

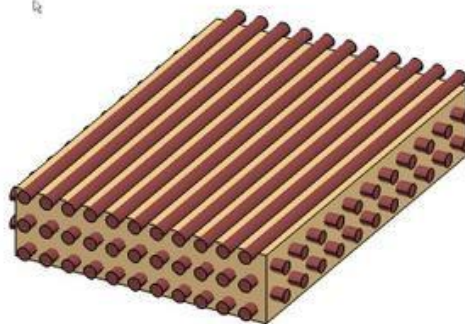
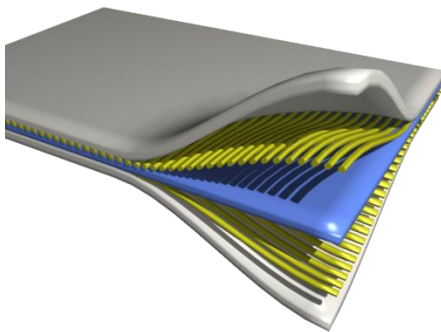
الجزائرية الديمقراطية الشعبية

République Algérienne Démocratique et Populaire
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche
Scientifique
Université Amar Télidji -Laghouat-
Département de Génie Mécanique



Génie Mécanique - Licence Génie des Matériaux

Matériaux composites



Préparé et Présenté par : Dr BELAID Salim

Année Universitaire 2022 / 2023

SOMMAIRE

Introduction	05
CHAPITRE 1	GENERALITES SUR LES MATERIAUX COMPOSITES
1.1.Présentation des composites	06
1.2.Composition des composites... ..	07
1.3.Classification des matériaux composites... ..	08
1.3.1. La forme des constituants selon le renfort	08
1.3.2. Types de composites selon la nature de la matrice	08
1.4.Calcul d'homogénéisation des composites unidirectionnels	09
1.4.1. Fraction volumique	09
1.4.2. Fraction massique	10
1.4.3. Relation entre fraction volumique et massique.....	10
1.4.4. Evaluation des constantes élastiques d'un composite unidirectionnel.....	11
Application de synthèse 01.....	16
Solution de l'application 01	16
Application de synthèse 02	17
Solution de l'application 02	17
CHAPITRE 02	LES CONSTITUANTS D'UN COMPOSITE
Introduction	19
2.1. Composites à matrice organique (CMO)	19
2.1.1. Matrices.....	19
2.1.1.1. Les résines thermdurcissables	20
2.1.1.2. Les résine thermoplastiques	22
2.1.2. Les Renforts	23
2.1.2.1. Différents types de renfort	23
Fibre de verre	24
Les Mats.....	25
Fibres de carbone.....	27
Fibres aramides.....	27
Fibres céramiques.....	28
2.1.3. Charges et additifs	28
2.2. Les composites à matrice non organiques :	30
2.2.1.Composites à matrice céramique (CMC).....	30
2.2.2.Composites à matrice métallique (CMM).....	33
2.2.3. Les composites à base d'élastomère	35

2.2.4. Les biocomposites	38
--------------------------------	----

CHAPITRE 03 **MISE EN ŒUVRE DES MATERIAUX COMPOSITES**

Introduction	40
3.1. Technologies de mise en œuvre	40
3.1.1. Moulages sans compression.....	40
3.1.1.1. Moulage au contact.....	40
3.1.1.2. Moulage par projection simultanée.....	42
3.1.1.3. Moulage par enroulement filamentaire	43
3.1.1.4. Enroulement circonférentiel.....	44
3.1.1.5. Enroulement hélicoïdal.....	44
3.1.1.6. Enroulement continu.....	45
3.1.1.7. Enroulement polaire.....	45
3.1.2. Moulage par compression.....	46
3.1.2.1. Moulage par injection basse pression de résine – RTM.....	46
3.1.2.2. Moulage par compression à froid.....	47
3.1.2.3. Moulage par compression à chaud.....	48
3.1.2.4. Moulage par injection.....	49
3.1.2.5. Moulage en continu.....	49
3.1.2.6. Moulage par pultrusion.....	50
3.1.2.7. Infusions sous vide ou Drapage de préimprégné.....	51
3.2. Mise en forme des composites à matrices céramiques et métalliques.....	52
3.2.1. Composites à matrices céramiques.....	52
3.2.2. Composites à matrices métalliques.....	53
3.2.3. Conclusion	56

CHAPITRE 04 **INTRODUCTION A L'ELASTICITE DANS LES COMPOSITES**

4.1. Interaction fibre matrice dans un laminé unidirectionnel à fibres continues	57
4.2. Loi des mélanges	58
4.2.1. Proportions des constituants.....	58
A- Fractions volumiques et massiques avec le vide	58
B- Fractions massiques	59
C- Relation entre Fractions Massiques et volumiques.....	59
Application 01.....	60
Application 02.....	61
4.2.2. Interface fibre-matrice.....	61
Application 03.....	62
4.3. Généralité sur le comportement élastique du composite.....	64
4.3.1. Elasticité linéaire	64
4.3.1.1. Matériau anisotrope.....	64
4.3.1.2. Matériau monoclinique	64

4.3.1.3 Matériau isotrope	65
4.3.1.4. Matériau orthotrope à isotrope transverse.....	66
4.3.1.5. Modèle isotrope transverse.....	67
4.3.1.6 Matériau orthotrope.....	68

CHAPITRE 05**PROPRIETES ELASTIQUES DES LAMINES**

5.1. Structures composites stratifiées	71
5.1.1. Désignation des structures stratifiées.....	72
5.1.2. Notations vectorielle et matricielle	73
5.1.3. Changement de base	74
5.2. Relations d'élasticité dans le plan	74
5.2.1. Hypothèses de travail	74
5.2.2. Relations d'élasticité isotrope dans l'espace tridimensionnel	75
5.2.3. Loi de comportement en souplesse d'un matériau orthotrope (orthogonal+anisotrope)	76
5.2.4. Loi de comportement en souplesse d'un matériau isotrope transverse	77
5.3. Comportement élastique d'un composite stratifié	78
5.3.1. Théorie classique des stratifiés	78
5.3.2. Equation du Comportement d'un composite stratifié	81

CHAPITRE 06**RESISTANCE A L'ECHELLE DES PLIS**

6.1. MODES D'ENDOMMAGEMENTS	83
6.1.1. Composite unidirectionnel soumis à une traction longitudinale	84
6.1.2. Tension transverse.....	85
6.1.3. Compression sens fibres.....	87
6.1.4. Compression transverse	89
6.2. Critères de rupture simple	90
6.2.1. Critères de contraintes maximale et déformations maximale	90
Critères de contraintes maximale	90
Critères de déformations maximale	91

BIBLIOGRAPHIE	93
----------------------------	-----------

Introduction

Ce cours a été conçu et réalisé comme un cours de base sur les matériaux composites. Il n'a certainement pas l'ambition de couvrir tout ce domaine de la mécanique, en lui-même très vaste, mais seulement celle de vouloir être une première introduction aux composites à usage structurel.

En particulier, on ne traitera pas ici les aspects technologiques, liés par exemple Mécanique des Composites Hautes Performances ou aux procédés de production de ces matériaux, ou encore les aspects numériques et complexe sur le calcul des structures en composite comme le comportement d'un pli avec cisaillement.

En fait, ce cours est centré sur une présentation classique des composites, et il est conçu comme initiation pour ces matériaux et leurs lois de comportement mécaniques. L'attention est portée sur certains sujets classiques : anisotropie, homogénéisation classique, mises en œuvre des composites, théorie classique de composites anisotropes, lois des mélanges, théorie classique des stratifiés, et présentation des composites sandwiches.

Une certaine attention est ensuite consacrée aux méthodes classiques de conception des stratifiés. En fait, ce point a une importance particulière pour les ingénieurs impliqués dans le calcul des structures en composite et présente des aspects singuliers et nouveaux par rapport aux structures constituées de matériaux classiques.

L'objectif final de ce cours est celui d'initier au calcul et à la conception des stratifiés en composite à usage structurel, en fournissant un bagage suffisant de connaissances de base sur ces matériaux et sur leurs techniques d'analyse et de conception. Il se compose de six chapitres :

Chapitre 1. Généralités sur les matériaux composites

Chapitre 2. Les constituants d'un composite

Chapitre 3. Mise en œuvre des matériaux composites

Chapitre 4. Introduction à l'élasticité dans les matériaux composites

Chapitre 5. Propriétés élastiques des laminés

Chapitre 6. Résistance à l'échelle des plis et mécanismes de rupture

Chapitre 1

Généralités sur les composites

Introduction

Un matériau composite peut être défini d'une manière générale comme l'assemblage de deux ou plusieurs matériaux, l'assemblage final ayant des propriétés supérieures aux propriétés de chacun des matériaux constitutifs. On appelle maintenant de façon courante "matériaux composites" des arrangements de fibres, les renforts qui sont noyés dans une matrice dont la résistance mécanique est beaucoup plus faible. La matrice assure la cohésion et l'orientation des fibres, elle permet également de transmettre les sollicitations auxquelles sont soumises les pièces à structure composite.

Les matériaux composites obtenus généralement par moulage sont très hétérogènes et anisotropes. Il faut différencier entre les concepts charges et renforts dans la classification des fibres. Les charges, sous forme d'éléments fragmentés, de poudres ou liquide, modifient une propriété de la matière à laquelle on l'ajoute (par exemple la tenue aux chocs, la résistance aux UV,). Les renforts, sous forme de fibres longs, contribuent uniquement à améliorer la résistance mécanique et la rigidité de la pièce dans laquelle ils sont incorporés.

1. Présentation des composites

Les applications des matériaux composites concernent à peu près toutes les activités humaines : transports (avions, trains, automobiles, bateaux, aérospace), sport, électricité et électronique, médical, bâtiment... Les composites que nous étudions ici sont plus particulièrement les composites à renforts fibreux, résultant de l'association de fibres organiques ou synthétiques et d'une matrice. Le but de cet assemblage est de constituer un matériau résultant dont les caractéristiques mécaniques (mais aussi thermiques, acoustiques, ...) spécifiques, c'est-à-dire rapportées à la masse volumique, sont plus intéressantes que celles des matériaux dits standards.

Principes de base : D'un point de vue mécanique, le renfort va fournir aux composites ses propriétés mécaniques principales tandis que la matrice permettra le transfert des charges mécaniques entre les fibres tout en les protégeant des agressions extérieures. Sans entrer dans les détails de composition et d'arrangement qui seront abordés dans la suite de cette partie, la figure 1.1 ci-dessous donne les constituants d'un composite. [1]

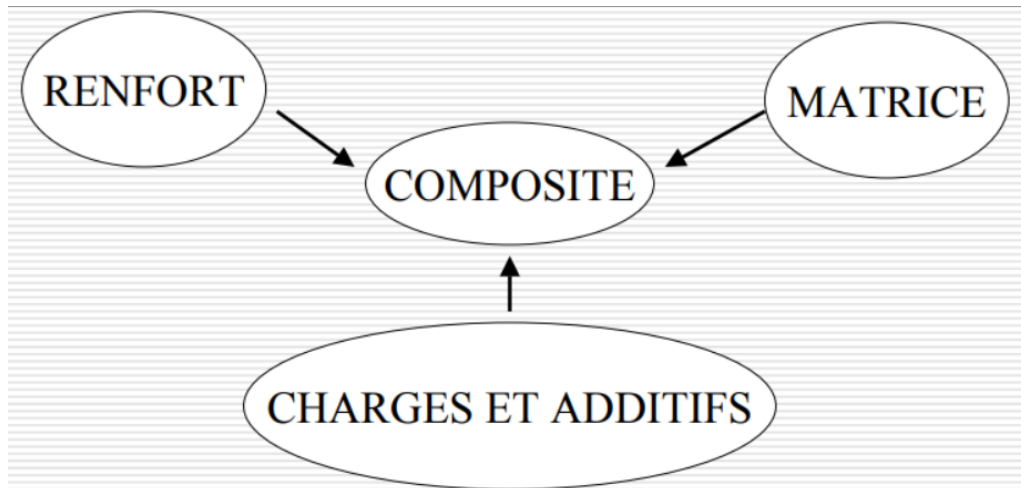


Figure 1.1. Constituants d'un matériau composite.[1]

1.1 Composition des composites :

- Composite : Association de deux matériaux non miscibles.
- Renforts (fibres) : résistantes ou n'existent que sous cette forme. 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).
- Matrice : Empêche, dans une certaine mesure, les fibres de flamber en compression (et en cisaillement), la matrice constituant le matériau composite dans plusieurs cas est une résine polymère. Les résines polymères existent en grand nombre et chacune à un domaine particulier d'utilisation.

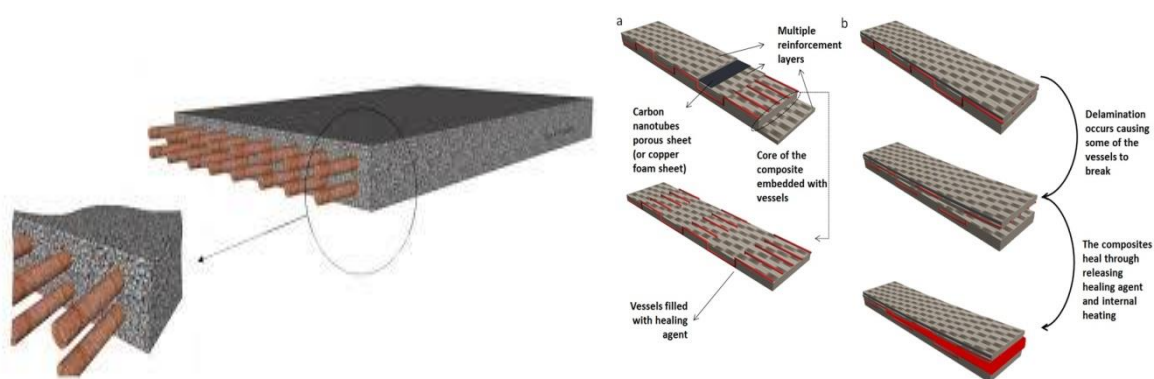


Figure 1.2 Matrice et renforcement dans un composite [2]

1.2. Classification des matériaux composites

1.2.1. La forme des constituants selon le renfort :

- Composites à particules : renfort sous forme de particules (pas de dimension privilégiée)
 - * Améliorent certain propre de la matrice
 - * Domaine étendu et très diversifié, pas d'étude précise
- Composites à fibres : renfort sous forme de fibres continues ou discontinues (fibres courtes ou coupées). On peut avoir une modulation parfaite des propriétés mécaniques en jouant sur :
 - a) Nature des constituants,
 - b) Leurs proportions,
 - c) L'orientation des fibres

1.2.2. Types de composites selon la nature de la matrice :

On distingue habituellement trois familles selon le type de matrice :

COMPOSITE A MATRICE ORGANIQUE :

- Fibres minérales : verres, carbone, etc...
- Fibres organiques : Kevlar, polyamides, etc...
- Fibres métalliques : bore, aluminium, etc...

COMPOSITE A MATRICE METALLIQUE (alliage léger d'aluminium, de magnésium De titane) :

- Fibres minérales, métalliques ou métallo-minérales (fibres de bore revêtues de carbure de silicium BorSiC)

COMPOSITE A MATRICE MINERALE (Céramique) :

- Fibres métalliques : bore
- Particules métalliques : cermets.
- Particules minérales : carbures, nitrures...

