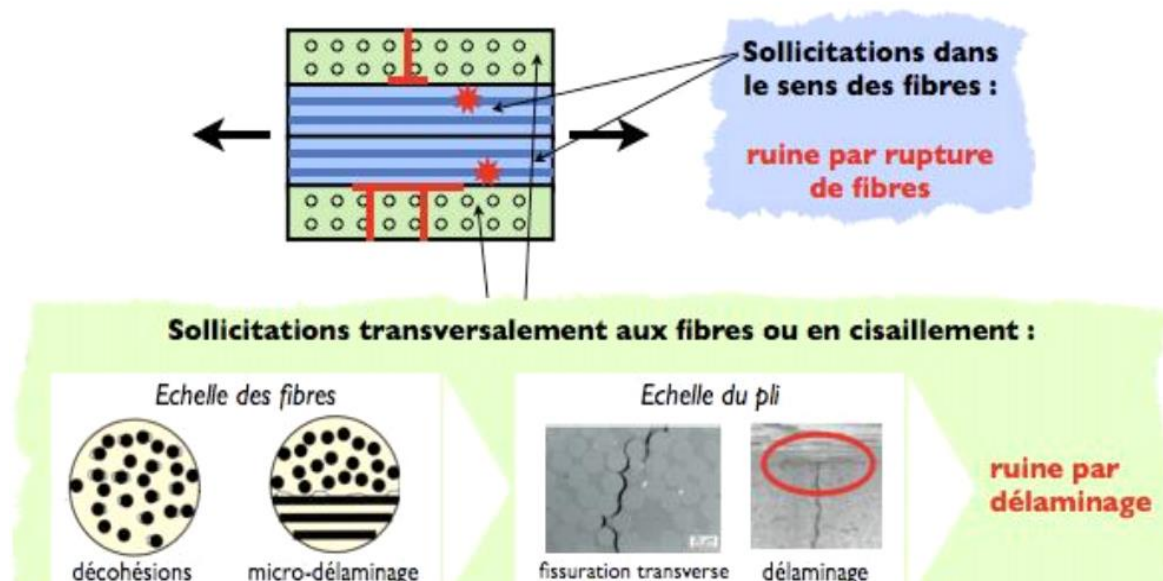


Figure III-14 : Les différentes dégradations mécaniques possibles dans un stratifié.

Si l'on s'en tient aux phénomènes purement mécaniques, il existe deux principaux modes de ruine des stratifiés :

- La ruine par rupture de fibres, qui affecte essentiellement les plis sollicités parallèlement aux fibres ;
- La ruine par délaminage, qui affecte essentiellement les plis sollicités transversalement et/ou en cisaillement (ou, plus exactement, les interfaces adjacentes à ces plis).

De ces deux modes de ruine, le délaminage est probablement celui qui pose le plus de problèmes aux concepteurs. En effet, il peut survenir à des niveaux de chargement relativement faibles, et la sensibilité d'un stratifié au délaminage est difficile à estimer a priori : elle dépend énormément de la conception et de la fabrication du stratifié. Par exemple, l'expérience montre que le délaminage est plus précoce lorsque la pièce comporte de nombreux bords libres (trous pour passage de boulons ou rivets, raccords entre stratifiés différents...) ou lorsque des malfaçons ont été commises, notamment dans les procédés manuels (oubli d'un morceau de film protecteur, mauvaise adhérence entre deux plis...)

III.4. Observation des mécanismes de rupture

Le suivi des mécanismes de rupture peut être effectué par diverses techniques dont nous donnons quelques éléments [16] :

III.4.1. Observation par microscopie

La technique la plus simple à mettre en oeuvre est l'observation à l'aide d'une binoculaire ou d'un microscope optique, permettant éventuellement une observation continue des phénomènes de rupture au cours des essais.

L'observation est ponctuelle et la profondeur de champ limitée. La microscopie électronique à balayage augmente cette profondeur, tout en permettant d'atteindre des grossissements élevés, (figure II-15).

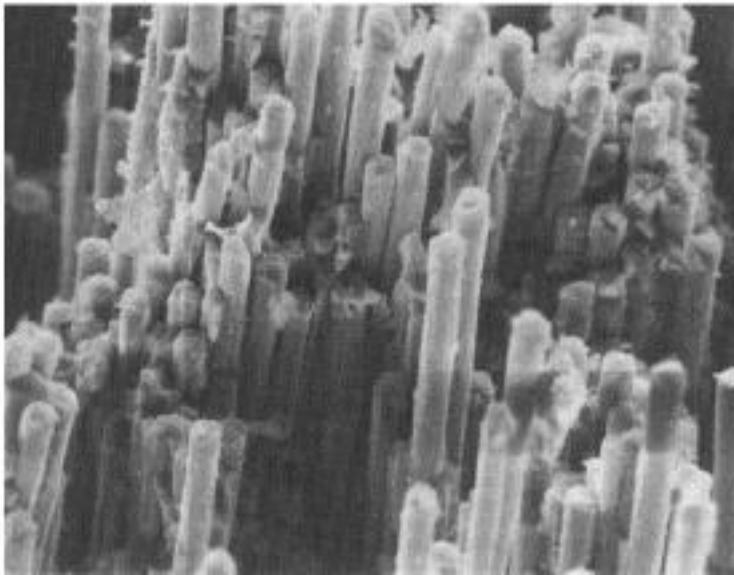


Figure III-15 : Visualisation par microscope de la Surface de rupture associée à une faible adhérence (carbone/époxyde) [16].

III.4.2. Visualisation par radiographie

*La technique de visualisation par radiographie X consiste à imprégner l'éprouvette fissurée à l'aide d'un opacifiant (iodure de zinc) et à faire ensuite une radiographie X de l'éprouvette. La radiographie donne une image 2D de l'état de fissuration, il est cependant aisé de localiser les dommages dans l'épaisseur du stratifié lorsque l'on connaît l'orientation des couches, (figure III-16). La radiographie permet une visualisation très fine des fissures, **et en***

particulier des fissures transverses. Il est également possible d'observer l'état de fissuration par radiographie à l'aide d'un scanner médical. L'analyse des variations de densité permet alors d'accéder à des informations en trois dimensions.

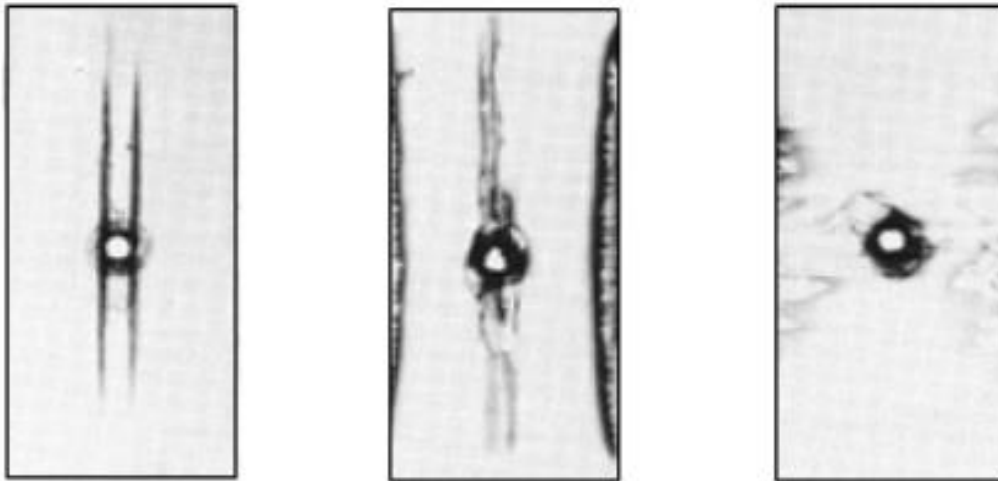


Figure III-16. Visualisation par radiographie X d'un composite carbone/époxyde (après essai de fatigue, $N=105$ cycles) [14].

III.4.3. Analyse par émission acoustique

L'émission acoustique est un processus physique qui permet d'accéder en temps réel à des informations sur les mécanismes de rupture mis en jeu.

Lorsqu'un mécanisme de rupture se produit au sein d'un matériau, il se crée localement une discontinuité du champ des déplacements et des contraintes.

Cette discontinuité appelée

événement devient la source d'une onde de déformation qui se propage dans le matériau, à la surface un capteur adapté traduit l'onde reçue en un signal électrique qui est ensuite amplifié,

puis analysé, (figure III-17).

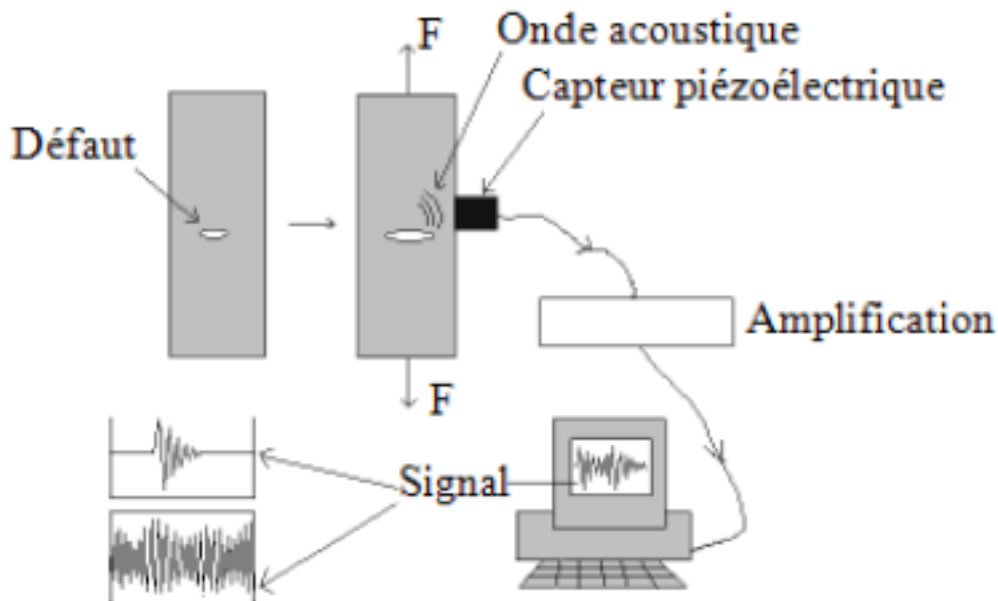


Figure III-17. Schéma de la chaîne d'émission acoustique.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [1] Lubineau, G. *Sur un mésomodèle d'endommagement des composites stratifiés : relations micro-méso, possibilités et limites*. Thèse de doctorat de l'Ecole Normale Supérieure de Cachan (2002)..
- [2] V. Biasi. *Modélisation thermique de la dégradation d'un matériau composite soumis au feu. Modélisation et simulation*. Thèse de Doctorat de L'Institut Supérieur de l'Aéronautique et de l'Espace (ISAE), 2014.
- [3] Huchette C., "Sur la complémentarité des approches expérimentales et numériques pour la modélisation des mécanismes d'endommagement des composites stratifiés". Thèse de doctorat, Université Paris VI - Pierre et Marie Curie (Paris VI), 2005.
- [4] Huchette C., Guinot F., "Experimental and numerical analysis on delamination growth in damaged composite material". 13th European Conference on Composite Materials (ECCM 13), Stockholm (Sweden), du 02/07/2008 au 05/07/2008.
- [5] Daniel Gay, « Matériaux composite », Hermes, 4ème édition, 1997.

[6] Vu Anh Thang. *Endommagement de stratifiés aéronautiques à fibres de carbone et matrice polymère soumis à des chargements monotones ou cycliques à plusieurs température, essais et modélisation. Thèse, L'école nationale supérieure de mécanique et d'aérotechnique, France, 2009.*

[7] Srinchomb WW, Reifsnider KL *Fatigue damage mechanisms in composite materials :a review. In :Fatigue mechanisms.ed, J T Fong, pp762-787, ASTM STOP675 ,1979.*

[8] Cédric Thomas. *Etude des mécanismes d'endommagement des composites fibres de carbone / matrice polyamide : application à la réalisation de réservoirs de stockage de gaz sous haute pression de type IV. Thèse de Doctorat, Paris.2011.*

[9] Stout MG, Koss DA, Liu C, Idasetima J. "Damage development in carbon/epoxy laminates under quasi-static and dynamic loading", *Composites Science and Technology*, 59 (16), (1999), pp. 2339-2350.

[10] E.K. Gamstedt et B.A. Sjögren (1999). *Micromechanisms in tension-compression fatigue of composite containing transverse plies. Composites Science and Technology*, 59 :167– 178.

[11] B.A. Sjögren et L. Berglund (2000). *The effects of matrix and interface on damage in GRP cross-ply laminates. Composites Science and Technology*, 60 :9 – 21.

[12] Lagattu, F. et Lafarie-Frenot, M. C. (2000). *Variation of peek matrix crystallinity in apc-2 composite subjected to large shearing deformations. Composites Science and Technology*, 60(4):605–612

[13] P. Ladevèze, G. Lubineau, *On a damage mesomodel for laminates: micro-meso relationships, possibilities and limits, Composite Science and Technology*, 61 (1s), (2001), 2149-2158.

[14] Blazquez, A., Mantic, V., Paris, F. et McCartney, N. (2009). *Beam analysis of damage progress in 0/90 laminates. Engineering Analysis with Boundary Elements*, 33(6):762–769.

[15] Hallett, S. et Winsom, M. (2008). *The open hole tensile test - a challenge for virtual testing*. WCCM8, Venise.

[16] Jean Marie Berthelot, « *matériaux composites, comportement mécanique et analyse des structures* », 4ème édition, TEC &DOC, 2005.

Formulation théorique :

IV-1 : Évaluation de la propriété matériel :

Il est bien connu dans de nombreuses études (1-9) que les propriétés matérielles dépendent de la température et de l'humidité.

En utilisant le modèle de la micro-mécanique pour les stratifiés, le coefficient de la dilatation thermique dans les directions longitudinales et transversales peuvent être exprimées par (24)

$$\alpha_{11} = \frac{V_f E_f \alpha_f + V_m E_m \alpha_m}{V_f E_f + V_m E_m} \quad (\text{IV-1})$$

$$\alpha_{22} = (1 + \nu_f) V_f \alpha_f + (1 + \nu_m) V_m \alpha_m - \nu_{12} \alpha_{11} \quad (\text{IV-2})$$

Où α_f et α_m sont respectivement les coefficients de dilatation théorique de la fibre et de la matrice.

Dans les équations ci-dessus, V_f et V_m sont les fractions volumiques des films et de la matrice et qui sont liés par :

$$V_f + V_m = 1 \quad (\text{IV-3})$$

Et E_f , G_f et ν_f sont respectivement, le module de Young, le module de Cisaillement et le coefficient de Poisson de la fibre

E_m , G_m et ν_m sont respectivement, le module de Young, le module de Cisaillement et le coefficient de Poisson de la matrice

Les propriétés matériels du stratifié en terme des propriétés du film et de la matrice sont exprimés par les équations suivantes :

$$E_{11} = V_f E_f + V_m E_m \quad (IV-4)$$

$$\frac{1}{E_{22}} = \frac{V_f}{E_f} + \frac{V_m}{E_m} - V_f V_m \frac{\nu_f^2 \left(\frac{E_m}{E_f} \right) + \nu_m^2 \left(\frac{E_f}{E_m} \right) - 2\nu_f \nu_m}{V_f E_f + V_m E_m} \quad (IV-5)$$

$$\frac{1}{G_{12}} = \frac{V_f}{G_f} + \frac{V_m}{G_m} \quad (IV-6)$$

$$\nu_{12} = V_f \nu_f + V_m \nu_m \quad (IV-7)$$

Il est supposé que E_m est fonction de la température et de l'humidité

Ainsi que α_{11} , α_{22} , E_{11} , E_{22} et G_{12} sont également fonction de la température et de l'humidité

VI-2 : Formulation du modèle :

Dans la présente analyse, nous avons modifié le module de la diffusion progressive du cisaillement (Shear-lag model) (21), en introduisant la notion de la fonction de perturbation de contraintes (6-9 et 22).