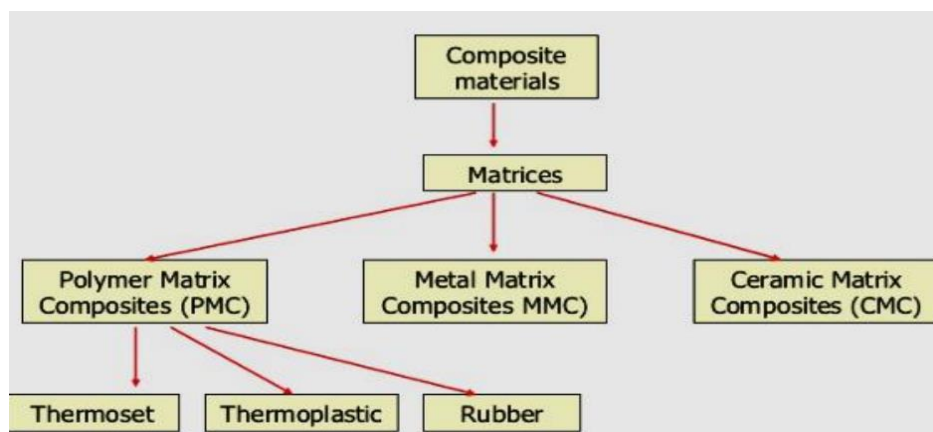


Figure 1.3. Composites selon la nature de la matrice [2]

1.3. Calcul d'homogénéisation des composites unidirectionnels :

Les composites sont composés de l'ensemble « matrice + renfort ». L'ajout du renfort augmente les propriétés mécaniques de la matrice renforcée. Considérons le composite unidirectionnel suivant :

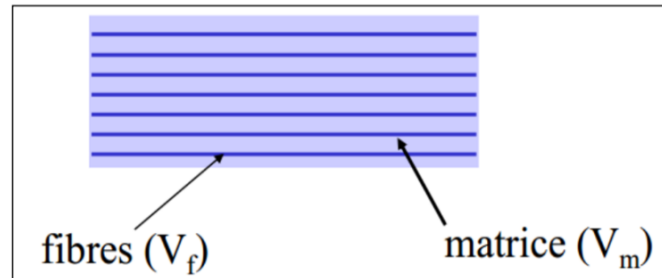


Figure 1.4. Structure d'un matériau composite unidirectionnel

Ce matériau est non homogène et ses diverses propriétés dépendent de celles des fibres et de la matrice qui les constituent. Cependant, ce dernier, peut être supposé comme homogène en considérant ses propriétés moyennes vis-à-vis des charges externes appliquées. Le composite unidirectionnel est supposé se comporter comme un matériau dont les propriétés mécaniques varient d'une direction à une autre mais semblable le long de ce matériau. Des expressions simplifiées et pratiques de ces composites peuvent être obtenus en adoptant une approche très simple du comportement mécanique d'un élément de volume de ce matériau. Nous décrivons ces expressions dans ce qui suit [2].

FRACTIONS VOLUMIQUES ET MASSIQUES

C'est l'un des facteurs les plus importants qui déterminent les caractéristiques mécaniques d'un matériau composite. Cette proportion peut être exprimée en fraction volumique ou en fraction massique.

- Fraction massique : plus facile à mesurer lors de l'élaboration du matériau.
- Fraction volumique : intervient directement dans les modèles théoriques.

1.3.1. Fraction volumique

Considérons un volume V_c du matériau composite, composé d'un volume V_f de la fibre et d'un volume V_m de la matrice. On définit :

- La fraction volumique des fibres $v_f = \frac{V_f}{V_c}$ (1.1)

- La fraction volumique de la matrice $v_m = \frac{V_m}{V_c}$ (1.2)

Sachant que :

$$v_m = 1 - v_f \quad \text{donc} \quad v_c = v_f + v_m$$

v_v : Fraction volumique de vide, mesurée sur une coupe par comptage ou par rayons X.

$$v_f + v_m + v_v = 1 \quad (1.3)$$

Remarque : Pour des utilisations très particulières des composites, on tient aussi compte des fractions volumiques des charges et additifs.

En négligeant le vide, qui en général ne dépasse pas 3%, sinon le composite est raté.

1.3.2. Fraction massique

Considérons W_c la masse du matériau composite, composé d'une masse la fibre W_f et une masse de la matrice W_m . Les fractions massiques des fibres et de la matrice sont :

- $P_f = \frac{W_f}{W_c}$ (1.4)

- $P_m = \frac{W_m}{W_c}$ (1.5)

Avec : $P_f + P_m = 1$ et $W_c = W_f + W_m$ (1.6)

1.3.3. Relation entre fraction volumique et massique

$$W_c = \rho_c V_c, \quad W_f = \rho_f V_f, \quad W_m = \rho_m V_m \quad (1.7)$$

$$\text{Or } W_m + W_f = W_c \quad \Rightarrow \quad \begin{cases} \rho_f v_f + \rho_m v_m = \rho_c v_m \\ \rho_f \frac{v_f}{v_c} + \rho_m \frac{v_m}{v_c} = \rho_c \end{cases}$$

$$\Rightarrow \quad \rho_c = \rho_f v_f + \rho_m v_m \quad (1.8)$$

$$\Rightarrow \quad \rho_c = \rho_f v_f + \rho_m (1 - v_f)$$

Après le développement on trouve : $v_f = (\rho_c / \rho_f) P_f$

$$v_m = (\rho_c / \rho_m) P_m$$

$$v_f = \frac{\rho_c}{\rho_f} P_f \quad \text{et} \quad v_m = \frac{\rho_c}{\rho_m} P_m \quad (1.9)$$

1.4. Evaluation des constantes élastiques d'un composite unidirectionnel

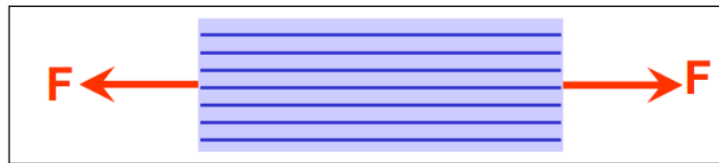
Théories d'homogénéisation : permettent de calculer les caractéristiques mécaniques du matériau homogénéisé à partir des caractéristiques des phases et de la fraction volumique V_f , V_m . [1,2]

Module d'Young longitudinal : forces parallèles à la direction de la charge

L'hypothèse simplificatrice est de supposer une déformation uniforme et identique dans la fibre et dans la matrice.

Par essai de traction, le composite s'allonge d'une quantité ΔL , donc on définit une déformation

$\varepsilon_L = \frac{\Delta L}{L}$. L'identité de la déformation dans la fibre et dans la matrice impose que $\varepsilon_f = \varepsilon_m = \varepsilon_L$.



$$\text{De plus, on a : } \sigma_f = E_f \varepsilon_f = E_f \varepsilon_L \quad \text{et} \quad \sigma_m = E_m \varepsilon_m = E_m \varepsilon_L \quad (1.10)$$

$$\text{Donc, la force : } F_f = \sigma_f S_f = E_f \varepsilon_L S_f \quad \text{et} \quad F_m = \sigma_m S_m = E_m \varepsilon_L S_m$$

Et représentent les aires des sections droites de la fibre et de la matrice.

$$\text{Sachant que : } F = F_f + F_m \text{ . ce qui donne } F = \sigma_f S_f + \sigma_m S_m \quad (1.11)$$

$$\text{Soit } S \text{ l'aire de la section droite du composite, donc : } \sigma_1 = \frac{F}{S}$$

$$\text{Et par conséquent l'équation (A) nous donne : } \frac{F}{S} = \sigma_f \frac{S_f}{S} + \sigma_m \frac{S_m}{S}$$

$$\text{Ainsi } \sigma_1 = \sigma_f v_f + \sigma_m v_m \quad \text{ou encore : } \sigma_1 = \sigma_f v_f + \sigma_m (1 - v_f) \quad \dots\dots\dots (a)$$

$$(1) \quad \longrightarrow \quad E_1 \varepsilon_1 = E_f \varepsilon_1 v_f + E_m \varepsilon_1 (1 - v_f) \quad \dots\dots\dots (b)$$

$$(b) \quad \longrightarrow \quad \boxed{E_L = E_f v_f + E_m (1 - v_f)} \quad (1.12)$$

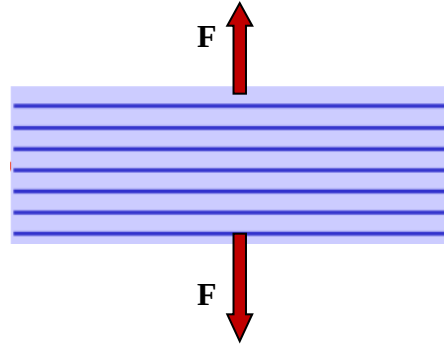
Cette expression est connue sous le nom de '**loi des mélanges**' pour le module d'Young dans la direction des fibres.

$$\text{Condition de résistance des fibres : } \sigma_f < R_e^f = E^f \varepsilon \quad \longrightarrow \quad \sigma_f = \frac{E^f}{E^L} \sigma \quad (1.13)$$

$$\text{Condition de résistance de la matrice : } \sigma_m < R_e^m = E^m \varepsilon \quad \longrightarrow \quad \sigma_m = \frac{E^m}{E^L} \sigma \quad (1.14)$$

$$\text{En générale } E^f > E^c \gg E^m \quad \text{d'où} \quad \sigma_f > \sigma \gg \sigma_m \quad (1.15)$$

Module d'Young transversal : forces perpendiculaire la direction des fibres



Le module d'Young transversal est déterminé dans un essai de traction transversal où le composite est chargé suivant la direction normale de la fibre. On définit :

$$V_f = \frac{h_f}{h_f + h_m} \quad \text{et} \quad V_m = 1 - V_f = V_f = \frac{h_m}{h_f + h_m} \quad (1.16)$$

Dans ce cas : $\sigma_f = \sigma_m = \sigma_2$ (hypothèses de contraintes commun)

$$\text{Donc : } \varepsilon_f = \frac{\sigma_f}{E_f} = \frac{\sigma_2}{E_f} \quad \text{et} \quad \varepsilon_m = \frac{\sigma_m}{E_m} = \frac{\sigma_2}{E_m} \quad (1.17)$$

Sachant que l'allongement du composite est défini par : $\Delta l_2 = \Delta l_f + \Delta l_m$

Ce qui donne : $\Delta l_2 = h_f \varepsilon_f + h_m \varepsilon_m$ et la déformation du composite est donné par : $\varepsilon_2 = \frac{\Delta l_2}{h_f}$

$$\varepsilon_2 = \varepsilon_f V_f + \varepsilon_m (1 - V_f) \quad \text{et finalement on obtient : } \frac{1}{E_2} = \frac{V_f}{E_f} + \frac{1 - V_f}{E_m} \dots\dots\dots (1.18)$$

$$\boxed{E_T = \frac{E_f E_m}{V_m E_f + V_f E_m}} \quad (1.19)$$

$$\text{Condition de résistance : } |\sigma| < R^f \quad \text{et} \quad |\sigma| < R^m \quad (1.20)$$

La matrice cède , le composite travail mal dans le sens transverselle T

E_L évolue linéairement , E_T évolue hyperboliquement selon Voigt et Reuss (Figure 1.5)

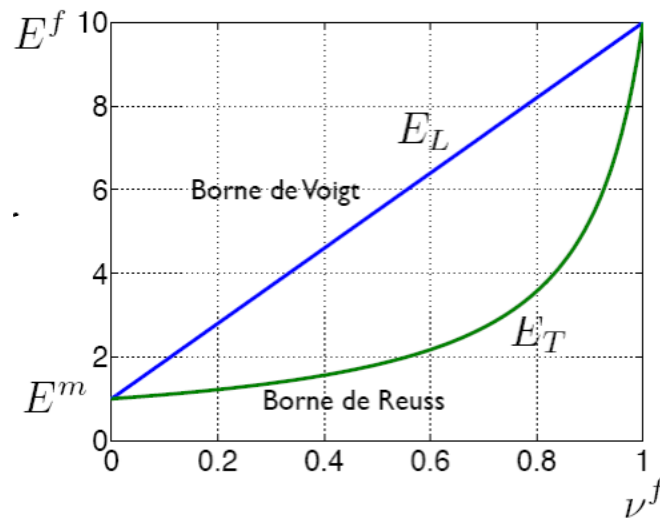


Figure 1.5. Borne de Voigt et Reuss [2]

Coefficient de poisson

Le coefficient de poisson ν_{LT} est déterminé par un essai de traction suivant le sens Long L. Il exprime le rapport entre la déformation relative longitudinale et transversale.

Comme évoqué précédemment en paragraphe précédent, pour ce cas de chargement, fibres et matrice subissent des déformations identiques dans le sens long, on peut écrire:

$$\nu_{LT} = -\frac{\varepsilon_T}{\varepsilon_L} \quad \text{d'où } \nu_m = -\frac{\varepsilon_T^m}{\varepsilon_L^m} \quad \text{et } \nu_f = -\frac{\varepsilon_T^f}{\varepsilon_L^f}$$

Pour $\varepsilon_L = \varepsilon_c = \varepsilon_f = \varepsilon_f$ (1.21)

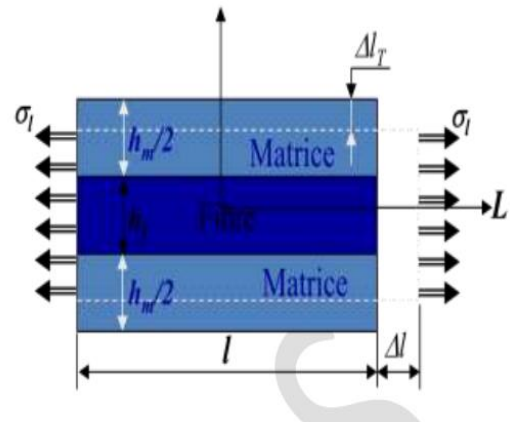


Figure 1.6. Élément de composite unidirectionnel sous charge longitudinale[2]

Avec :

ν_m et ν_f Sont les coefficients de poisson respectivement de la matrice et des fibres

Sachant que l'allongement du composite Transversal est défini par :

$$\Delta l_T = \Delta l_f + \Delta l_m \quad \text{Ce qui donne : } \Delta l_T = \varepsilon_f h_f + \varepsilon_m h_m \quad (1.22)$$

Et la déformation du composite est donné par :

$$\varepsilon_T = \frac{\Delta l_T}{h_f + h_m} = \varepsilon_f \frac{h_f}{h_f + h_m} + \varepsilon_m \frac{h_m}{h_f + h_m} \quad (1.23)$$

Ainsi :

$$\varepsilon_T = \varepsilon_f V_f + \varepsilon_m (1 - V_f) \quad (1.24)$$

Le module de cisaillement longitudinal est déterminé dans un essai de cisaillement longitudinal.

Les contraintes en cisaillement dans la fibre et dans la matrice sont égales.

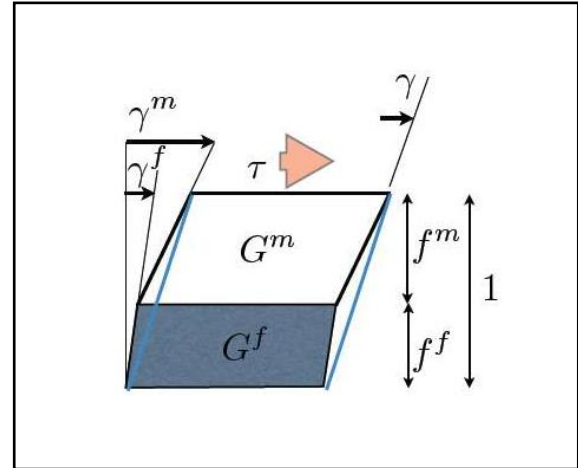
$$\tau = G^m \gamma^m = G^f \gamma^f = G \gamma \quad (1.25)$$

$$\gamma = \frac{f^m \gamma^m + f^f \gamma^f}{1} \quad (1.26)$$

$$\tau = G \gamma = G (f^m \tau / G^m + f^f \tau / G^f)$$

$$G = \frac{G^m G^f}{f^m G^f + f^f G^m}$$

(1.27)



Module de cisaillement transversal (module de COULOMB)

Le module de cisaillement GLT est déterminé par un essai de cisaillement longitudinal suivant L. les contraintes en cisaillement dans les fibres et la matrice sont égales, les déformations en cisaillement s'expriment par :

$$\gamma_f = \frac{\tau}{G_f} \quad \text{et} \quad \gamma_m = \frac{\tau}{G_m} \quad (1.28)$$

γ_f et γ_m sont les angles de glissement pour les fibres et la matrice.