Considérons une cellule d'un stratifié croisé

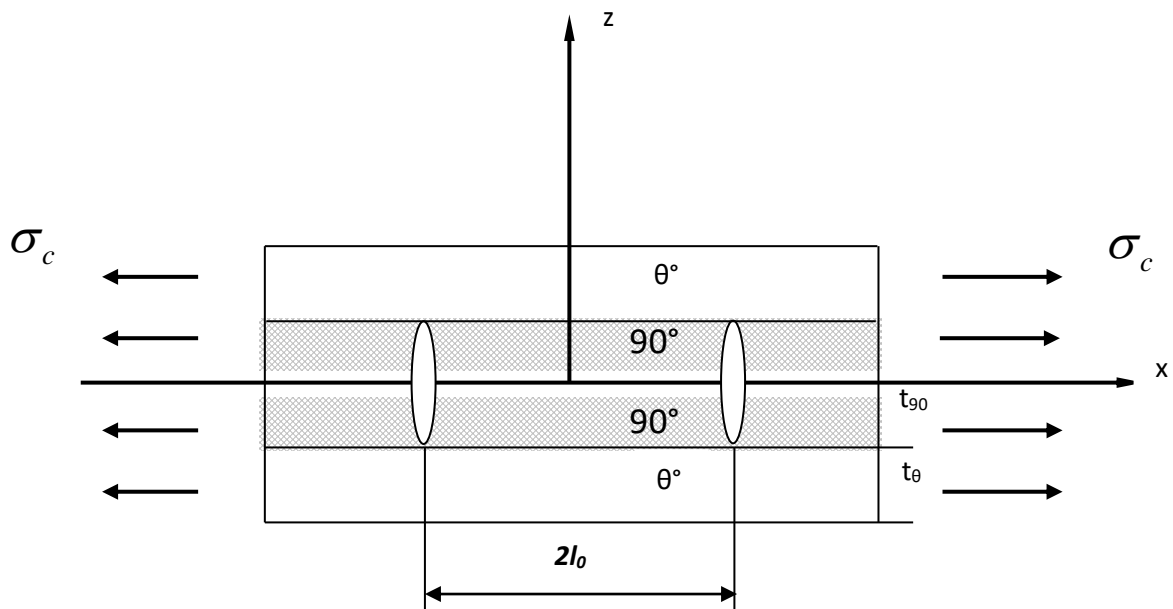


Fig.IV-1. Modèle géométrique d'un stratifié croisé avec des fissures

Lorsqu'un tel stratifié est chargé en traction uniaxiale, le premier endommagement qui se produit est la fissuration transversale dans la couche intermédiaire. L'espacement entre les fissures est supposé être équidistant, ce qui signifie que le stratifié possède un arrangement périodique des fissures dans la couche 90° . La géométrie de l'unité répétée utilisée pour la modélisation est

montrée dans la figure IV-1. Les coordonnées non dimensionnelles sont introduites comme suit :

$$\bar{z} = \frac{z}{t_{90}}; \quad \bar{l}_0 = \frac{l_0}{t_{90}}; \quad \alpha = \frac{t_\theta}{t_{90}}; \quad \bar{x} = \frac{x}{t_{90}}; \quad h = t_\theta + t_{90} \quad (\text{IV-8})$$

Le chargement est appliqué seulement suivant la direction X et le champ de contrainte appliquée dans des zones éloignées est définie par $\sigma_c = \frac{1}{2h} N_x$,

Où N_x étant la charge appliquée.

L'analyse suivante sera appliquée en supposant un état de déformation plane

$$\varepsilon_y^\theta = \varepsilon_y^{90} = \varepsilon_y = \text{constante} \quad (\text{IV-9})$$

Le symbole (-) sur les composantes de contrainte et de déformation représente la moyenne en volume. Ils sont calculés en utilisant les expressions suivantes :

a) Dans la couche θ^0

$$\bar{f}^\theta = \frac{1}{2l_0} \frac{1}{t_\theta} \int_{-l_0}^{+l_0} \int_{t_{90}}^h f^\theta dx dz = \frac{1}{2l_0} \frac{1}{\alpha} \int_{-\bar{l}_0}^{+\bar{l}_0} \int_1^{\bar{h}} f^\theta(\bar{x}, \bar{z}) d\bar{x} d\bar{z} \quad (\text{IV-10})$$

b) Dans la couche 90^0

$$\bar{f}^{90} = \frac{1}{2l_0} \frac{1}{t_{90}} \int_{-l_0}^{+l_0} \int_0^{t_{90}} f^{90} dx dz = \frac{1}{2l_0} \int_{-\bar{l}_0}^{+\bar{l}_0} \int_0^1 f^{90}(\bar{x}, \bar{z}) d\bar{x} d\bar{z} \quad (\text{IV-11})$$

En utilisant les déformations dans la couche θ^0 (qui n'est pas endommagé et par conséquent, les déformations sont égaux aux déformations du stratifié $\varepsilon_x = \varepsilon_x^{-\theta}$, etc.)

Et en supposant que les contraintes résiduelles sont nulles, le module de Young et le coefficient de Poisson du stratifié en présence des fissures peuvent-être définie par les expressions suivantes :

$$E_x = \frac{\sigma_c}{\varepsilon_x} \quad \nu_{xy} = -\frac{\varepsilon_y}{\varepsilon_x} \quad (IV-12)$$

On note que le module du stratifié initiale (Module de Young) mesuré à la même charge est

$$E_{x0} = \sigma_c / \varepsilon_{x0}$$

Et par conséquent on aura :

$$\frac{E_x}{E_{x0}} = \frac{\varepsilon_{x0}}{\varepsilon_x} \quad (IV-13)$$

Pour le calcul du coefficient de dilatation thermique α_x du stratifié, nous supposons que la charge mécanique σ_0 est nulle, et on aura ainsi :

$$\alpha_x = \frac{-\theta}{\Delta T} \quad (IV-14)$$

IV-3 : Relation moyenne contrainte – Déformation pour les stratifiés fissurés :

Les équations constitutives qui donnent la relation entre les contraintes et les déformations sont :

a) Dans la couche 90^0

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_x^{90} \\ \varepsilon_y^{90} \\ \varepsilon_z^{90} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} S_{22} & S_{12} & S_{23} \\ S_{12} & S_{11} & S_{12} \\ S_{23} & S_{12} & S_{22} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \sigma_x^{90} \\ \sigma_y^{90} \\ \sigma_z^{90} \end{Bmatrix} + \begin{Bmatrix} \alpha_T \\ \alpha_L \\ \alpha_T \end{Bmatrix} \Delta T \quad (IV-15)$$

b) Dans la couche θ^0

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_x^\theta \\ \varepsilon_y^\theta \\ \varepsilon_z^\theta \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} S_{xx}^\theta & S_{xy}^\theta & S_{xz}^\theta \\ S_{xy}^\theta & S_{yy}^\theta & S_{yz}^\theta \\ S_{xz}^\theta & S_{yz}^\theta & S_{zz}^\theta \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \sigma_x^\theta \\ \sigma_y^\theta \\ \sigma_z^\theta \end{Bmatrix} + \begin{Bmatrix} \alpha_x^\theta \\ \alpha_y^\theta \\ \alpha_z^\theta \end{Bmatrix} \Delta T \quad (IV-16)$$

Où S_{ij} sont les éléments de la matrice de souplesse pour un composant unidimensionnel avec des fibres orientés à θ^0 .

Pour calculer les propriétés élastiques du stratifié on a besoin de ε_x^θ .

A partir de la moyenne des équations (4-15) et e4-16), nous obtenons les équations consécutives moyennes de la couche 90^0 et θ^0

Dans la relation moyenne, nous avons $\bar{\sigma}_z^{-90} = \bar{\sigma}_z^{-\theta} = 0$ qui découle de l'équation de l'équilibre des forces suivant la direction Z :

$$\int_{-l_0}^{+l_0} \sigma_z^i dx = 0 \quad i = 90, \vartheta \quad (\text{IV-17})$$

Les Équations consécutives moyennes correspondante à la contrainte et à la déformation normales axiales sont :

$$\begin{Bmatrix} -\theta \\ \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} S_{xx}^{\theta} & S_{xy}^{\theta} \\ S_{xy}^{\theta} & S_{yy}^{\theta} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} -\theta \\ \sigma_x \\ \sigma_y \end{Bmatrix} + \begin{Bmatrix} \alpha_x^{\theta} \\ \alpha_y^{\theta} \end{Bmatrix} \Delta T \quad (\text{IV-18})$$

$$\begin{Bmatrix} -90 \\ \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} S_{22} & S_{12} \\ S_{12} & S_{11} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} -90 \\ \sigma_x \\ \sigma_y \end{Bmatrix} + \begin{Bmatrix} \alpha_2 \\ \alpha_1 \end{Bmatrix} \Delta T \quad (\text{IV-19})$$

Les Équations (IV-18) et (IV-19) sont obtenues à partir des relations tridimensionnelles contrainte-déformation, mais à cause de l'équation (IV-17), le résultat est similaire à celui de la théorie classique des stratifiés mince. En effet, pour un stratifié non endommagé les contraintes et les déformations moyennes sont égales aux contraintes et aux déformations de la théorie des stratifiés et les équations (IV-18) et (IV-19) sont toujours applicables.

Les équations d'équilibres des forces pour un stratifié endommagé (ou non endommagé) sont

a) Dans le sens de la direction X :

$$N_x = \int_0^{t_{90}} \sigma_x^{90} dz + \int_{t_{90}}^h \sigma_x^{\theta} dz = \sigma_c (t_{90} + t_{\theta}) \quad (\text{IV-20})$$

Cela nous mène à l'équation :

$$\overline{\sigma}_x^{-90} t_{90} + \overline{\sigma}_x^{-\theta} t_{\theta} = \sigma_c (t_{90} + t_{\theta}) \quad (IV-21)$$

b) Dans le sens de la direction Y :

$$N_y = 0 \Rightarrow \int_0^{t_{90}} \sigma_y^{90} dz + \int_{t_{90}}^h \sigma_y^{\theta} dz = 0 \quad (IV-22)$$

Et on aura :

$$\overline{\sigma}_y^{-90} t_{90} + \overline{\sigma}_y^{-\theta} t_{\theta} = 0 \quad (IV-23)$$

Les équations (IV-18) – (IV-19) – (IV-21) et (IV-23) contiennent 7 inconnues, 4 composantes de contraintes et 3 composantes de déformations $(\overline{\varepsilon}_x^{-90}, \overline{\varepsilon}_x^{-\theta} \text{ et } \varepsilon_y)$.

Le nombre d'équations est de 6. Par conséquent, l'une des inconnues peut être considérée comme indépendante et me reste peut être exprimé comme des fonctions linéaires de celui-ci.

Choisissant la contrainte $\overline{\sigma}_x^{-90}$, comme paramètre indépendant, et résolvant le système formé par les équations (IV-18) – (IV-19) – (IV-21) et (V-23), on aura :

$$\begin{aligned} \varepsilon_y &= g_1 \overline{\sigma}_x^{-90} + f_1 \sigma_c + t_1 \Delta T \\ \varepsilon_x^{-90} &= g_2 \overline{\sigma}_x^{-90} + f_2 \sigma_c + t_2 \Delta T \\ \varepsilon_x^{-\theta} &= g_3 \overline{\sigma}_x^{-90} + f_3 \sigma_c + t_3 \Delta T \end{aligned} \quad (IV-24)$$

Les expressions de g_i , f_i , t_i ($i = 1, 2, 3$) en fonction des caractéristiques géométriques du stratifié, ainsi que des propriétés des constituants sont exprimés comme suit :

$$g_1 = t_{90} \frac{S_{12}S_{yy}^\theta - S_{11}S_{xy}^\theta}{S_{11}t_\theta + S_{yy}^\theta t_{90}}, \quad f_1 = \frac{S_{11}S_{xy}^\theta (t_\theta + t_{90})}{S_{11}t_\theta + S_{yy}^\theta t_{90}}, \quad t_1 = \frac{\alpha_L t_{90} S_{yy}^\theta + \alpha_y^\theta t_\theta S_{11}}{S_{11}t_\theta + S_{yy}^\theta t_{90}} \quad (IV-25)$$

$$g_2 = S_{22} - \frac{S_{12}(S_{12}t_\theta + S_{xy}^\theta t_{90})}{S_{11}t_\theta + S_{yy}^\theta t_{90}}, \quad f_2 = \frac{S_{12}S_{xy}^\theta (t_\theta + t_{90})}{S_{11}t_\theta + S_{yy}^\theta t_{90}}, \quad t_2 = \alpha_T + (\alpha_y^\theta - \alpha_L) \frac{S_{12}t_\theta}{S_{11}t_\theta + S_{yy}^\theta t_{90}} \quad (IV-26)$$

$$g_3 = \frac{t_{90}}{t_\theta} \left(S_{xy}^\theta \frac{(S_{12}t_\theta + S_{xy}^\theta t_{90})}{S_{11}t_\theta + S_{yy}^\theta t_{90}} - S_{xx}^\theta \right), \quad f_3 = \frac{t_\theta + t_{90}}{t_\theta} \left(S_{xx}^\theta - \frac{(S_{xy}^\theta)^2 t_{90}}{S_{11}t_\theta + S_{yy}^\theta t_{90}} \right), \quad (IV-27)$$

$$t_3 = \alpha_x^\theta - (\alpha_y^\theta - \alpha_L) \frac{S_{xy}^\theta t_{90}}{S_{11}t_\theta + S_{yy}^\theta t_{90}}$$

IV-4 : Perturbation des contraintes et des déformations causées par les fissurés :

Afin d'obtenir l'expression de la contrainte moyenne $\bar{\sigma}_x^{-90}$ dont l'unité répétitive, on considère que la perturbation de la contrainte axiale causée par la présence de 2 fissures, sans sous-estimer le cas général, la distribution de la contrainte axiale peut être écrite sous la forme suivante ;

$$\sigma_x^{90} = \sigma_{x0}^{90} - \sigma_{x0}^{90} f_1(\bar{x}, \bar{z}) \quad (IV-28)$$

$$\sigma_x^\theta = \sigma_{x0}^\theta + \sigma_{x0}^{90} f_2(\bar{x}, \bar{z}) \quad (IV-29)$$

Où σ_{x0}^{90} est la contrainte obtenue par la théorie classique des stratifiés dans la couche 90° et σ_{x0}^θ , la contrainte obtenue aussi par la théorie classique des

stratifiées dans la couche θ° , $-\sigma_{x0}^{90} f_1(\bar{x}, \bar{z})$ et $\sigma_{x0}^{90} f_2(\bar{x}, \bar{z})$ sont les contraintes perturbées dues à la présence de fissures. **Normalisant les facteurs sous formes de champ de contraintes éloignés des fonctions de perturbations pour plus de commodités.** En considérons la moyenne des équations (IV-28) et (IV-29) et en utilisant l'intégral de l'équilibre des forces (IV-20) suivant la direction X , on obtient :

$$\bar{\sigma}_x^{-90} = \sigma_{x0}^{90} - \sigma_{x0}^{90} \frac{1}{2\bar{l}_0} R(\bar{l}_0) \quad (IV-30)$$

$$\bar{\sigma}_x^{-\theta} = \sigma_{x0}^{\theta} + \sigma_{x0}^{90} \frac{1}{2\bar{l}_0 \alpha} R(\bar{l}_0) \quad (IV-31)$$

avec

$$R(\bar{l}_0) = \int_{-\bar{l}_0}^{+\bar{l}_0} \int_0^1 f_1(\bar{x}, \bar{z}) d\bar{z} d\bar{x} \quad (IV-32)$$

Ce dernier est appelé la fonction de perturbation de contrainte. Il est relié à la contrainte de perturbation axiale perturbé dans la couche 90° et dépend de l'espacement des fissures (densité des fissures)

La contrainte moyenne $\bar{\sigma}_x^{-90}$ utilisée dans l'équation (IV-24) est exprimée maintenant en fonction de la perturbation (équation IV-32). Les conditions utilisées pour obtenir les expressions de l'équation (IV-24) sont les même utilisées dans la théorie classique des stratifiées. En remplaçant $\bar{\sigma}_x^{-90} = \sigma_{x0}^{90}$,

(où σ_{x0}^{90} est la contrainte normale suivant l'axe X dans ma couche 90° , selon la théorie classique des stratifiés) ; on obtient la solution :

$$\varepsilon_x^{-90} = \varepsilon_{x0}^{90} = \varepsilon_{x0}, \quad \varepsilon_x^{-\theta} = \varepsilon_{x0}^\theta = \varepsilon_{x0} \quad \text{et} \quad \varepsilon_y = \varepsilon_{y0}$$