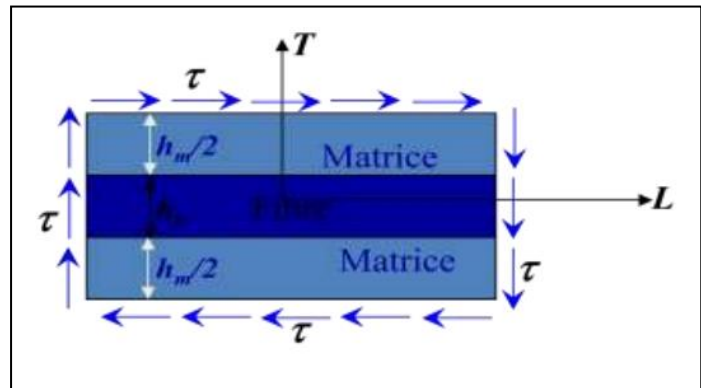


Figure 1.7. Élément de composite unidirectionnel Sous charge de cisaillement plane.[2]

G_f et G_m sont les modules de cisaillement pour les fibres et la matrice. D'après le schéma de la figure 8, Les déformations induites dans la fibre et la matrice $\delta_f = \gamma_f \cdot h_f$ et $\delta_m = \gamma_m \cdot h_m$ sont :

La déformation totale dans le composite sera évidemment :

$$\delta_c = \delta_f + \delta_m = h_f \cdot \gamma_f + h_m \cdot \gamma_m \quad (1.29)$$

L'angle de cisaillement total sera :

$$\text{Comme : } \gamma_f = \frac{\delta_f}{h_f} \quad \text{et} \quad \gamma_m = \frac{\delta_m}{h_m} \quad (1.30)$$

$$\gamma_c = \frac{\delta_c}{h_f + h_m}$$

Or d'après (15), on peut écrire :

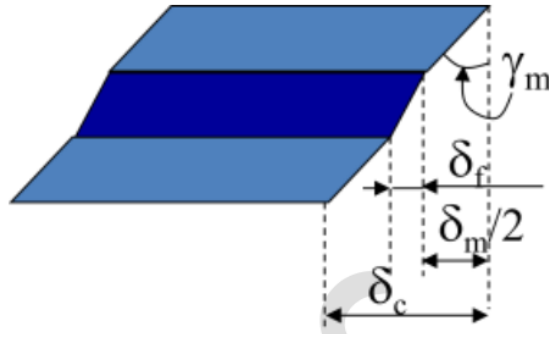


Figure1.8. Déformation de cisaillement A travers l'épaisseur du pli [2]

$$\gamma_c = \gamma_f \frac{h_f}{h_f + h_m} + \gamma_m \frac{h_m}{h_f + h_m} \quad (1.31)$$

En multipliant les hauteurs dans (16) par les sections pour faire apparaître les volumes, on obtient

$$\gamma_c = \gamma_f \cdot V_f + \gamma_m \cdot V_m \quad (1.32)$$

La loi de coulomb en élasticité s'écrit : $\tau = G_{LT} \cdot \gamma_c \rightarrow \gamma_c = \frac{\tau}{G_{LT}} = \frac{\tau}{G_f} V_f + \frac{\tau}{G_m} V_m$

Ce qui fait :

$$\frac{1}{G_{LT}} = \frac{V_f}{G_f} + \frac{V_m}{G_m} \quad (1.33)$$

ou bien

$$G_{LT} = \frac{G_m}{1 - V_f \left(1 - \frac{G_m}{G_f}\right)} \quad (1.34)$$

Application de synthèse 1

Pour une application donnée, vous avez le choix de réaliser une pièce en composite ayant une matrice d'époxy pouvant être renforcée par des fibres continue alignées soit :

- Verre
- Carbone

On présente le tableau suivant :

Composant	E (Gpa)	R _e (MPa)	R _m (MPa)	A (%)
Epoxy	3	60	90	4
Verre	75	-	1800	?
Carbone	200	-	3000	?

Si on prend (Epoxy-verre), pour $v_f = 20\%$ on obtient une bonne rigidité mais le prix est élevé.

Donc, on a décidé de réaliser la pièce en (Epoxy-verre). On demande de :

1. Calculer le module d'Young pour le composite.
2. Calculer (%) de la fibre de verre pour obtenir la rigidité du (Epoxy-Carbone).
3. Lequel de ces composites (Verre-Epoxy) ou (Carbone-Epoxy) se comporte d'une façon élastique jusqu'à sa rupture.
4. Qu'elle est sa résistance à la traction

Solution de l'application 1 :

$$1- E_1 = E_f v_f + E_m (1-v_f)$$

$$= (0.2 * 200) + (0.8 * 3) = 42.4 \text{ GPa}$$

2- Fraction volumique requise des fibres de verre

$$E_c = E_f v_f + E_m (1-v_f)$$

$$\text{Ce qui donne : } v_f = \frac{(E_c - E_m)}{(E_f - E_m)} = \frac{42.2 - 3}{75 - 3} = 0.547 = 54.7\%$$

3- Composite ayant un comportement purement élastique :

- Allongement à la rupture des fibres :

$$A_{fc} = \frac{R_{mf}}{E_f} = \frac{3}{200} = 1.5\%$$

$$A_{fv} = \frac{R_{mf}}{E_f} = \frac{1.8}{75} = 2.4\%$$

- Allongement à la rupture de la matrice :

$$A_{fv} = \frac{R_{mm}}{E_m} = \frac{0.06}{3} = 2 \%$$

Pour le composite (verre – Epoxy), la matrice entre en déformation plastique avant que les fibres soient rompues $\longrightarrow$ il y'a dans ce cas une partie élastique et une partie de déformation plastique.

Pour le composite (Epoxy-carbone) : $A_{cm} > A_{fc}$, Donc comportement purement élastique jusqu'à sa rupture

$$4- \sigma_m = E_m A_{fc} = E_m \frac{R_{mf}}{E_f} = \frac{3 \times 3}{200} = 45 \text{ MPa}$$

On applique la règle du mélange aux contraintes :

$$R_c = R_{mf} v_{fc} + \sigma_m (1 - v_{fc}) = (0.2 \times 3000) + (0.8 \times 45) = 636 \text{ MPa}$$

Application de synthèse 2

Un composite est fait d'une matrice de polyester ($E_m = 3,4 \text{ GPa}$) qui est renforcée de 40 % volumique de fibres de verre continues alignées ($E_f = 70 \text{ GPa}$).

1. Calculez le module d'Young longitudinal E_C (en GPa) de ce composite.
2. Si l'on applique une contrainte longitudinale de 60 MPa sur une section 300 mm^2 de ce composite, quelles sont les forces F_m et F_f (en kN) qui s'exercent respectivement sur la matrice et sur les fibres ?
3. Quelle déformation ϵ (en %) subit la matrice et les fibres pour cette contrainte de 60 MPa?
4. Si la résistance à la traction des fibres et celle de la matrice sont respectivement égales à 3 GPa et 70 MPa, quelle est la résistance à la traction R_{mC} (en MPa) du composite ?

Solution de l'application 2 :

1. Module d'Young du composite

En utilisant l'équation de la loi des mélanges, on obtient cette grandeur :

$$E_C = E_f v_f + E_m (1 - v_f)$$

$$E_C = [(0,4 \times 70) + (0,6 \times 3,4)] = 30,04 \text{ GPa}$$

2. Forces sur la matrice et sur les fibres pour une contrainte de 60 MPa , $E_C=30.04\text{GPa}$

En utilisant les équations déduites de l'hypothèse d'une même déformation dans les fibres

comme dans les matrices : $\varepsilon_f = \varepsilon_m$ d'où $\frac{\sigma_f}{E_f} = \frac{\sigma_m}{E_m}$

Nous pouvons démontrer aisément que le rapport de la force F_f appliquée sur les fibres à celle F_m s'exerçant sur la matrice est égal à:

$$\frac{F_f}{F_m} = \frac{V_f}{V_m} \frac{E_f}{E_m}$$

Ce qui, dans le cas présent, donne la valeur suivante : $F_f/F_m=13.73.....$ (1)

Sur la section supportant les charges, la force totale F_t ou force composite F_C qui s'y exerce est égale à la somme de la force F_m s'exerçant sur la matrice et de celle F_f s'exerçant sur les fibres :

$$F_t = \sigma.S = F_m + F_f (2)$$

En tenant compte du résultat obtenu en (1) et des données du problème, nous écrivons :

$$F_t=18\text{KN}=F_m+13.73F_m=14.73F_m, \quad \text{soit } F_m= 1.22\text{KN}$$

$$\text{Et donc } F_t=16.78\text{KN}$$

3. Déformation de la matrice et des fibres pour une contrainte de 60 MPa

Dans un composite à fibres continues alignées soumis à une force longitudinale, la déformation f des fibres, celle m de la matrice et celle C du composite sont toutes égaux. Il suffit donc de calculer, grâce à la loi de Hooke, la déformation ε_C du composite pour la contrainte considérée :

$$\varepsilon_C = \varepsilon_m = \varepsilon_f = \sigma/E_C = (60 \text{ MPa}/30 \text{ GPa}) = 2 \times 10^{-3} = 0,2 \%$$

4. Résistance à traction du composite :

Il faut tout d'abord vérifier lequel parmi le renfort ou la matrice qui se rompt en premier en calculant leur allongement respectif à la rupture, soient A_f et A_m :

$$A_f = (3 \text{ GPa} / 70 \text{ GPa}) = 4,29 \times 10^{-2} = 4,29 \%$$

$$A_m = (70 \text{ MPa}/3,4 \text{ GPa}) = 2,06 \times 10^{-2} = 2,06 \%$$

Par conséquent, c'est la matrice qui se rompt en premier lieu car $A_m < A_f$. En utilisant la règle des mélanges qu'on applique aux contraintes, on en déduit la résistance à la traction du composite :

$$R_{mC} = (1 - V_f)R_{m_m} + V_f\sigma_f$$

Avec : $\sigma_f = E_f A_m = E_f (R_{m_m}/E_m) = 70 \text{ GPa} \times 2,06 \times 10^{-2} = 1,442 \text{ GPa}$

Donc : $R_{mC} = (0,6 \times 70) + (0,4 \times 1\,442) \text{ MPa} = 618,8 \text{ MPa} \approx 619 \text{ MPa}$

$$\mathbf{R_{mc} = 619 \text{ MPa}}$$

Chapitre 2.

Éléments Constituants d'un Matériau Composite à matrice polymérique ou organique CMO

Introduction

Un matériau composite est un matériau hétérogène formé d'au moins deux constituants non miscibles, disposés selon une organisation géométrique particulière. Quasiment tous les composites sont constitués [4] :

□ De renforts, prenant généralement la forme de fibres ou de particules, assurant l'essentiel des propriétés mécaniques du composite. Résistantes ou n'existent que sous cette forme. 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'une matrice dans laquelle sont noyés les renforts, assurant la cohésion de l'ensemble et le transfert des efforts ainsi que l'essentiel des propriétés autres que mécaniques. Empêche, dans une certaine mesure, les fibres de flamber en compression (et en cisaillement), la matrice constituant le matériau composite dans plusieurs cas est une résine polymère. Les résines polymères existent en grand nombre et chacune à un domaine particulier d'utilisation.

On distingue habituellement trois familles de composites :

- Les composites à matrice organique (CMO),
- Les composites à matrice céramique (CMC),
- Les composites à matrice métallique (CMM).

2.1. Composites à matrice organique (CMO)

Il s'agit, de loin, les composites les plus répandus : ce sont en effet les seuls composites ayant, pour beaucoup d'entre eux, des coûts unitaires suffisamment réduits pour pouvoir être produits en grandes séries

2.1.1. Matrices

Dans un grand nombre de cas, la matrice constituant le matériau composite est une résine polymère. Les résines polymères existent en grand nombre et chacune à un domaine particulier d'utilisation. Dans

Les applications où une tenue de la structure aux très hautes températures est requise, des matériaux composites à matrice métallique, céramique ou carbone sont utilisés. Dans le cas des matériaux en carbone des températures de 2 200°C peuvent être atteintes. La classification des types de matrices couramment rencontrées est donnée sur la figure 2.1.

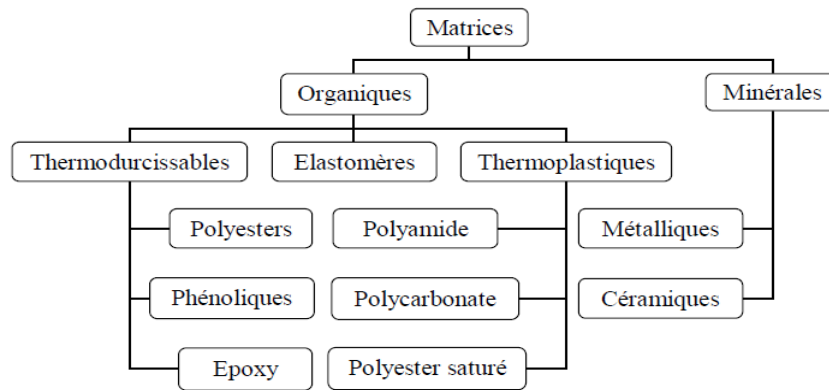


Figure 2.1. Différentes natures de matrices [4]

2.1.1.1. Les matrices thermodurcissables

Les résines thermodurcissables ont des propriétés mécaniques élevées. Ces résines ne peuvent être mises en forme qu'une seule fois. Il s'agit alors de précurseurs liquides qui, après l'ajout d'un catalyseur, réagissent pour former la matrice (c'est la polymérisation), ce qui entraîne une solidification.

On distingue plusieurs types de matrices thermodurcissable tels que : Les résines polyesters insaturées, les résines de condensation (phénoliques, amioplastes, furaniques) et les résines époxy sont des résines thermodurcissables. Les exemples de résines thermodurcissables classiquement rencontrées sont 914, 5208, 70, LY556. Les matériaux les plus performants ont des caractéristiques mécaniques élevées et une masse volumique faible. Ces caractéristiques sont présentées dans le tableau 2.1.

résines	$T_f(^{\circ}\text{C})$	$\rho (\text{Kg/m}^3)$	$\epsilon_f^R(\%)$	$\sigma_f^R (\text{MPa})$	$\sigma_c^R (\text{MPa})$	E (GPa)
polyesters	60 à 100	1 140	2 à 5	50 à 85	90 à 200	2,8 à 3,6
phénoliques	120	1 200	2,5	40	250	3 à 5
epoxydes	290	1 100 à 1 500	2 à 5	60 à 80	250	3 à 5

Tableau 2.1. Caractéristiques des résines thermodurcissables [3]

Principales résines thermodurcissables :

1. Les résines polyester insaturé Une résine de polyester contenant un monomère (généralement le styrène) est réticulée à température ambiante par addition d'un catalyseur de type peroxyde organique et d'un accélérateur.

Elle passe successivement de l'état liquide visqueux initial à l'état de gel, puis à l'état de solide infusible. La réaction est exothermique et la température de la résine augmente progressivement depuis le gel jusqu'à un maximum pour redescendre ensuite lentement à la température ambiante. La réaction de durcissement dépend de la réactivité de la résine, de la forme de l'objet fabriqué (épaisseur, etc.), de la nature et du dosage du système catalytique.

Il existe différents types de résines [3,4] :

- Orthophtalique : la plus courante ;
- Isophtalique : qui donne une meilleure tenue à l'humidité ;
- Chlorée : apportant une auto extingüibilité ;
- Bisphénol : possédant de bonnes caractéristiques chimiques et thermiques

Suivant le module d'élasticité, les résines polyesters sont classées en : résines souples, résines semi-rigides et résines rigides.

2. les résines de condensations Les résines de condensation comportent les résines phénoliques, les aminoplastes et les résines furaniques [5].

1. Les résines phénoliques sont les plus anciennes des résines thermodurcissables dont la plus connue est la bakélite. Les caractéristiques de ces résines sont les suivantes :

- Masse volumique1200 Kg/m³
- Module d'élasticité en flexion.....3 GPa
- Contrainte à la rupture en traction..... 40 MPa
- Allongement à la rupture en traction..... 2,5 %
- Contrainte à la rupture en flexion..... 90 MPa
- Résistance en compression..... 250 MPa

2. Les résines phénoliques seront donc utilisées dans le cas de pièces nécessitant une tenue élevée en température ou une bonne résistance chimique.

3. Les caractéristiques des résines aminoplastes sont voisines de celles des résines phénoliques.

Aux avantages de ces résines, il faut ajouter :

- a. La possibilité d'utilisations alimentaires,
- b. La possibilité de colorer les résines.

4. Les résines furaniques sont assez peu utilisées à cause de leur coût, trois fois plus élevé que les résines polyester.

3. les résines époxydes : Elles sont préférentiellement utilisées pour les composites hautes performances. Elles possèdent d'excellentes propriétés mécaniques, thermiques (130 à 180°C) et un bon comportement chimique. Par contre elles sont sensibles à l'humidité ainsi qu'aux rayons UV et ont un coût encore très élevé [5].

Les caractéristiques mécaniques générales des résines époxydes sont les suivantes :

- Masse volumique.....1100 à 1500 Kg/m³
- Module d'élasticité en traction.....3 à 5 GPa
- Contrainte à la rupture en traction.....60 à 80 MPa
- Contrainte à la rupture en flexion.....100 à 150 MPa
- Allongement à la rupture..... (2 à 5) %
- Résistance au cisaillement..... 30 à 50 MPa

2.1.1.2. Résines thermoplastiques :

Les résines thermoplastiques ont des propriétés mécaniques faibles. Ces résines sont solides et nécessitent une transformation à très haute température. Les polychlorures de vinyle (PVC), les polyéthylènes, polypropylène, polystyrène, polycarbonate polyamide sont quelques exemples de ces résines thermoplastiques. Les résines thermoplastiques classiquement rencontrées sont PEEK, K3B.[4,10]

De même que pour les résines thermodurcissables, les matériaux les plus performants ont des caractéristiques mécaniques élevées et une masse volumique faible : ces dernières sont présentées dans le tableau 2.2.

résines	T _f (°C)	ρ (kg/m ³)	ε _t ^R (%)	σ _t ^R (MPa)	σ _c ^R (MPa)	E (GPa)
polyamide	65 à 100	1 140		60 à 85		1,2 à 2,5
polypropylène	900	1 200		20 à 35		1,1 à 1,4

Tableau 2.2. Caractéristiques des résines Thermoplastiques [4]

Dans le tableau suivant, on présente les principales propriétés des matrices thermoplastiques et thermodurcissables.

Matrices	Thermodurcissables	Thermoplastiques
Etat de base	Liquide visqueux à polymériser	Solide prêt à l'emploi
Stockage	Réduit	Illimité
Mouillabilité des renforts	Aisée	Difficile
Moulage	Chauffage continu	Chauffage + refroidissement
Cycle	Long (polymérisation)	Court
Tenue au choc	Limitée	Assez bonne
Tenue thermique	Meilleure	Réduite (sauf nouveau TP)
Chutes et déchets	Perdus ou utilisés en charges	Recyclables
Conditions de travail	Emanations de solvants	Propreté

Tableau 2.3. Comparaison entre les deux types de matrices [10]

2.1.2. Les renforts :

Les renforts contribuent à améliorer la résistance mécanique à la traction et la rigidité des matériaux composites et se présentent sous forme filamentaire (des fibres organiques ou inorganiques).

2.1.2.1. Différents types de renfort : [5]

Différentes fibres peuvent être employées avec ces matrices. Les plus courantes sont (figure2.2)

- Les fibres de verre : peu coûteuses et ultra-répondues (95% des renforts !), utilisées dans pratiquement toutes les applications « grande diffusion » et certaines applications « hautes performances » ;
- Les fibres de carbone : plus onéreuses mais très performantes d'un point de vue mécanique, utilisées notamment en aéronautique, en construction industrielle et dans les sports et loisirs ;
- Les fibres d'aramide (Kevlar) ou de polypropylène, plus résistantes aux chocs et plus tenaces que le carbone, d'où leur utilisation, entre autres, dans les gilets pare-balles et autres protections balistiques ;
- Les fibres végétales comme le chanvre ou le lin, assez peu coûteuses et renouvelables, qui commencent à faire leur apparition sur certaines pièces peu sollicitées mécaniquement.

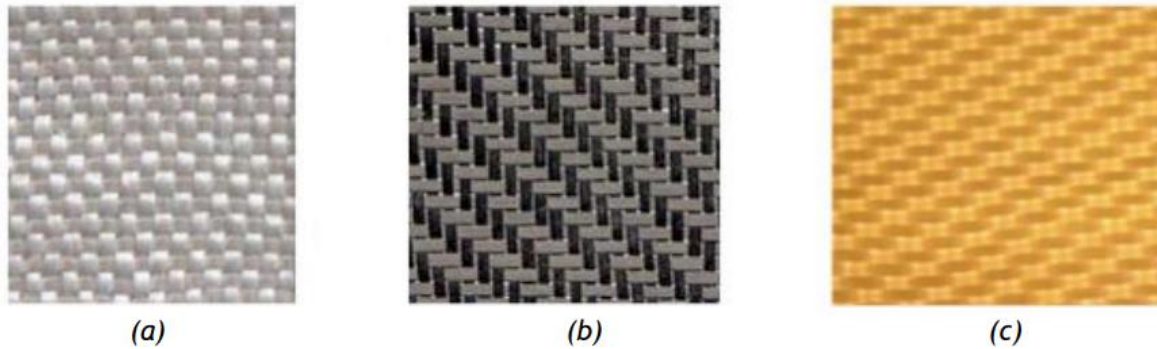


Figure 2.2. Exemples de tissus de renforts utilisés pour les CMO haute performance :
(a) Verre, (b) carbone, (c) aramide (Kevlar).[4]

Certains composites d'entrée de gamme, plus anciens, emploient des fibres naturelles ou inorganiques végétaux ou minéraux ; les matériaux obtenus, généralement appelés composite à fibre naturelle, sont de bons isolants thermiques et électriques. (Figure 2.3)

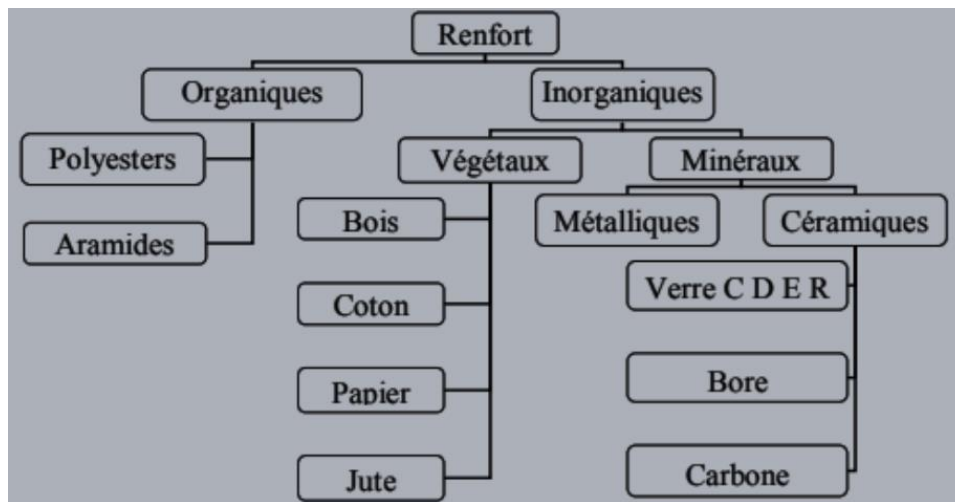


Figure 2.3. Différents types de renfort.[2]

Les renforts fibres se présentent sous diverses formes commerciales.

Fibre de verre :

Elles sont obtenues à partir de sable (silice) et d'additifs (alumine, carbonate de chaux, magnésie, oxyde de bore).

On distingue trois types de fibres :

- E : pour les composites de grande diffusion et les applications courantes ;
 - R : pour les composites hautes performances ;
 - D : pour la fabrication de circuits imprimés (propriétés diélectriques).
- Sous forme de roving (fils, mèches, etc. ...) : Le roving est un assemblage de fils de bases parallèles groupés sans torsion.

- Sous forme de tissus (tissus taffetas, toiles, serge, etc. ...) : Le tissu est formé par l'entrecroisement perpendiculaire des roving. Les tissus de roving peuvent peser jusqu'à 800 g/m².
- Sous forme de mat (à fil coupé, a fil continu) : Le mat est un matelas de fils coupés ou continu à ensimage plastique, agglomérés par un liant à solubilité rapide ou lente dans la résine.

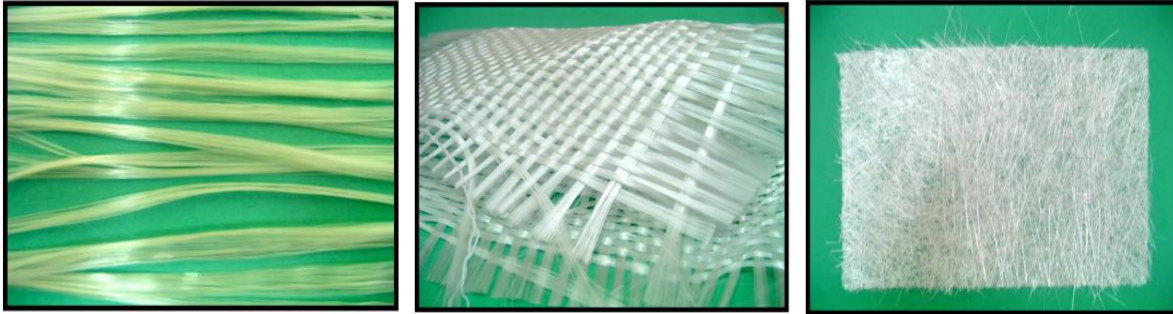


Figure 2.4. Différents types de fibres de verre : a) Roving de verre, b) Tissue de verre, c) Mat de verre.[2]

Les Mats :

Ce sont des nappes de fils continus ou discontinus, disposés dans un plan sans aucune orientation préférentielle. Suivant la mise en œuvre, ces fils sont maintenus (ou non) dans les résines par un liant.

LES MODES DE TISSAGE

Ensemble de fils trame s'entrecroisant avec les fils de chaîne (figure 2.5) :

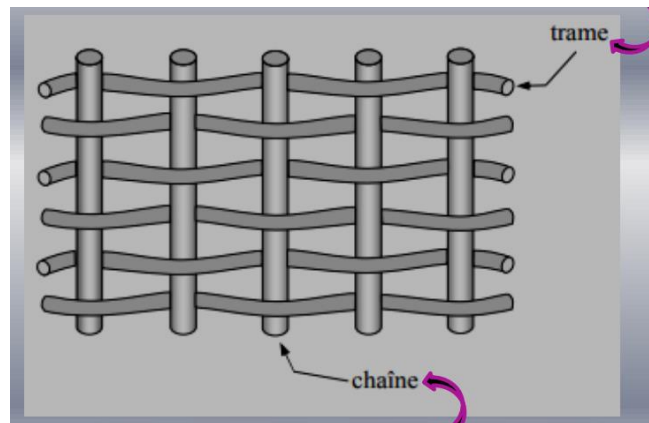


Figure 2.5. Ensemble de fils parallèles répartis dans un plan suivant la longueur du tissu [2]

Ensemble de fils, stratifiés ou mèches réalisées sur un métier à tisser, composé d'une chaîne et d'une trame, on distingue différentes formes de tissages des fibres de verre surfacique (figure 2.6)

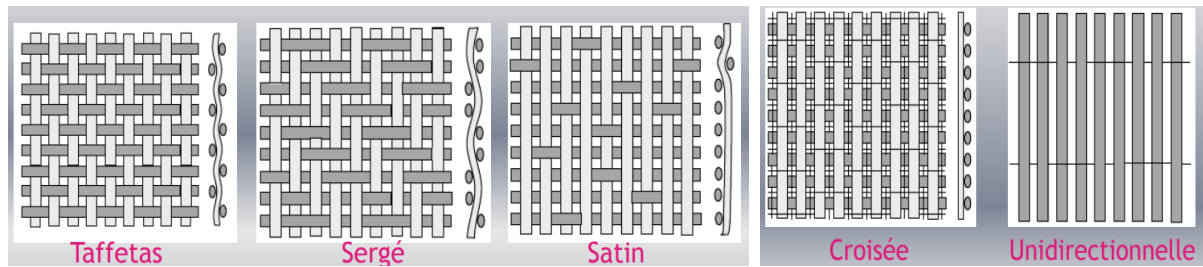


Figure 2.6. Les différentes formes de présentation de la fibre.
Compositions des verres E et S. [2]

Utilisé dans plus de 95 % des composites dans l'industrie pour des raisons :

- ☐ Prix bas
- ☐ Grande déformation à rupture
- ☐ Rigidité insuffisante dans certaines pièces de structure

On présente la composition en masse des fibres de verre E, R, S, et quelques caractéristiques mécaniques de ces types de fibres (Tableaux 2.4 et 2.5)

Tableau 2.4. Composition chimique des verres E et R (ou S) [4]

	Verre E	Verre R ou S
SiO ₂ (% en masse)	54	65
Al ₂ O ₃ (% en masse)	14	25
CaO (% en masse)	17.5	0
B ₂ O ₃ (% en masse)	10	0
MgO (% en masse)	4.4	10

Tableau 2.5. Propriétés mécaniques et thermiques des fibres de verre E, R [4]

	Verre E	Verre R (ou S)
Résistance en traction (MPa)	3450	4600
Module d'élasticité (GPa)	72	85
Coefficient de Poisson	0.22	0.22
Masse volumique (kg/dm ³)	2.54	2.49
Coeff. dilatation (10 ⁻⁶ /°C)	5.1	4.1
Température de ramollissement (°C)	710	805
Prix (F/kg) (variable suivant le diamètre)	20	120

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.



Figure 2.7. Les différents types de tissage de la fibre.
De carbone [2]

Fibres aramides

Les fibres aramides ont des propriétés mécaniques élevées en traction comme les carbonés 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 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).

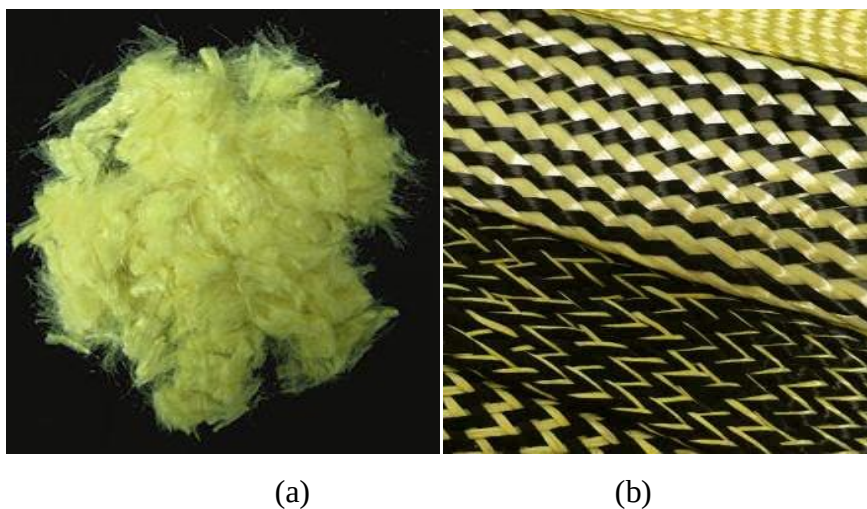


Figure 2.8. a- Fibre Aramide b-Tissu Kevlar Aramide [14]

Fibres céramiques

Les matériaux composites de type céramiques sont souvent constitués de renforts et de matrice en céramique [2]. 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 2000°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



Figure 2.9. Fibres en céramiques

Les fibres de basalte

Trois fois plus chère que la fibre de verre, la fibre de basalte est une fibre naturelle issue de la roche volcanique. Cette roche formée à partir de magma refroidi confère des propriétés exceptionnelles à la fibre de basalte. Elle est plus légère et plus résistante que la fibre de verre. Très utilisée dans l'automobile pour ses propriétés thermiques, elle est incombustible, possède de bonnes propriétés mécaniques et couvre une large plage de température qui lui confère un réel avantage en matière d'isolation thermique : -260°C à + 1 200° C.

2.1.3. Charges et additifs :

Enfin, des charges et additifs sont ajoutés au composite afin de lui conférer de nouvelles propriétés et, ainsi, de lui permettre de remplir davantage de fonctions techniques. De manière générale, les charges et additifs jouent un rôle essentiel dans l'obtention des propriétés des polymères, qu'ils soient utilisés seuls ou comme matrices de composites ; il en existe de très nombreux types.