Zn substituant l'équation (IV-30) qui se compose de 2 termes, dans l'équation (IV-24), le résultat aura 2 termes. Le premier terme est égal à la déformation déterminée à partir de la théorie classique des stratifiés. (Selon les explications mentionnée ci-dessus), mais le deuxième représente un nouveau terme relié à la fonction de perturbation de la contrainte $R(\bar{l}_0)$

$$\varepsilon_y = \varepsilon_{y0} - \sigma_{x0}^{90} g_1 \frac{1}{2\bar{l}_0} R(\bar{l}_0) \quad (\text{IV-33})$$

$$\varepsilon_x^{-90} = \varepsilon_{x0} - \sigma_{x0}^{90} g_2 \frac{1}{2\bar{l}_0} R(\bar{l}_0) \quad (\text{IV-34})$$

$$\varepsilon_x^{-\theta} = \varepsilon_{x0} - \sigma_{x0}^{90} g_3 \frac{1}{2\bar{l}_0} R(\bar{l}_0) \quad (\text{IV-35})$$

La contrainte σ_{x0}^{90} d'un stratifié non endommagé sous chargement thermique ($\sigma_0 = 0$) peut être calculée à partir de la théorie classique des stratifiés

$$\sigma_{x0}^{90} = Q_{22}(\varepsilon_{x0} - \alpha_2 \Delta T) + Q_{12}(\varepsilon_{y0} - \alpha_1 \Delta T) \quad (\text{IV-36})$$

Dans l'équation (IV-36), ε_{x0} et ε_{y0} sont les déformations engendrées par la charge thermique et peuvent être définie à partir de l'expression suivante:

$$\varepsilon_{x0} = \alpha_{x0} \Delta T \quad \text{et} \quad \varepsilon_{y0} = \alpha_{y0} \Delta T \quad (\text{IV-37})$$

Ainsi, l'équation (IV-36) peut être réécrite sous la forme :

$$\sigma_{x0}^{90} = Q_{22} [\alpha_{x0} - \alpha_2 + \nu_{12} (\alpha_{y0} - \alpha_1)] \Delta T \quad (\text{IV-38})$$

Où ν_{xy}^0 est le coefficient de Poisson du stratifié non endommagé.

IV-5 : Expression du coefficient de dilatation thermique :

Le coefficient de dilatation thermique α_x du stratifié endommagé peut être obtenu en remplaçant l'équation (IV-35) dans l'équation (4-14) et en supposant que la contrainte mécanique appliquée est nulle ($\sigma_0 = 0$).

Ainsi, on obtient l'équation :

$$\frac{\alpha_x}{\alpha_{x0}} = 1 + e \bar{\rho} R(\bar{l}_0) \quad (\text{IV-39})$$

Où $\bar{\rho} = \frac{1}{2l_0}$ est la densité normalisée des fissures et « e » est paramètre exprimé en fonction de la géométrie et des constantes élastiques des couches 0° et 90° exprimé par l'équation :

$$e = \frac{E_{90} t_{90}}{E_x^\theta t_\theta} \left(\frac{1 - \frac{\alpha_T}{\alpha_{x0}} + \nu_{12} \frac{(\alpha_{y0} - \alpha_L)}{\alpha_{x0}}}{1 - \nu_{12} \nu_{12}} \right) \left(1 + \nu_{xy}^\theta \frac{(S_{xy}^\theta t_{90} + S_{12} t_\theta)}{S_{yy}^\theta t_{90} + S_{11} t_\theta} \right) \quad (\text{IV-40})$$

E_x^θ et E_{90} sont les module de Young des couches θ° et 90° respectivement

A partir des équations (IV-39) et (IV-40), il est clair que la fonction $R(\bar{l}_0)$ est la seule inconnue. Par conséquent, la réduction du coefficient de dilatation thermique α_x dépend de la forme de cette fonction. La solution de cette fonction peut être déterminée en utilisant différents modèles analytiques tels que les modèles de "diffusion de cisaillement"

IV-6 : Calcul de la fonction de perturbation de contrainte selon le modèle de diffusion de cisaillement :

Ce modèle est le modèle le plus simple du transfert de contrainte, mais il existe certaines modifications pour ce modèle.

Dans ce travail, nous avons utilisé le modèle progressif de diffusion de cisaillement développé par Berthelot (21).

Ce modèle est modifié par l'introduction de la fonction de perturbation de la contrainte.

On peut montrer que la fonction de perturbation de la contrainte $R(\bar{l}_0)$ s'exprime selon la forme suivante :

$$R(\bar{l}_0) = \int_{-\bar{l}_0}^{+\bar{l}_0} \frac{\cosh(\xi \bar{x})}{\cosh(\xi \bar{l}_0)} d\bar{x} = \frac{2}{\xi} \tanh(\xi \bar{l}_0), \quad (IV-41)$$

Où ξ est le paramètre de diffusion de cisaillement exprimé par:

$$\xi^2 = \bar{G} \frac{t_{90}(t_{90}E_{90} + t_{\theta}E_x^{\theta})}{t_{\theta}E_x^{\theta}E_{90}} \quad (IV-42)$$

Le coefficient \bar{G} dépend des hypothèses posées sur les déplacements longitudinaux et la distribution de la contrainte de cisaillement:

1. En premier lieu: sur les déplacements longitudinaux la
 variation du déplacement longitudinal est suppose être parabolique à travers
 l'épaisseur de la couche 90°

$$u_{90}(x, z) = \bar{u}_{90}(x) + \left(z^2 - \frac{t_{90}^2}{3} \right) A_{90}(x) \quad (IV-43)$$

La variation du déplacement longitudinal dans les couche θ° doit être déterminée:

$$u_\theta(x, z) = \bar{u}_\theta(x) + f(z)A_\theta(x). \quad (IV-44)$$

2-En premier lieu: Les hypothèses sur les contraintes de cisaillements dans les couches θ° et 90° peuvent être obtenues en supposant que le déplacement transversal est indépendant de la coordonnée longitudinale

$$\begin{aligned} \sigma_{xz}^i &= G_{xz}^i \gamma_{xz}^i \\ \gamma_{xz}^i &= \frac{\partial u_i}{\partial z} + \frac{\partial w_i}{\partial x} \approx \frac{\partial u_i}{\partial z} \end{aligned} \quad (IV-45)$$

$$i = \theta^\circ, 90^\circ$$

Le coefficient \bar{G} est donné par:

$$\bar{G} = \frac{3G}{t_{90}} \quad (IV-46)$$

Le module de cisaillement généralisé de la cellule élémentaire est exprimé par:

$$G = \frac{G_{xz}^{90}}{1 - 3 \frac{G_{xz}^{90} f(t_{90})}{G_{xz}^{\theta} f'(t_{90})}} \quad (\text{IV-47})$$

Le mode progressive de diffusion de cisaillement (Bertholot [21]) est considéré dans la présente étude

$$f(z) = \frac{\sin \frac{t_{\theta}}{t_{90}} \eta_t}{\frac{t_{\theta}}{t_{90}} \eta_t} - \cosh \eta_t \left(1 + \frac{t_{\theta}}{t_{90}} - \frac{z}{t_{90}} \right); \quad (\text{IV-48})$$

Ce modèle est caractérisé par le paramètre de transfert de cisaillement donné par:

$$\eta_t = \frac{E_x^{\theta}}{G_{xz}^{\theta}} \frac{1}{l_0}. \quad (\text{IV-49})$$

Résultats et discussions

Un programme en fortran basé sur les équations précédentes a été écrit pour évaluer la réduction du coefficient de dilatation thermique (α_x) dû à l'effet hygrothermique et à la fissure transverse.

V-1 Effet hygrothermique sur la réduction du coefficient de dilatation thermique :

Dans cette partie, une étude a été menée pour l'analyse de la réduction du coefficient de dilatation thermique (α_x) dû aux fissures transverses dans un stratifié croisé hygrothermiquement vieilli.

Pour cela, plusieurs exemples numériques sont présentés.

Un matériau composite en Graphite / Époxyde a été choisi dans la présente étude. Cependant, l'analyse est également applicable à d'autres types de matériaux composites.

Pour ces exemples, l'épaisseur de chaque couche est de 0,125 mm et les propriétés matérielles adoptées [2- 3 et 4] sont :

$$E_f = 230.0 \text{ GPa}, \quad G_f = 9.0 \text{ GPa}, \quad \nu_f = 0.203, \quad \alpha_f = -0.54 \cdot 10^{-6} / ^\circ\text{C}, \quad \nu_m = 0.34, \quad \alpha_m = 45.0 \cdot 10^{-6} / ^\circ\text{C}$$

et $E_m = (3.51 - 0.003 T - 0.142 C) \text{ GPa}$,

où $^{\circ}\text{C}$: Concentration de l'humidité

T = temperature en $^{\circ}\text{C}$ dans lequel $T = T_0 + \Delta T$ et $T_0 = 25^{\circ}\text{C}$ (Température ambiante) et

$C = C_0 + \Delta C$ où $C_0 = 0 \text{ wt.}\% \text{ H}_2\text{O}$

Trois cas de conditions d'environnements sont considérés et dénommés 1, 2, et 3 :

Pour le cas d'environnement 1: $T = 25^{\circ}\text{C}$, de sorte que ΔT et ΔC sont nuls

Pour le cas d'environnement 2: $\Delta T = 50^{\circ}\text{C}$ et $\Delta C = 0,5\%$

Pour le cas d'environnement 3: $\Delta T = 100^{\circ}\text{C}$ et $\Delta C = 1\%$

Les conditions de l'environnement 1 seront considérés comme cas de référence.

Dans cette partie, on estime la réduction du coefficient thermique (α_x) dans un stratifié endommagé qui est déjà soumis à un vieillissement de type 1, 2 ou 3.

La perte du coefficient de dilatation thermique dans le stratifié dû à la densité des fissures est évaluée comparativement au coefficient de dilatation thermique initial (α_{x0}) du coefficient non fissure avec les memes conditions d'environnement 1, 2 ou 3.

Nous signalons que le coefficient de dilatation thermique initial du stratifié non fissure est fonction de la temperature et de l'humidité

Par consequent, l'équation (IV-39) deviant:

$$\frac{\alpha_{x(i)}}{\alpha_{x0(i)}} = 1 + e_{(i)} \bar{\rho} R_{(i)} (\bar{l}_0) \quad (\text{V-1})$$

L'indice "i" représente le cas de condition d'environnement considéré ($i = 1, 2$ ou 3)

Les resultants obtenus sont représenter dans la figure (V-1)

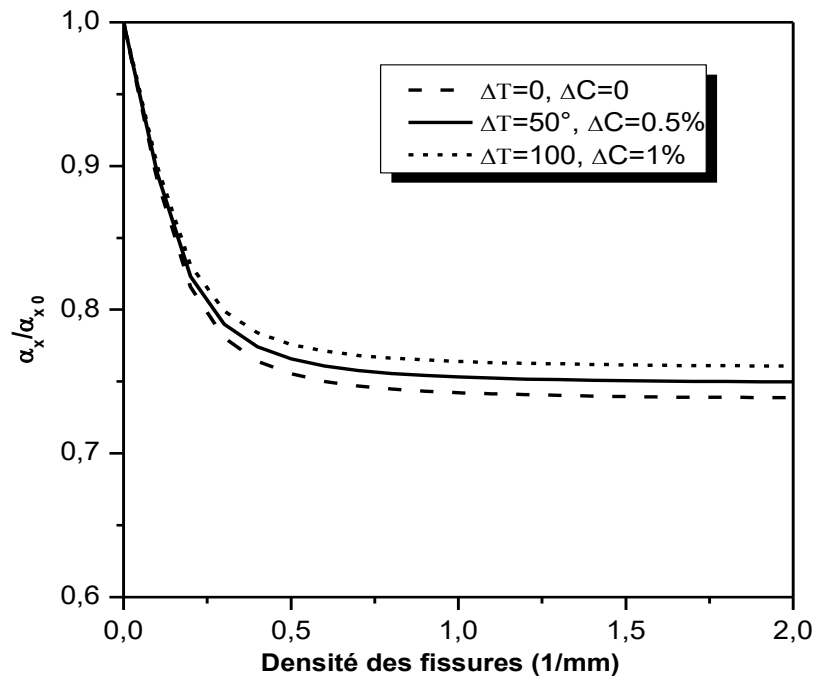


Fig. V-1 Effet hygrothermique sur la réduction du coefficient de dilatation thermique de stratifié endommagé en Graphite/époxyde [0₂/90₄]_s. $V_f = 0,6$.

$V_f = 0,6$: Fraction volumique. 0,6 représente 60 %.

Cette figure montre la variation de la réduction du coefficient de dilatation thermique avec la densité des fissures en présence des 3 types de conditions d'environnement. On constate clairement que le module est réduit avec la diminution de l'humidité et de la température, en particulier lorsque la densité des fissures est importante.

V-2 L'effet de la fraction volumique des fibres :

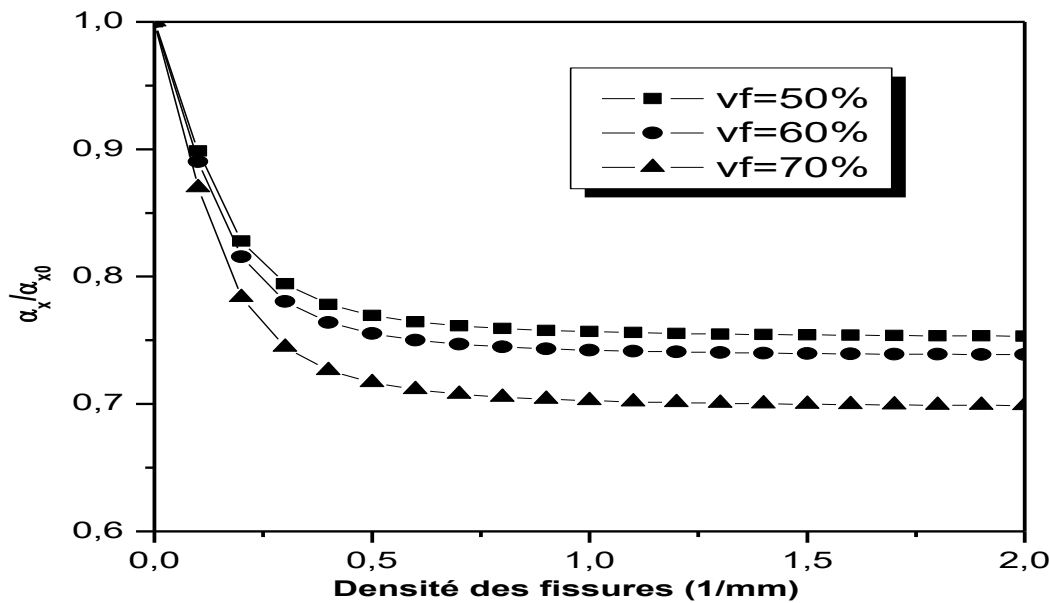


Fig. V-2 L'effet de la fraction volumique des fibres sur la réduction du coefficient de dilatation thermique de stratifié endommagé en Graphite/époxyde $[0_2/90_4]_S$ en fonction de la densité des fissures. $\Delta T = 0$, $\Delta C = 0$.

La figure (V-2), montre l'influence de la fraction volumique des fibres ($V_f (= 0,5, 0,6 \text{ et } 0,7)$) pour le premier cas de condition d'environnement, sur la variation du coefficient de dilatation thermique avec la densité des fissures. On constate, que le coefficient de dilatation thermique est réduit avec l'augmentation de la fraction volumique des fibres

V-3 L'Influence de l'orientation des fibres dans les couches extérieures :

L'influence de l'analyse de l'orientation des fibres (θ) des couches extérieures sur la réduction du coefficient de dilatation thermique en fonction de la densité des fissures dans un stratifié équilibré $[\pm\theta/90_4]_S$ est représenté dans les figures (5-3a) et (5-3b) Dans la figure (V-3a), le rapport normalisé du coefficient de dilatation thermique est représenté en fonction de la densité des fissures pour les différents angles θ des fibres. Le même paramètre est présenté aussi dans la figure (V-3b) en fonction des angles θ

pour 5 valeurs différentes de la densité de fissuration. On observe que le coefficient de dilatation thermique diminue d'une façon monotone avec l'augmentation de l'angle θ ainsi que l'augmentation de la densité.

Nous pouvons également, noter que pour les valeurs importantes de l'angle d'orientation des fibres, et pour de forte densité de fissure, le coefficient de dilatation devient négatif.