Les charges : [1]

Les charges sont des particules solides que l'on disperse au sein de la matrice. Elles peuvent être minérales, organiques (végétales ou synthétiques) ou métalliques, et s'utilisent grosso modo de la même façon que dans les plastiques « traditionnels ». On peut par exemple rencontrer (figure 2.10) :



Figure 2.10. Exemples de charges utilisées dans les CMO :
(a) Microbilles de verre, (b) Noir de carbone, (c) Silice.

- Des microbilles de verre creuses, ajoutées en plus des renforts principaux, qui améliorent la tenue en compression tout en allégeant la matrice ;

Du noir de carbone utilisé à la fois comme pigment noir, comme barrière anti-UV et comme antioxydant ;

Des particules de silice pour rendre la matrice plus isolante (thermiquement, électriquement et acoustiquement), diminuer son retrait au moulage... ;

Des poudres ou paillettes métalliques pour rendre la matrice conductrice de l'électricité et de la chaleur, pour améliorer son usinabilité, sa résistance aux chocs ou à l'abrasion... ;

Des billes thermoplastiques ajoutées dans les matrices thermodurcissables, pour améliorer leur ductilité et donc leur résistance à la fissuration... ;

Les additifs : [1]

Ils sont nécessaires pour assurer une adhérence suffisante entre le renfort fibreux et la matrice et de modifier l'aspect ou les caractéristiques de la matière à laquelle ils sont ajoutés.

Les additifs se trouvent en faible quantité (quelques % et moins) et interviennent comme :

- Lubrifiants et agents de démoulage.
- Pigments et colorants.
- Agents anti-retraits.
- Agents anti-ultraviolets.
- Accélérateur.

- Catalyseur.

L'interface

En plus de ces fibres et la matrice, 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.

Des produits chimiques entre aussi dans la composition du composite, l'interphase etc. ... qui peut jouer sur le comportement mécanique, mais n'interviennent pratiquement jamais dans le calcul de structure composite. [3]

2.2. Les composites à matrice non organiques :

2.2.1. Composites à matrice céramique (CMC)

Beaucoup moins répandus que leurs homologues à matrice organique en raison d'un coût élevé, les CMC s'adressent aux applications à très haute température. Ils sont principalement utilisés dans l'industrie spatiale et l'aéronautique militaire, ainsi que pour la conception d'organes haut de gamme comme des disques ou plaquettes de freins (figure 2.11).

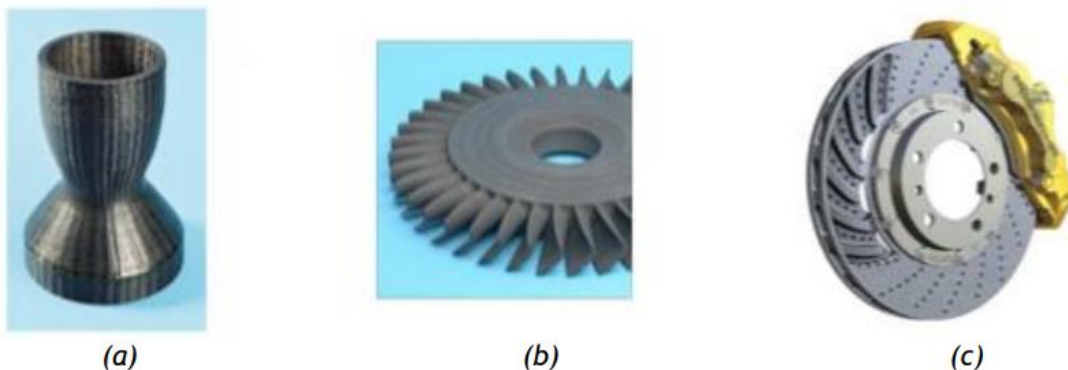


Figure 2.11. Quelques applications des CMC : (a) la tuyère d'un moteur spatial, (b) le disque à aubes d'une turbine, (c) un disque de frein haut de gamme.[14]

Les céramiques possèdent de nombreux atouts pour de telles applications : elles peuvent résister à des températures très élevées, sont plus légères que de nombreux métaux, et présentent une bonne stabilité chimique. Malheureusement, leur grande fragilité limite fortement leur domaine d'utilisation.

Afin de ralentir le plus possible la rupture, les matrices céramiques possèdent généralement une structure multicouche (figure 2.12.a) : la matrice est faite de plusieurs couches superposées, ce qui permet de multiplier les interfaces et donc les déviations des fissures (figure 2.12.b) Tout

ceci fait que les CMC sont beaucoup moins fragiles et beaucoup plus tenaces que les céramiques massives, et peuvent donc être utilisés dans des pièces mécaniques



Figure 2.12. (a) Schématisation d'une matrice multicouche ; (b) effet protecteur des interfaces : les fissures sont déviées et leur progression vers les fibres est donc ralentie [2,4]

Dans les CMC, les renforts et la matrice sont souvent constituées de carbure de silicium (SiC), de carbone (C) ou d'alumine (Al_2O_3) ; bien que le carbone ne soit pas une céramique, les matrices de carbone possèdent des comportements assez similaires aux matrices céramiques et sont donc souvent assimilées aux CMC. Il est relativement fréquent que les renforts et la matrice soient faits du même matériau : le rôle de la structure composite, ici, n'est pas tant de combiner les propriétés des constituants que d'en faire émerger de nouvelles, à savoir la ténacité et la ductilité. Une particularité des CMC est d'ailleurs que souvent, les fibres sont moins rigides que la matrice !

Structures composites à matrice céramique tissées multidirectionnelles :

Côté architecture, les CMC possèdent généralement des fibres longues continues, tressées en fils qui sont ensuite organisés en tissus en tissages volumiques de type 2D (deux directions de renfort), 3D–Evolutif (deux directions de renfort et un piquage dans la troisième direction), 3D (trois directions de renfort), 4D (quatre directions de renfort), ou plus sont élaborés dans l'industrie aéronautique

- 2D SiC-SiC :

Le matériau composite 2D tissé SiC-SiC (fibre-céramique/matrice-céramique) a deux directions de renfort comme illustré sur les figures 2.13. (a) et 2.13. (b). Ce type de matériau est destiné à des utilisations thermo structurales (température d'utilisation de 1 000°C à 1 400°C). Ce type de matériau est réalisé par la Société Européenne de Propulsion /Groupe Snecma. Il est étudié pour être utilisé dans les parties chaudes des structures : moteurs d'avions, moteurs fusés et protections thermiques.

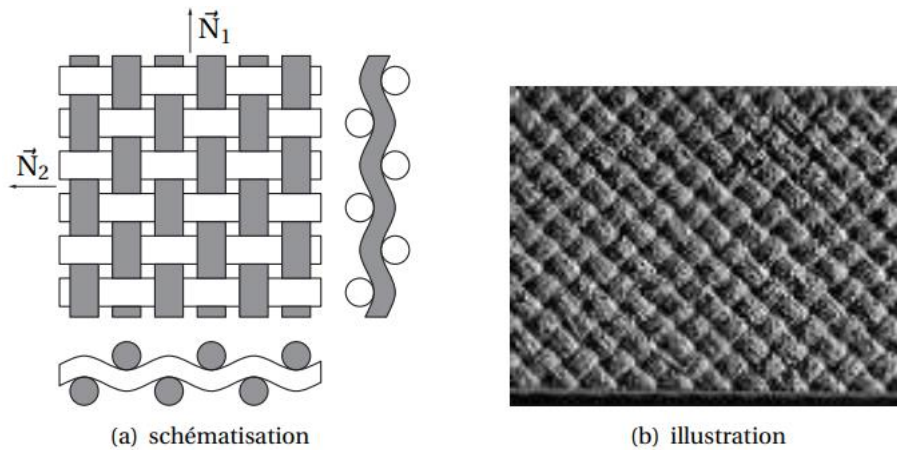


Figure 2.13. D Sic-Sic : matériau avec deux directions de renfort [2]

- Aerolor 32 C/C

L'Aerolor 32 est un matériau thermo structural réalisé par l'Aérospatiale. C'est un composite à renfort et matrice de carbone renforcé par trois directions de fibres, comme indiqué sur la figure 2.14. La matrice est inaltérée dans les blocs préalablement tissés au moyen de mèches de 3 000 filaments.

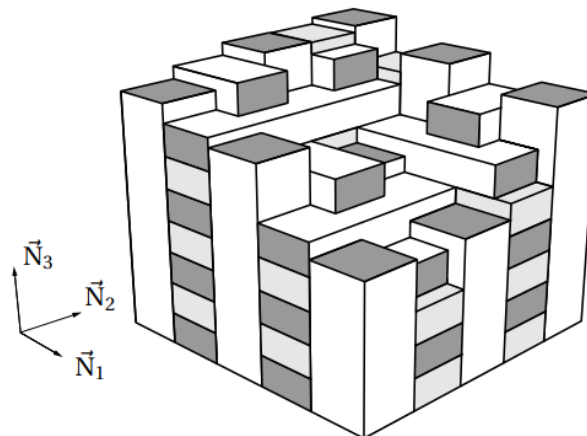


Figure 2.14. Géométrie tri-orthogonale de l'Aerolor 32. [2]

- 3D-Evolatif C/C

Le concept de cette architecture fibreuse permet de concevoir des pièces de formes complexes. Il permet également une évolution des taux et directions de renforts fibreux en fonction des besoins mécaniques et thermiques.

C'est un composite à renfort et matrice de carbone renforcé par deux directions de fibres. Un tissage suivant la troisième direction de l'espace renforce le tissage bidirectionnel.

Les renforts et la matrice du 3D-Evolatif C/C sont en carbone. Les constituants sont :

- la fibre en carbone ;
- la matrice RA 101 carbonisée. C'est un carbone vitreux déposé par des phases successives d'imprégnation et de pyrolyse.

- Sepcarb(r) 4D C/C

Le Sepcarb(r) 4D est un matériau thermo structural réalisé par la Société Européenne de Propulsion. C'est un composite à renfort et matrice de carbone renforcé par des fibres suivant quatre directions de l'espace. Les renforts sont notés r_1 , r_2 , r_3 et r_4 sur la figure 2.15.

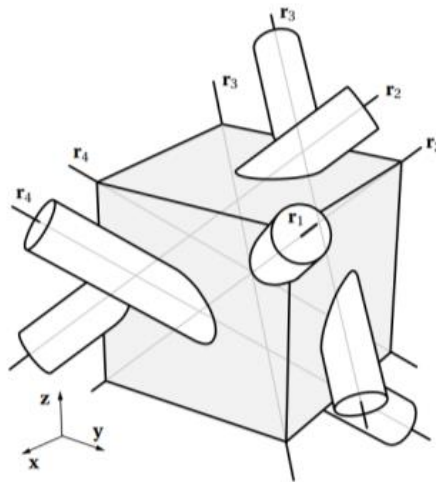


Figure.2.15. Sepcarb (r) 4D C/C Renfort carbone/matrice carbone : Tissage suivant quatre Directions de l'espace [2]

2.2.2. Composites à matrice métallique (CMM)

Les composites à matrice métallique ont été élaborés pour tenter de concilier les qualités des métaux (ductilité, bonne tenue face au vieillissement et au feu...) avec la légèreté et les bonnes caractéristiques mécaniques propres aux structures composites. Ce sont des matériaux performants, mais pénalisés par un coût de revient encore élevé et réservés à des applications relativement exigeantes, dans divers domaines (figure 2.16).

La matrice métallique peut être :

- Monophasée (métal pur ou solution solide : magnésium, titane...)
- Multiphasée (alliage durci par précipitation : aluminium et ses alliages, acier ...).

Les renforts utilisés peuvent être de deux types :

- Soit des particules ou des fibres courtes (carbure de silicium, nitrure de silicium, titanate de potassium...) qui apportent des propriétés mécaniques légèrement supérieures à celles du métal formant la matrice, et pouvant être utilisées dans les procédés de mise en forme des métaux.

- soit des fibres longues céramiques ou métalliques (carbone, bore, aluminium, céramique, tungstène...) générant des propriétés bien supérieures à celles de la matrice, mais avec des procédés de mise en forme plus coûteux (Infiltration de métal fondu autour d'un renfort fibré).



Figure 2.16. Exemples d'applications des composites à matrice métallique.

Dans l'industrie de l'automobile, on utilise souvent les composites à matrice métalliques, à cause de leurs qualités et propriétés mécanique, et thermo-physique.

Tableau 2.4. Tableau de synthèse « composites à matrice métallique » [3]

Propriétés recherché	Applications	Technologies
Résistance à l'usure	Chemise et piston Éléments de farinage culasse	Moulage forgeage
PM à faible densité, allègement	Billes Axe de piston	Moulage forgeage

Comparativement aux matrices organiques, les matrices métalliques présentent plusieurs avantages :

- meilleure tenue en température permettant de reculer les limites d'utilisation en environnement moteur,
- meilleures propriétés mécaniques intrinsèques de la matrice, permettant l'utilisation de renforts localisés ou unidirectionnels,
- meilleure tenue au vieillissement et au feu,
- ductilité élevée de la matrice,

- meilleure étanchéité aux gaz (herméticité)....

Mais les techniques de transformation restent complexes et doivent se réaliser à la température de fusion du matériau.

2.2.3. Les composites à base d'élastomère

Les élastomères constituent une grande famille sous laquelle se regroupent les caoutchoucs naturels, les néoprènes, les nitriles, les EPDM, etc. mais aussi et plus particulièrement les matériaux composites, les polyuréthanes et les silicones.

Tous ces élastomères peuvent être renforcés par des fibres de toutes natures sans exception particulière. Notre étude portera principalement sur deux catégories d'élastomères :

- Les polyuréthanes,
- Les silicones.

Ces composés élastomériques servent notamment pour la réalisation de pneumatiques, tuyaux renforcés pour le transport des fluides sous pression (circuit de freinage, alimentation turbo...), durites, tuyaux d'alimentation en essence, conduite d'air conditionné, chauffage, etc.

Les polyuréthanes (PU)

Les polyuréthanes sont des plastiques thermodurcissables (PU) ou thermoplastiques (TPU) constituant la famille des polycondensats destinés, à l'origine, à se substituer aux fibres synthétiques et aux caoutchoucs naturels.

Ils se déclinent en différentes densités qui les classent en deux catégories : - Les polyuréthanes expansés (mousses souples et rigides),

- Les polyuréthanes compacts (élastomères, peintures, vernis adhésifs, etc...).



Figure 2.17. Polyuréthane isolant synthétique performant

Les différents composants entrent donc dans l'élaboration d'un polyuréthane. Parmi eux :

- Polyols,
- Catalyseurs,
- Agents gonflants,
- Charges minérales.

- Isocyanates,
- Surfactants (tensioactifs),
- Colorants,

On distingue :

- Les mousses PU souples : Elles sont issues de formulations dont le coefficient d'expansion est très important. (Tableau 2.5)

Tableau 2.5. Mousses utilisées dans l'automobile [3]

Type de mousses	Densité	Application
Mousse classique à chaud	0.9	Sièges et dossiers automobiles
Mousse haute résilience	0.9-1	Sièges et dossiers automobiles
Mousse à peau	0.8-1	Volant, appui tête, selle de moto
Mousse semi-rigide	0.9-1	Panneau de porte, tableaux de bord, ciel de toit



Figure 2.18. Pièces automobiles en mousse de PU souple et à peau

- Les mousses PU structurales compactes

Elles sont issues de formulations dont le coefficient d'expansion est très faible, aux caractéristiques mécaniques intéressantes.