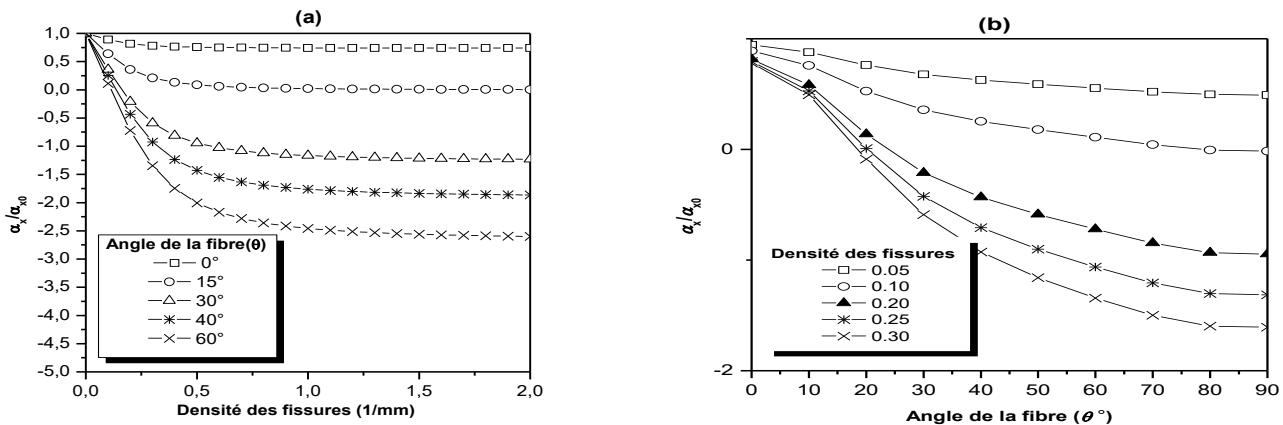


Fig. V-3.-(a) La réduction du coefficient de dilatation thermique en fonction de la densité des fissures pour un stratifié $[\pm\theta/90_4]_S$ avec différentes orientation de fibres, θ .

V-3.-(b) La réduction du coefficient de dilatation thermique en fonction de l'orientation des fibres (θ), pour un stratifié $[\pm\theta/90_4]_S$ avec différentes densité de fissures. $V_f = 0.6$, $\Delta T = 0$, $\Delta C = 0$.

V-4 L'Effet de l'influence de l'épaisseur :

L'effet du nombre de couches à (0 °), de (90 °) sur la reduction du coefficient de dilatation thermique en fonction de la densité des fissured est aussi étudié.

V-4.1 : L'influence du nombre de couches de 90° dans la couche centrale :

La réduction du coefficient de dilatation thermique en fonction du nombre de couches de 90° (avec un nombre constant de couches de 0°), pour un stratifié $[0/90_m]_S$ avec la densité de fissure est représentée dans la figure (V-4).

Comme prévu, le plus grand changement du coefficient de dilatation thermique se produit dans les stratifiés comportant un nombre faible des couches à 90^0 ($m = faible$).

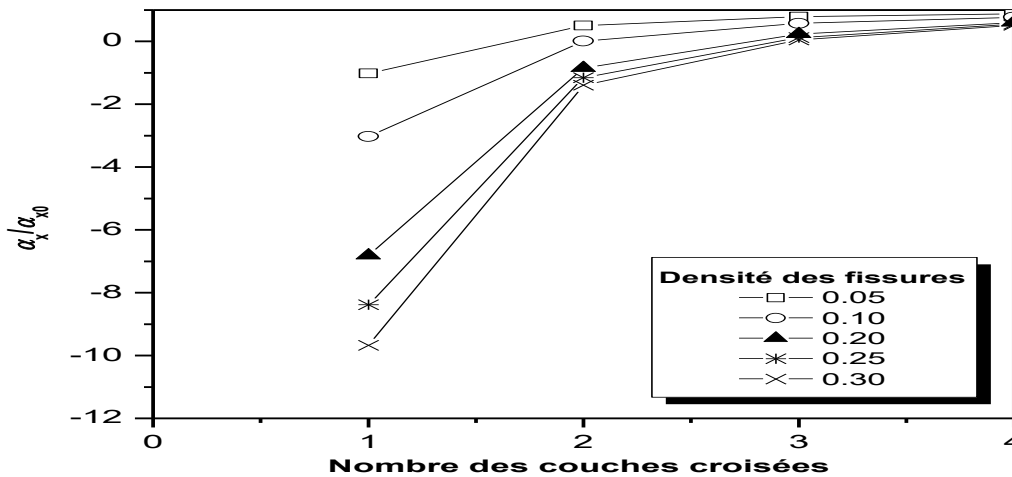


Fig. V-4 La réduction du coefficient de dilatation thermique en fonction du nombre des couches en 90^0 pour un stratifié $[0/90_m]_s$ avec différentes densité de fissures. $V_f = 0.6$, $\Delta T = 0$, $\Delta C = 0$.

V-4.2 : L'influence du nombre de couches à 0^0 dans la couche extérieures :

L'effet du nombre de couches externes avec un nombre constant de couches en 90^0 sur la réduction du coefficient de dilatation thermique pour un stratifié $[0/90_m]_s$ avec différentes densités des fissures est représenté dans la figure (V-5). On

Remarque que la variation du coefficient de dilatation thermique est faible dans les stratifiés ayant un nombre important des couches à 0^0 .

En outre, nous pouvons conclure à partir de cette figure que l'influence du nombre de couches externes sur la réduction du coefficient de dilatation thermique est ressentie.

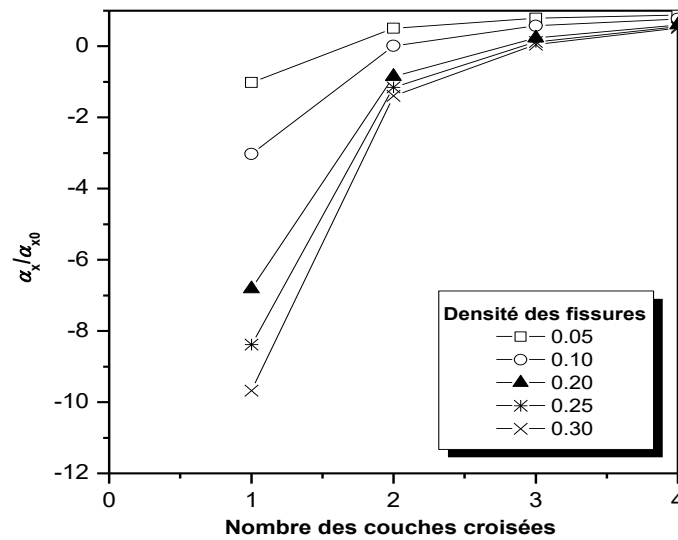


Fig. V-5 La réduction du coefficient de dilatation thermique en fonction du nombre des couches en 90° pour un stratifié [0/90_m]_s avec différentes densité de fissures. $V_f = 0.6$, $\Delta T = 0$, $\Delta C = 0$.

5-4.3 : L'influence de la variation du rapport du nombre des couches externes (n) au nombre des couches centrales (m) : (n/m)

La réduction du coefficient de dilatation thermique en fonction du rapport (n/m) pour un stratifié [0_n/90_m]_s, est représenté dans la figure (V-6). On Remarque que la reduction du coefficient de dilatation thermique $\frac{\alpha_x}{\alpha_{x0}}$ augmente légèrement avec la diminution du rapport: n/m

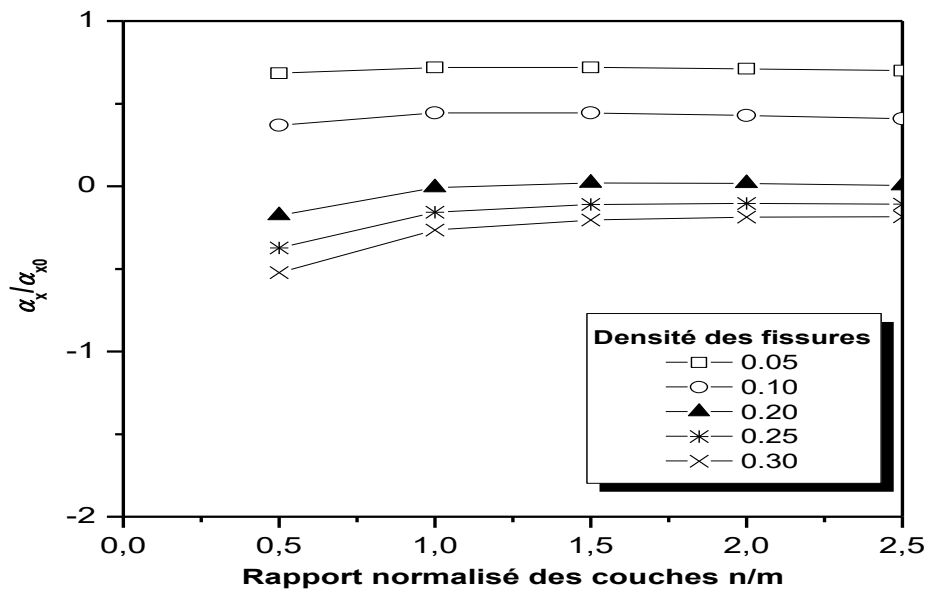


Fig. V-6. La réduction du coefficient de dilatation thermique en fonction du rapport (n/m) pour un stratifié $[0_n/90_m]_s$ avec différentes densité de fissures. $V_f = 0.6$, $\Delta T = 0$, $\Delta C = 0$.

RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

1. Shen C.H, Springer G.S « Environmental effects in the elastic moduli of composite material», *Environmental Effects on Composite Materials*, Springer G.S., Ed., Technomic Publishing Company, Inc., Westport, CT, pp. 94 – 108, 1981.
2. Adams D.F., Miller A.K., « Hygrothermal microstresses in a unidirectional composite exhibiting inelastic materials behaviour», *Journal of Composite Materials* 11, pp. 285 – 299, 1977.
3. Bowles D.E., Tompkins S.S., « Prediction of coefficients of thermal expansion for unidirectional composites», *Journal of Composite Materials* 23, pp. 370 – 381, 1989.
4. Shen H.S., « Hygrothermal effects on the postbuckling of shear deformable laminated plates», *International Journal of Mechanical Sciences* 43, pp. 1259 – 1281, 2001.

5. Megueni A., Tounsi A., Adda – Bedia E., « Evolution of the stress intensity factor for patched crack with bonded hygrothermal aged composite repair», *Materials & Design Journal* 28, pp. 287 – 293, 2007.
6. Tounsi A., Amara KH., « Stiffness degradation in hygrothermal aged cross – ply laminate with transverse cracks», *AIAA Journal*, Vol 43(8), pp: 1836 – 1843, 2005.
7. Tounsi A., Amara KH., Adda – Bedia E., « Analysis of transverse cracking and stiffness loss in cross – ply laminates with hygrothermal conditions», *International Journal of Computational Materials Science*, Vol 32, pp: 167 – 174, 2005.
8. Amara KH, Tounsi A., Benzair A., « Transverse Cracking and Elastic Properties Reduction in Hygrothermal Aged Cross – Ply Laminates», *International Journal of Materials Sciences & Engineering A*, Vol 396, pp: 369 – 375, 2005.
9. Tounsi A., Amara KH., Benzair A., Megueni A., « On the transverse cracking and stiffness degradation of aged angle – ply laminates», *Materials Letters*, Vol 60, pp: 2561 – 2564, 2006.
10. Tounsi A., Adda-Bedia EA., « Simplified Method for Prediction of Transient Hygroscopic Stresses in Polymer Matrix Composites with Symmetric Environmental Conditions», *International Journal of Applied Composite Materials* Vol 10 (1), edited by P.W.R Beaumont. Kluwer academic publishers, pp 1 – 18, 2003.
11. Tounsi A, Adda Bedia EA. Some observations on the evolution of transversal hygroscopic stresses in laminated composites plates: Effect of anisotropy. *Int J Compos Struct* 2003 ; 59:445–54.

12. Tounsi A., Adda-Bedia EA., Verchery G., « *Influence of anisotropy on the transient hygroscopic stresses in polymer matrix composites with cyclic environmental conditions*», *International Journal of Composite Structures*, vol 55 (4), edited by I.H Marshall. Elsevier Applied Science, London, pp 393 – 405, 2002.
13. Tounsi A., Bouazza M., Meftah SA., Adda Bedia EA., *On the transient hygroscopic stresses in polymer matrix laminated composites plates with cyclic and unsymmetric environmental conditions. Polymer & Polymer Composites* 2005; 13(5): 489 – 504.
14. Tounsi A., Bouazza M., Adda Bedia EA., *Computation of transient hygroscopic stresses in unidirectional laminated composite plates with cyclic and unsymmetric environmental conditions. Int J Mech Mater Des* 2004;1 1:271–86.
15. Tounsi A., Adda Bedia EA., Benachour A., *A new computational method for prediction of transient hygroscopic stresses during moisture desorption in laminated composite plates with different degrees of anisotropy. Int J Thermoplast Compos Mater* 2005; 18(1):37–58.
16. Hahn H.T., & Kim R.Y., « *Swelling of composite laminates* », *Advanced Composite Materials- Environmental Effects*, ASTM STP 658, pp 98-120, 1978.
17. Kim H.W., Grayson M.A., Nairn J.A., « *The effect of hygrothermal aging on the microcracking properties of some carbon fiber/polyimide laminates*», *Advanced Composite Letters* 4(5), pp. 185 – 188, 1995.
18. Amara Kh., Tounsi A., Megueni A., Adda Bedia E A., « *Effect of transverse cracks on the mechanical properties of angle – ply composites laminates*», *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* 45, pp. 72 – 78, 2006.
19. Highsmith A.L., Reifsnider K.L., « *Stiffness – reduction mechanisms in composite laminates*», *Damage in Composite Materials*, ASTM STP 775, pp. 103 – 117, 1982.

20. Lim S.G., Hong C.S., « Prediction of transverse cracking and stiffness reduction in cross – ply laminated composites», *Journal of Composite Materials* 23, pp. 695 – 713, 1989.
21. Berthelot J.M., « Analysis of the transverse cracking of cross – laminates: a generalized approach», *Journal of Composite Materials*, Vol 31, pp. 1780 – 805, 1997.
22. Joffe R., Varna J., « Analytical modelling of stiffness reduction in symmetric and balanced laminates due to cracks in 90° - layers», *Composites Science and Technology*, Vol 59, pp. 1641 – 1652, 1999.
23. Hashin Z., « Analysis of cracked laminates: A variational approach», *Journal of Mechanics Materials* V 4, pp. 121 – 136, 1985.
24. Tsai S.W., Hahn H.T., « Introduction to composite materials», Westport, CT, Technomic, 1980.

Conclusion

Dans ce travail, un modèle modifié de la diffusion de cisaillement a été utilisé pour évaluer l'effet des fissures transverses sur la variation du coefficient de dilatation thermique d'un système de stratifiés hygrothermiquement vieilli

Les propriétés thermo-mécaniques ont été considérées comme étant des variables dépendantes de la température et de l'humidité, et qui sont données explicitement en fonction des propriétés de la fibre et de la matrice.

Sur la base des présents résultats, les conclusions suivantes peuvent être exprimées :

- *Le coefficient de dilatation thermique est réduit avec la diminution de l'humidité et de la température, en particulier lorsque la densité des fissures prend des valeurs importantes*
- *Le coefficient de dilatation thermique est réduit avec l'augmentation de la fraction volumique des fibres.*
- *Le coefficient de dilatation thermique des stratifiés équilibrés $[\pm \theta/90_4]_S$ dépend largement de l'angle d'orientation des fibres (θ) des couches extérieures.*
- *Le changement du coefficient de dilatation thermique est important dans le cas des stratifiés de faible nombre de couches en 90° . Cependant, l'effet du nombre de couches extérieures est faiblement ressenti.*

Résumé

Une analyse basée sur le principe modifié de la diffusion de cisaillement est développée dans ce travail en tenant compte de la fonction de la perturbation de la contrainte et cela pour l'évaluation de l'effet des fissures transverses sur le coefficient d'expansion thermique effectif des composites stratifiés équilibrés et vieillis.

L'influence (effet) du nombre des couches à 90° et les couches à θ^0 dans les stratifiés équilibrés sur la réduction du coefficient effectif des composites est aussi étudié

Les résultats présentés dans ce travail montrent une claire dépendance de la réduction du coefficient d'expansion thermique effectif aux conditions hydro-thermique (température et humidité), l'orientation des fibres des couches extérieures, du nombre de couches fissurées (en 90° orientations de la couche) ainsi que du nombre des couches extérieures (en θ^0) non fissurés dans le stratifié

Mots Clefs : Fissures transverses – Stratifié équilibré vieillis – Fonction de perturbation de contrainte – Expansion thermique – Orientation des fibres