- Les élastomères PU

Un élastomère est un PU exempt d'agents gonflants, contenant un allongeur de chaîne. On distingue deux types d'élastomère PU :

- Les élastomères PU thermodurcissables de coulée,
- Les élastomères thermoplastiques.
 - Les élastomères PU thermodurcissables :

Les élastomères PU thermodurcissables de coulée sont caractérisés par une dureté Shore A de 30 à 85 et une bonne élasticité. À cela s'ajoute une bonne résistance à l'abrasion et une inertie chimique vis-à-vis des solvants. Ces produits sont largement employés dans le secteur de l'automobile pour de nombreuses applications comme par exemple :

- la bande de roulement,
- les pièces de rotation,
- les courroies de transmission et bandages,
- les joints de scellement pour gainage électrique,
- les chaînes pour pneu (neige).
- Les élastomères PU thermoplastiques (TPU)

Les PU thermoplastiques (TPU) sont obtenus en chaînes linéaires par réaction d'un diisocyanate avec un polyester ou un polyol bi fonctionnel. L'allongement de la chaîne polyol ou polyester apporte de la flexibilité et permet de faire des élastomères thermoplastiques.

La mise en œuvre se fait comme pour les thermoplastiques par injection, extrusion, calandrage ou par coulée de liquides réactifs. Applications : fabrication d'engrenages, de courroies de transmission, d'éléments d'habillage intérieur, de souffles et d'amortisseurs...

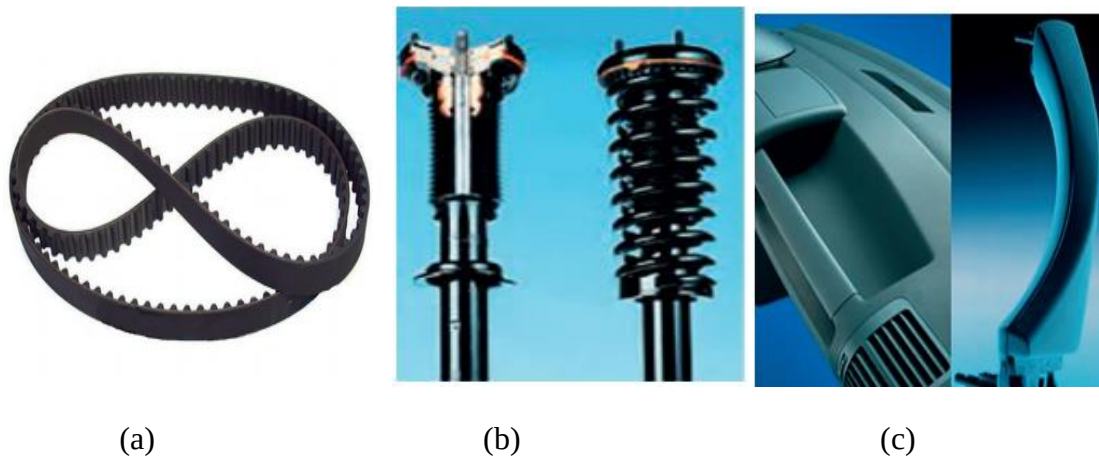


Figure 2.19.(a) Courroie de transmission, (b) Soufflet d'amortisseur, (c) Tableau de bord

4.2.4. Les bio composites

L'apparition des fibres végétales dans les applications composites révolutionne peu à peu le paysage industriel, notamment dans l'automobile où le facteur environnement est une valeur forte. Les biocomposites envahissent peu à peu l'espace confort de notre véhicule à l'image de Mercedes qui équipe déjà ses Class A, M et R d'éléments en fibre naturelle comme les panneaux de porte ou les capots de roue de secours.



Figure 2.20. Panneau de port Mercedes Class-M et Class-R en fibres naturelles

Les fibres naturelles sont classées généralement en fonction de leurs origines : animale, végétale et minérale. Les fibres d'origine végétale sont constituées, majoritairement de cellulose et possèdent des propriétés mécaniques supérieures à celles d'origine animale. Ces dernières, telles que la laine et la soie, sont largement utilisées dans le domaine du textile. Les fibres d'origines végétales peuvent être classées en sous familles selon d'où elles ont été extraites ; graines, fruits, écorce, feuilles, bois, tiges ou canne (Tableau. 2.5)

Tableau. 2.5. Classification et exemples de fibres naturelles (Bismarck et al., 2005)

Origine	Provenance	Exemples
Végétale	Graines	Cotton, kapok, Asclépiade
	Fruits	Noix de coco
	Ecorces	Lin, chanvre, jute, ramie, kéraf.
	Feuilles	Sisal, henequen, abaca, Ananas
	Bois	
	Tiges	Blé, maïs, orge, seigle, avoine, riz
	Cannes et roseaux	Bambou, bagasse, alfa, roseau
Animale	Laine/poil	Laine, poils, Cachemire
	Vers à soie	Soie de tussah, soie de mûrier
Minérale		Amiante, Wollastonite

Comparées aux fibres classiquement utilisées dans le renforcement des composites, telles que les fibres de verre, les fibres naturelles possèdent des propriétés mécaniques plus faibles (Tab. 2.6). Cependant, ces fibres ont des densités moins élevées, et donc des rapports spécifiques propriétés/densité comparables aux fibres de verre. De telles propriétés peuvent toujours convenir pour des applications où les niveaux de sollicitations sont limités et où le souci de légèreté combiné à un gain des coûts est recherché. De plus, l'utilisation de ces fibres dans des matériaux composites, surtout à matrices thermoplastiques, présente un atout écologique.

Tableau 2.6. Propriétés physiques et mécaniques de quelques fibres naturelles comparées aux fibres de verre et aux fibres de carbone (Mohanty et al., 2005)

Fibre	Densité (g.cm-3)	Diamètre (µm)	Limite de traction (MPa)	Module d'Young (GPa)	Allongement (%)
Lin	1.5	40-600	345-1500	27.6	2.7-3.2
Chanvre	1.47	10-100	650-900	30-70	1.6
Jute	1.3-1.49	25-200	393-800	13-26.5	1,16-1,5
Sisal	1.45	50-200	468-700	9.4-22	3-7
Glass fibre	2.55	17	3400	73	2.5
Carbone	1.78	5-7	3400a-4800b	240b-425a	1.4-1.8

Chapitre 3

Mise en œuvre et architecture des matériaux composites

Introduction :

Un matériau composite peut être défini d'une manière générale comme l'assemblage de deux ou plusieurs matériaux, l'assemblage final ayant des propriétés supérieures aux propriétés de chacun des matériaux constitutifs. On appelle maintenant de façon courante "matériaux composites" des arrangements de fibres, les renforts qui sont noyés dans une matrice dont la résistance mécanique est beaucoup plus faible. La matrice assure la cohésion et l'orientation des fibres, elle permet également de transmettre les sollicitations auxquelles sont soumises les pièces à structure composite.

Les matériaux composites obtenus généralement par moulage sont très hétérogènes et anisotropes. Il faut différencier entre les concepts charges et renforts dans la classification des fibres. Les charges, sous forme d'éléments fragmentés, de poudres ou liquide, modifient une propriété de la matière à laquelle on l'ajoute (par exemple la tenue aux chocs, la résistance aux UV...). Les renforts, sous forme de fibres longs, contribuent uniquement à améliorer la résistance mécanique et la rigidité de la pièce dans laquelle ils sont incorporés.

3.1. Technologies de mise en œuvre des composites à fibre organiques

3.1.1. Moulages sans pression

Les méthodes de moulage à froid et sans intervention d'une presse sont les méthodes les plus simples à mettre en œuvre. Elles nécessitent un minimum d'équipement et par conséquent d'amortissement. Cette facilité a été à l'origine du succès des matériaux composites à fibres de verre, dans l'industrie et l'artisanat. Ces méthodes permettent la réalisation de pièces en petites et moyennes séries, sans restriction de formes et dimensions. Bien que la proportion de fibres puisse varier, elle reste toutefois limitée. Les pièces comportent une seule face lisse, reproduisant l'aspect du moule. Enfin, la qualité de la pièce moulée dépend dans une large mesure du savoir-faire du mouleur.

3.1.1.1. Moulage au contact

Est un procédé manuel (élaboration à façon) pour la réalisation de structures à partir de résines thermodurcissables, à température ambiante et sans pression. Les renforts sont déposés sur le moule approprié et imprégnés de résine liquide, accélérée et catalysée. Après durcissement de la résine, la pièce est démoulée puis détournée.

Avant moulage, le moule est revêtu d'un agent de démoulage, puis généralement d'une fine couche de résine de surface, souvent colorée, dénommée « gel coat ».

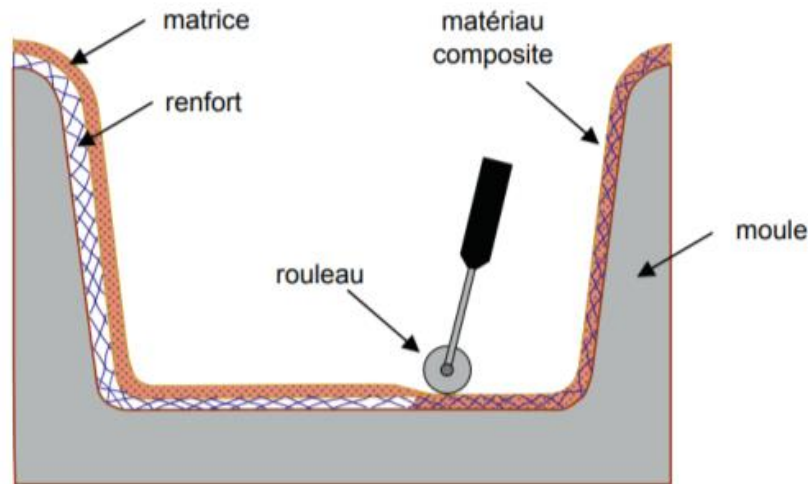


Figure 3.1. Moulage au contact [2]

Le moulage est ensuite effectué selon les opérations suivantes :

- 1) Le moule est enduit avec de la résine catalysée et accélérée, au pinceau ou au rouleau.
- 2) Le renfort : mat, tissu, etc., est disposé dans le moule. Divers types de renforts peuvent être utilisés suivant les différentes parties de la pièce. Les renforts doivent alors se superposer.
- 3) Le renfort est ensuite imprégné avec la matrice, puis un débullage est effectué avec un rouleau cannelé.
- 4) Après gélification de la première couche, les couches suivantes sont appliquées, en utilisant la même technique. Des inserts peuvent être mis entre ces couches : tubes, vis, écrous, armatures, etc.
- 5) Le démoulage est ensuite effectué après un temps qui dépend de la résine et de la température (de l'ordre de 10 heures).
- 6) La polymérisation est ensuite effectuée en milieu ambiant pendant plusieurs semaines. Cette polymérisation peut éventuellement être accélérée par étuvage (par exemple 5 à 10 heures, aux environs de 80 °C).
- 7) Après polymérisation, on procède à la finition de la pièce : ébarbage, ponçage, éventuellement peinture, etc.



Figure.3.2 Les opérations du moulage au contact [2]

Couche 1 : agent de démoulage

Couche 2 : gel-coat

...

Couche n : résine

Couche n+1 : fibre épouser la forme du moule.

3.1.1.2. Moulage par projection simultanée

Un procédé manuel ou robotisé permettant la réalisation de pièces à partir de résines, encore à l'état liquide, thermodurcissables et à température ambiante sans pression. Les matières premières sont mises en œuvre à l'aide d'une machine dite "de projection" comprenant :

- Un dispositif de coupe - projection du renfort
- Un ou deux pistolets projetant simultanément la résine

Les fils coupés et la résine sont projetés sur la surface préparée du moule puis compactés à l'aide de rouleaux et d'ébulleurs. La résine injectée pré-accélérée est catalysée en continu lors de sa projection figure 3.3.

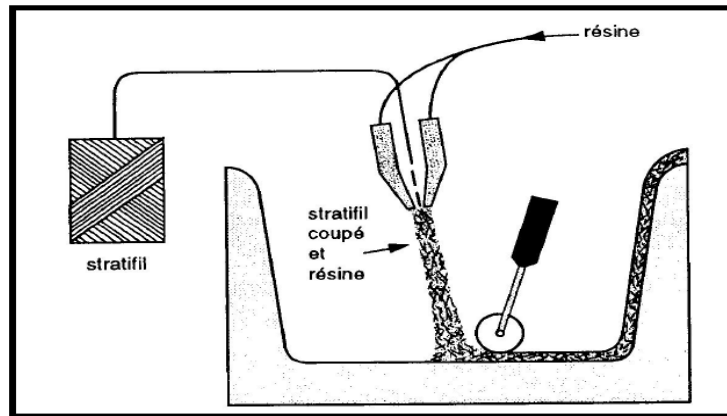


Figure 3.3. Principe du moulage par projection simultanée.[2]

Le moulage par projection permet d'obtenir de grandes séries de pièces, avec un bas prix de revient. Le renfort est toutefois limité à des fibres coupées, et les caractéristiques mécaniques du matériau restent moyennes.

Il est possible d'obtenir deux faces lisses en utilisant un moule et contre-moule, chargés séparément, puis accolés. Ce procédé réserve également la possibilité d'interposer une couche de tissu entre les deux, et permet alors d'obtenir des pièces ayant de meilleures caractéristiques mécaniques.

3.1.1.3. Moulage par enroulement filamentaire

Principe

Le renfort (fil continu, ruban, etc.) imprégné de résine catalysée est enroulé avec une légère tension, sur un mandrin cylindrique ou de révolution en rotation.

Ce type de moulage est bien adapté aux surfaces cylindriques et sphériques, et permet une conception avancée des pièces. Les stratifiés obtenus peuvent comporter des proportions élevées de renfort (jusqu'à 80 % en volume), permettant donc d'obtenir de hautes caractéristiques mécaniques. L'investissement en matériel est très important.

Suivant les mouvements relatifs du mandrin et du système d'approvisionnement en renfort, divers types d'enroulements (et par conséquent de stratifications) sont obtenus. On distingue : l'enroulement circonférentiel, l'enroulement hélicoïdal, l'enroulement polaire.

La figure 3.4 ci-dessous propose un comparatif des principaux procédés utilisés pour la mise en forme des composites à fibres longues et matrices thermodurcissables. Deux critères sont étudiés : la qualité des pièces (qui va de pair avec les coûts de fabrication) et la vitesse de production (que l'on adapte à la taille des séries).

3.1.1.4. Enroulement circonférentiel

Le bobinage est effectué à 90° par rapport à l'axe du mandrin et confère une résistance tangentielle élevée. Pour obtenir une résistance longitudinale satisfaisante, il est nécessaire d'intercaler des couches de tissus unidirectionnels dans le sens axial du mandrin.

Ce type d'enroulement est assez peu utilisé.

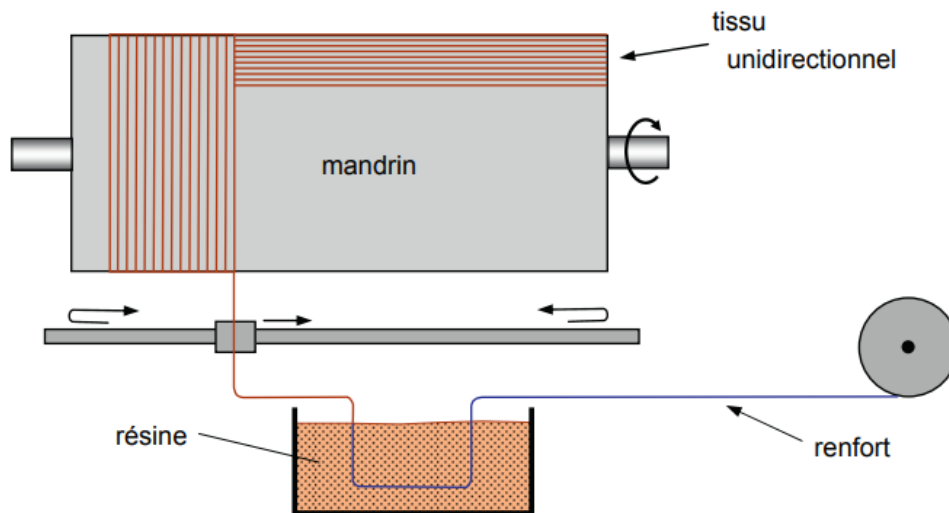


Figure 3.4. Principe de l'enroulement circonférentiel.[4]

3.1.1.5. Enroulement hélicoïdal

1. Enroulement discontinu

La direction d'enroulement des fils est inclinée par rapport à l'axe du mandrin d'un angle dont la valeur est déterminée par le mouvement relatif du guide-fil par rapport à la rotation du mandrin (figure 3.5). La valeur de l'angle est choisie en fonction du rapport souhaité entre la résistance tangentielle et la résistance transversale. La nappe de fils est régulièrement répartie et stratifiée sur toute la surface du mandrin par des mouvements alternatifs du guide-fil parallèlement à l'axe du mandrin. Ce type d'enroulement donne une grande liberté pour la disposition angulaire des fils. Il permet en particulier de réaliser des couches successives avec des angles différents.

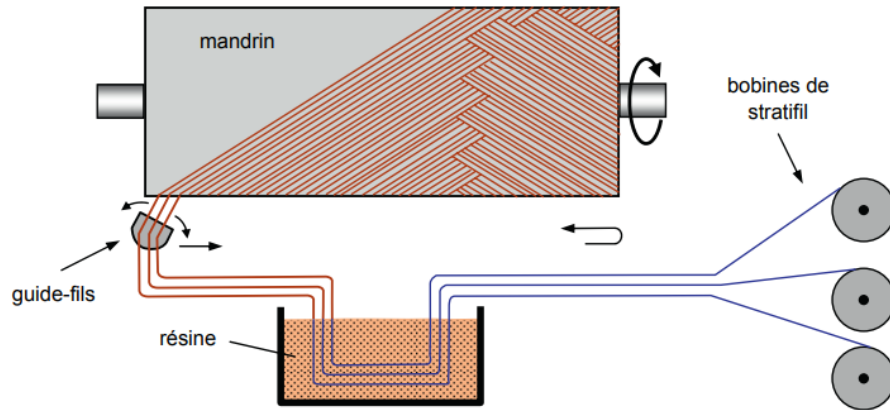


Figure 3.5. Principe de l'enroulement hélicoïdal.[4]

3.1.1.6. Enroulement continu

L'enroulement continu (figure 3.6) permet la fabrication industrielle de tubes et tuyaux hautes performances de divers diamètres et grandes longueurs.

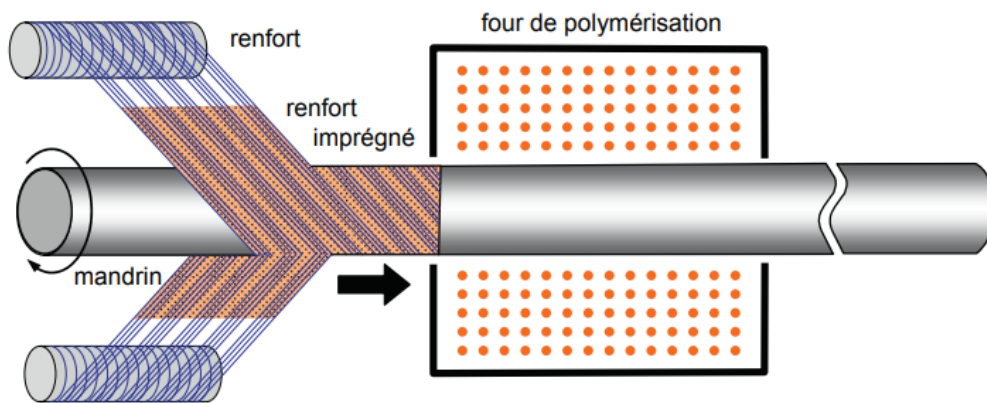


Figure 3.6. Enroulement hélicoïdal continu.[4]

3.1.1.7. Enroulement polaire

L'enroulement polaire permet de fabriquer des pièces à extrémités sphériques sans discontinuité de l'enroulement (figure 3.7). Dans ce type d'enroulement, le mandrin doit posséder trois degrés de liberté en rotation, permettant de commander 3 rotations simultanées ou non.

Cette technologie sert à fabriquer des réservoirs haute pression, des réservoirs de moteurs de fusée, des équipements spatiaux, etc.

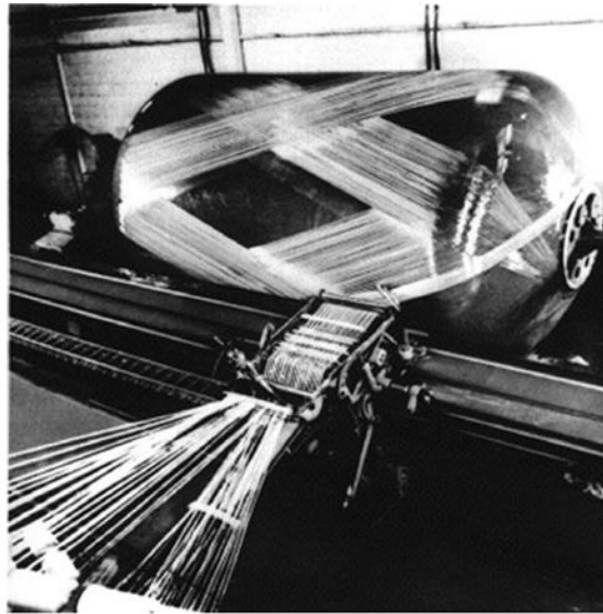


Figure 3.7. Enroulement polaire.[2]

3.1.2. Moulage par compression :

3.1.2.1. Moulage par injection basse pression de résine - RTM

Le procédé de moulage par injection de résine liquide RTM (Resin Transfer Moulding) s'effectue entre moule et contre-moule, les deux rigides. Le renfort (mats, préforme, ou parfois tissus) est disposé dans l'entrefer du moule. Une fois celui-ci soit solidement fermé, la résine, accélérée et catalysée, sous injectée sous faible pression (1.5 à 4.5 bars) et ce, à travers le renfort jusqu'à un remplissage complet de l'empreinte adéquat. Par la suite, le durcissement de la résine, le moule est ouvert et la pièce devrait démoulée.(figure 3.8)

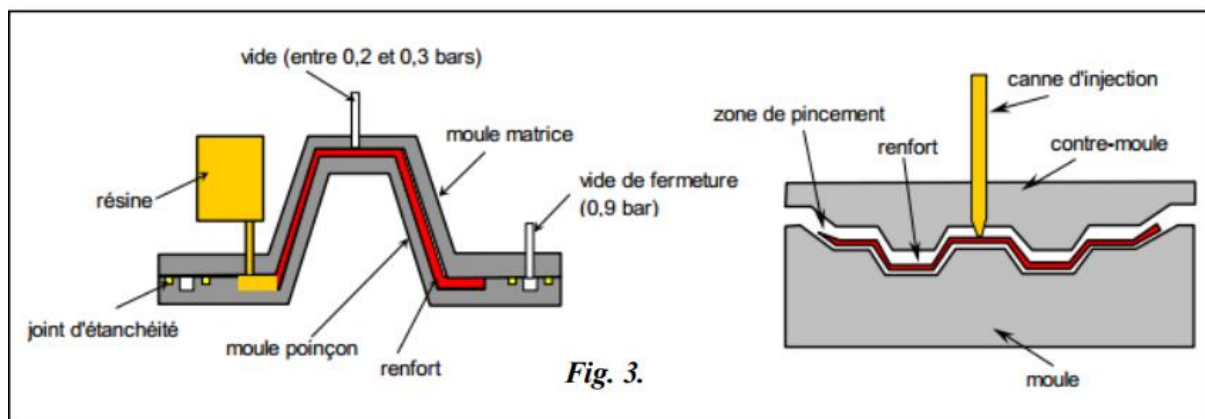


Figure 3.8. Moulage par injection basse pression de résine – RTM [4]

C'est un procédé de moulage à l'aide d'une presse à compression entre moule et contre- moule rigides en composite, initialement sans apport thermique extérieur. Moule ouvert, le renfort (mat) est posé sur la partie inférieure du moule et la résine, dotée d'un système catalytique très réactif, est versé en vrac sur le renfort.

La fermeture du moule sous pression (2 à 4 bars) entraîne la répartition de la résine dans l'empreinte et l'imprégnation du renfort. Le durcissement de la résine est accéléré progressivement par l'élévation de température du moule due à l'exotherme de la réaction, ce qui permet un démoulage rapide.

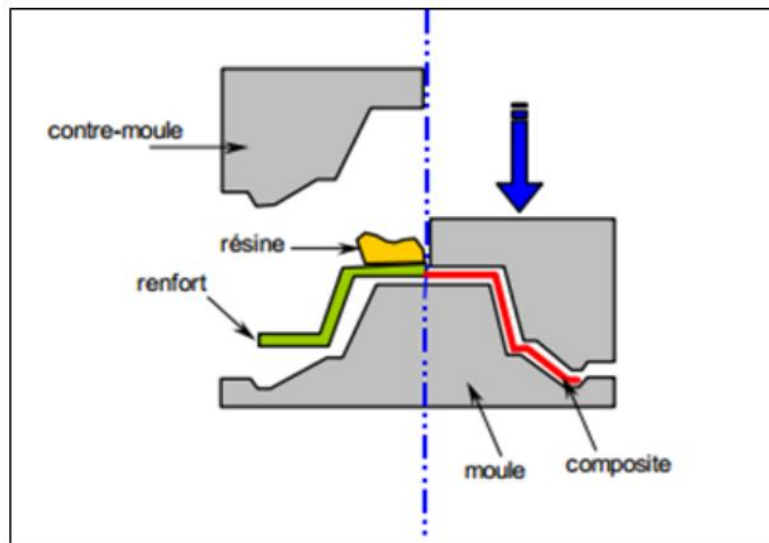


Figure 3.9. Moulage à la presse à froid à basse pression [4]

3.1.2.2. Moulage par compression à froid

Le moulage est effectué à basse pression (< 5 bars) sans chauffage du moule, en utilisant l'exotherme de polymérisation de la résine. L'énergie calorifique accumulée par le moulage des pièces est alors suffisante pour maintenir le moule à des températures de 50 à 70 °C, en fonctionnement permanent.

Moule et contre-moule sont enduits d'agent de démoulage et de gel-coat. Puis le renfort et la matrice sont déposés sur le moule. L'ensemble moule/contre-moule est fermé, puis pressé. Le temps de polymérisation est lié au type de résine, au catalyseur et à la température atteinte par le moule en régime continu de production.

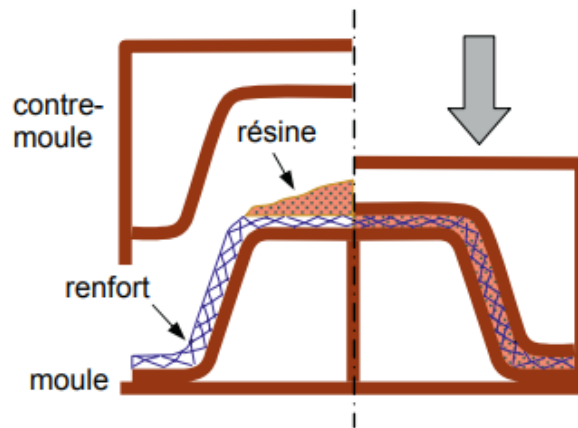


Figure 3.10. Principe du moulage par compression à froid [4]

3.1.2.3. Moulage par compression à chaud

Cette technique permet d'obtenir des pièces en grandes séries au moyen de presses hydrauliques et de moules métalliques chauffants.

Le renfort, constitué par du mat à fils coupés ou à fils continus, par des tissus ou par des préformes, est déposé sur le moule chauffant, enduit au préalable d'un agent de démoulage. Puis la résine catalysée est coulée en vrac sur le renfort. Le moule est fermé suivant un cycle déterminé par descente et pressage du contre-moule. Le temps de pressage est lié au temps de polymérisation de la résine, fonction de la réactivité de la résine et de l'épaisseur de la pièce. Le moule est ensuite ouvert, et la pièce éjectée.

Ce procédé de moulage permet d'obtenir des proportions importantes de renfort, et par conséquent des pièces de bonnes caractéristiques mécaniques. Les dimensions des pièces sont fonction de l'importance de la presse (figure 3.11).

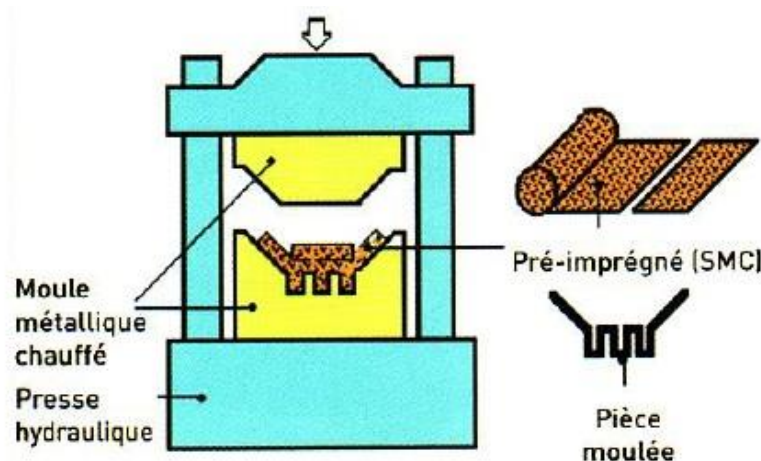


Figure 3.11. Principe du moulage par compression à chaud [4]

3.1.2.4. Moulage par injection

La méthode de moulage par injection est la méthode la plus répandue des méthodes de mise en œuvre des thermoplastiques armés (les autres méthodes étant l'extrusion, l'extrusion soufflage, le thermoformage, etc.).

Le moulage par injection est réalisé sur les presses conventionnelles utilisées pour l'injection des résines thermoplastiques.

Des granulés comportant la résine et le renfort (fibres courtes, billes, etc.) ou des mats préimprégnés sont extrudés par une vis d'Archimède. La matrice est fluidifiée par chauffage et injectée sous pression élevée dans un moule chauffé, où a lieu la polymérisation.

Le type de matériaux obtenus est plus généralement appelé « plastiques renforcés » que matériaux composites. En effet, compte tenu de la nature des renforts (fibres courtes, sphères, etc.).

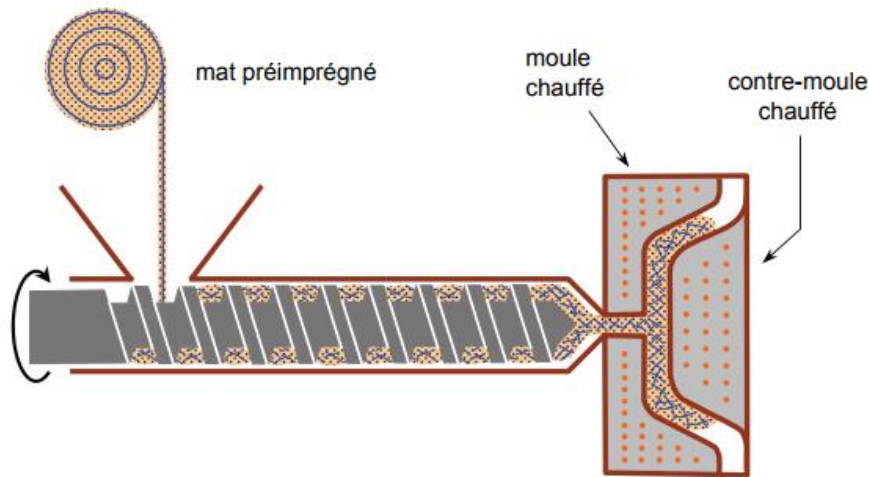


Figure 3.12. Moulage par injection. [4]

3.1.2.5. Moulage en continu

Le moulage en continu permet la fabrication de plaques planes, panneaux, sandwiches (figure 3.13), de panneaux ondulés pour toitures (figure 3.14), plaques nervurées, etc.

Schématiquement, ce procédé peut être séparé en plusieurs phases.

1. Une phase d'imprégnation des renforts : fibres, mats ou tissus. La résine catalysée et le renfort sont véhiculés sur un film de démoulage (cellophane, mylar, polyéthylène, etc.).
2. Une phase de mise en forme.
3. Une phase de polymérisation, effectuée dans une étuve (60 à 150 °C) en forme de tunnel, dont la longueur est fonction de la température et de la résine (15 à 50 m de long).
4. Une phase de refroidissement et découpage.

Dans le cas de la fabrication de plaques planes (figure 3.14), la mise en forme est simplement réalisée par une mise à l'épaisseur de la plaque, par pressage entre des rouleaux de calandrage.

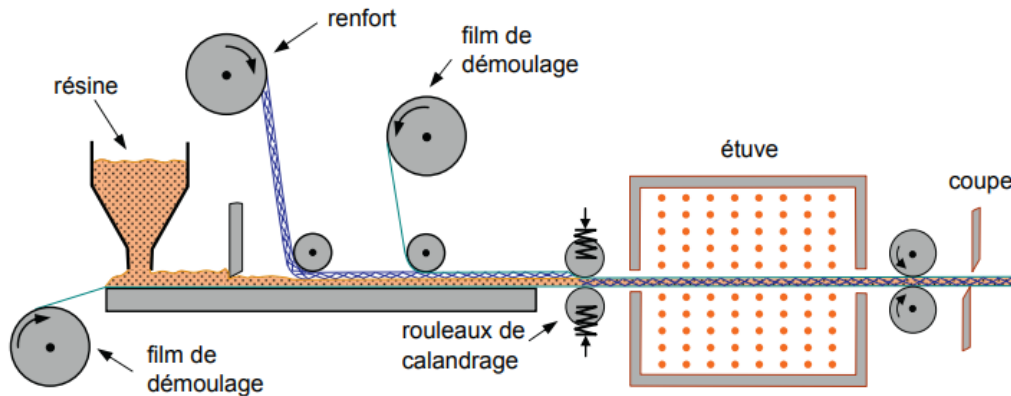


Figure 3.13. Moulage en continu de plaques.

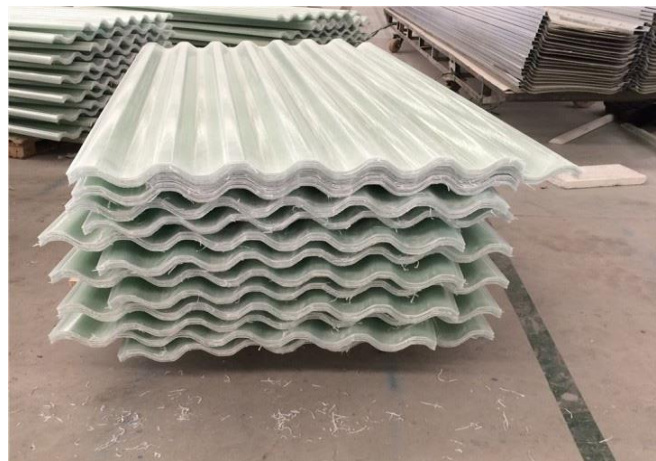


Figure 3.14. Panneaux ondulés pour toitures

3.1.2.6. Moulage par pultrusion

Le procédé de moulage par pultrusion sert pour la fabrication de profilés, rectilignes ou courbes, à section constante, hautement renforcés dans la direction principale.

Dans cette technique (figure 3.15), les renforts : fils, stratifils, rubans, etc., passent dans un bain de résine catalysée où ils sont imprégnés. Ils traversent ensuite une filière chauffée dans laquelle ont lieu simultanément mise en forme du profilé et polymérisation de la résine.

Ce procédé est applicable aux résines thermoplastiques et thermodurcissables. Les profilés obtenus ont des caractéristiques mécaniques élevées, compte tenu de la possibilité d'obtenir des proportions de renfort élevées jusqu'à 80 % en volume. Le procédé est adapté aux productions d'assez grandes séries (vitesse de défilement jusqu'à 20 m/h). Il nécessite un investissement

important de matériel. Exemples de fabrication : cannes à pêche, profilés divers, raidisseurs, etc.

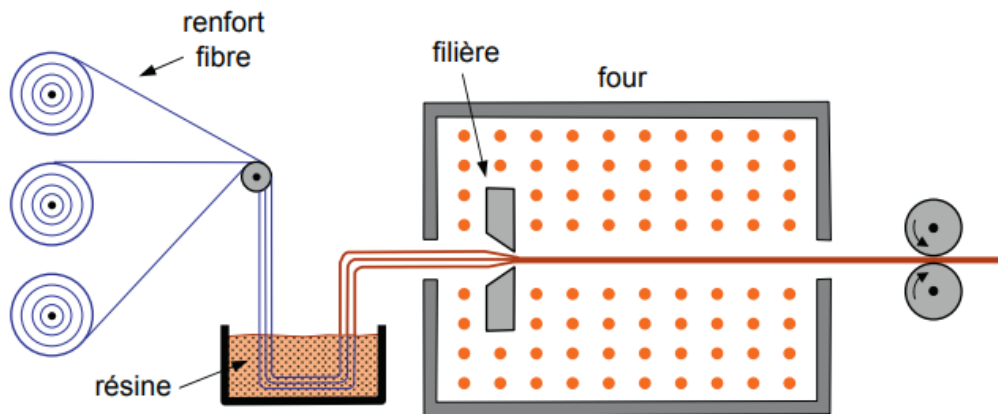


Figure 3.15. Moulage par pultrusion.

3.1.2.7. Infusions sous vide ou Drapage de préimprégné :

Le procédé de moulage infusion sous vide ou Drapage s'effectue par compaction par le vide, éventuellement une pression externe. Le type de résine utilisé lors de cette forme de moulage c'est des résines thermodurcissables et des fibres préimprégnés empilés afin de réaliser une bonne forme de composite avec des directions des fibres uniforme, suivi d'une cuisson de la forme finale du produit.

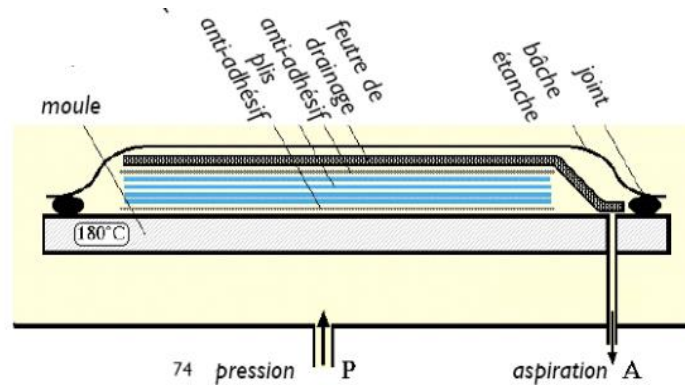


Figure 3.16. Le procédé de moulage infusion sous vide ou Drapage

3.2. Mise en forme des composites à matrices céramiques et métalliques

Les composites à matrices céramiques (CMC) et métalliques (CMM) sont des matériaux de pointe, dont les volumes de fabrication sont nettement plus réduits que ceux des composites à matrices organiques (CMO). Nous nous limitons à mentionner les principales voies d'obtention de ces composites, sans entrer dans le détail des différents procédés.

3.2.1. Composites à matrices céramiques

Les céramiques possèdent de nombreux atouts pour de telles applications : elles peuvent résister à des températures très élevées, sont plus légères que de nombreux métaux, et présentent une bonne stabilité chimique. Malheureusement, leur grande fragilité limite fortement leur domaine d'utilisation.

Les composites à matrices céramiques, contrairement à leurs homologues organiques, ne sont pas mis en forme par moulage, mais plutôt par dépôt de matière. De manière générale, les procédés employés comportent deux étapes :

1. Fabriquer une préforme, un tissu de mèches de fibres ayant la forme de la pièce ;
2. Densifier cette préforme, c'est-à-dire déposer la matrice dans les « vides » du tissu, entre les mèches et également au sein des mèches (entre les fibres).

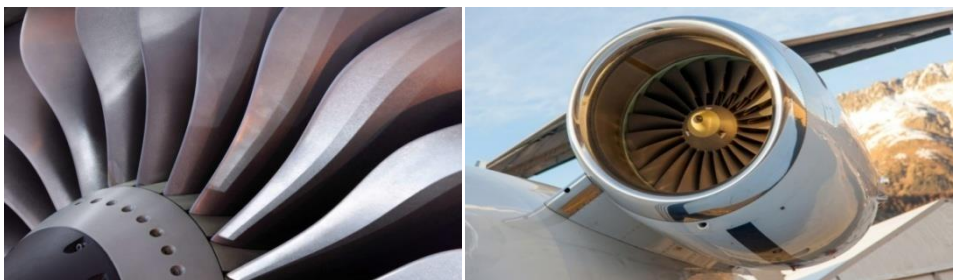


Figure 3.17 Les élices d'avion faite en composites à matrice céramique.

Afin de ralentir le plus possible la rupture, les matrices céramiques possèdent généralement une structure multicouche (figure 3.18.a) : la matrice est faite de plusieurs couches superposées, ce qui permet de multiplier les interfaces et donc les déviations des fissures (figure 3.18.b). Tout ceci fait que les CMC sont beaucoup moins fragiles et beaucoup plus tenaces que les céramiques massives, et peuvent donc être utilisés dans des pièces mécaniques



Figure 3.18: (a) Schématisation d'une matrice multicouche ; (b) effet protecteur des interfaces : les fissures sont déviées et leur progression vers les fibres est donc ralentie.

Dans les CMC, les renforts et la matrice sont souvent constituées de carbure de silicium (SiC), de carbone (C) ou d'alumine (Al_2O_3) ; bien que le carbone ne soit pas une céramique, les matrices de carbone possèdent des comportements assez similaires aux matrices céramiques et sont donc souvent assimilées aux CMC.

Côté architecture, les CMC possèdent généralement des fibres longues continues, tressées en fils qui sont ensuite organisés en tissus 2D ou 3D (voir figure 3.19.) ; comme pour les CMO

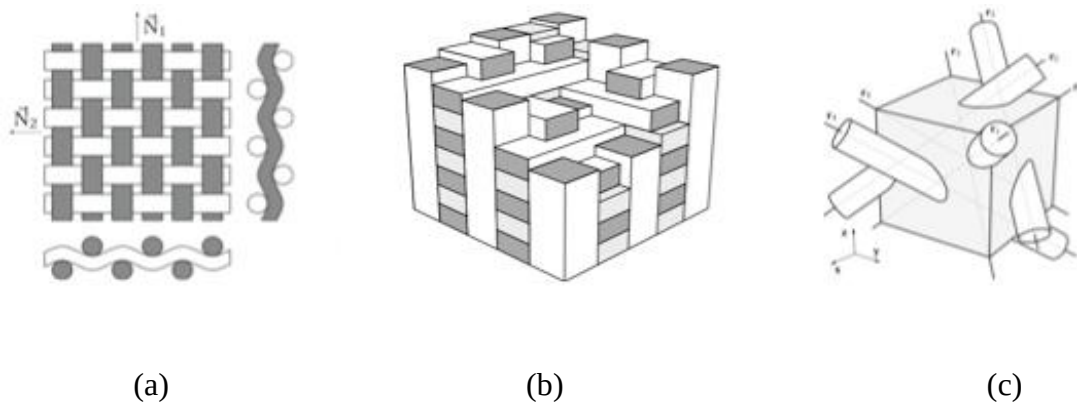


Figure 3.19. Exemples d'architectures utilisées avec les CMC : (a) tissu 2D équilibré, (b) tissu 3D tri-orthogonal, (c) tissu « 4D » (renforcé selon les quatre diagonales d'un cube)

3.2.2. Composites à matrices métalliques

Enfin, les composites à matrices métalliques sont souvent mis en forme par moulage sous pression : les fibres sont disposées dans un moule fermé et préchauffé où l'on injecte ensuite la matrice, en l'occurrence du métal fondu. Le tout est alors compacté sous une presse jusqu'à solidification. Des techniques comme la pultrusion peuvent également être utilisées.

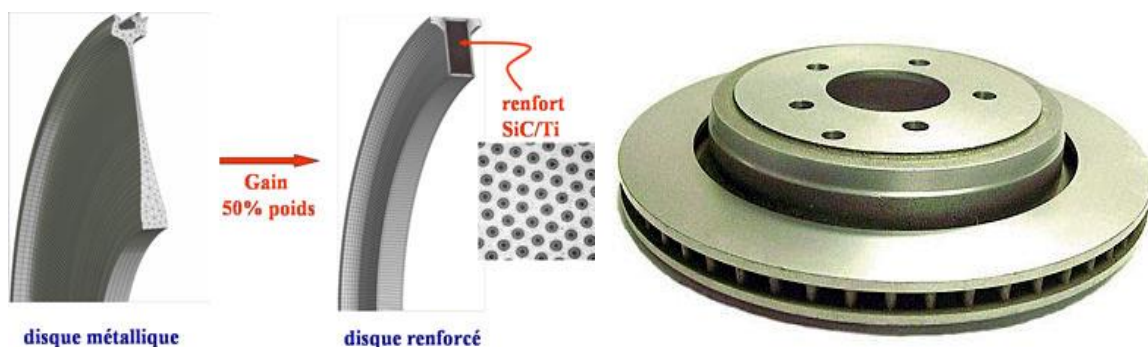


Figure 3.20. Pièces en composite à matrice métallique

La métallurgie des poudres repose sur une technique différente ne faisant pas intervenir les métaux à l'état liquide. Cette méthode consiste à mélanger un ou plusieurs types de poudres et à les consolider à chaud ou à froid, sous contraintes mécaniques ou non. Néanmoins, les

matériaux obtenus par métallurgie des poudres ne sont pas aussi compacts que des matériaux obtenus par solidification d'un métal liquide et possèdent des taux de porosité directement liés à leur technique de mise en œuvre. Dans une première étape, les poudres sont mélangées e.g., dans un mélangeur planétaire, afin d'obtenir un mélange homogène. Le mélange obtenu est ensuite compressé dans un moule à une température proche de la température de fusion du métal.

Quelques exemples

Composite Cuivre-Nanotubes de carbone pour application mécanique, thermique électrique

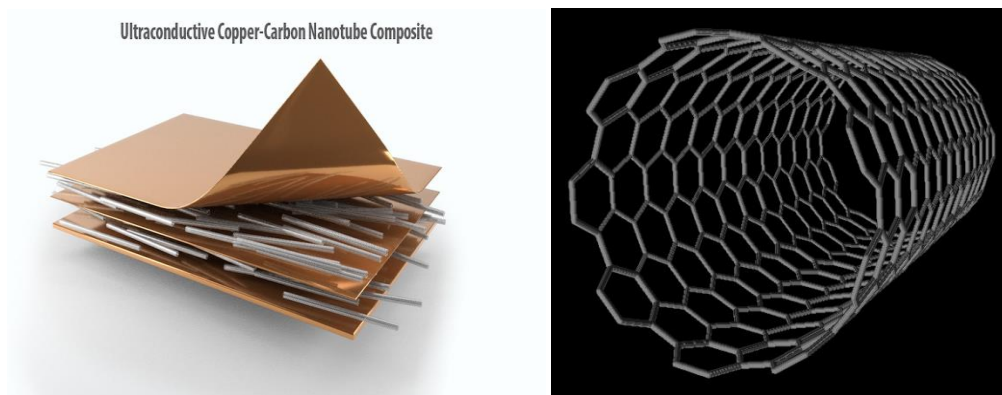
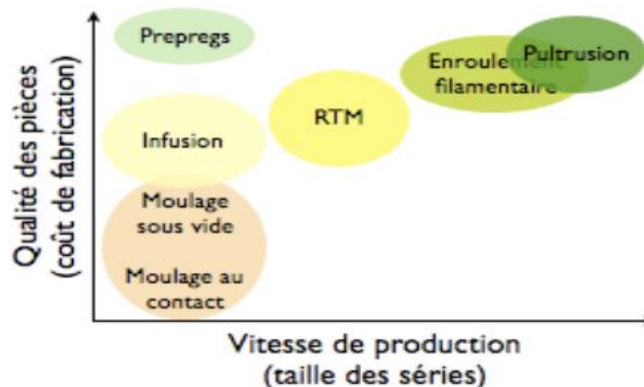


Figure 3.21. Composite Cuivre-Nanotubes de carbone

Résumé :

La figure 3.22 ci-dessous propose un comparatif des principaux procédés utilisés pour la mise en forme des composites à fibres longues et matrices thermodurcissables. Deux critères sont étudiés : la qualité des pièces (qui va de pair avec les coûts de fabrication) et la vitesse de production (que l'on adapte à la taille des séries).



La figure 3.22. Un comparatif des principaux procédés de mise en œuvre utilisés.[5]

Conclusion

Pour chaque famille de matériaux composites, nous venons de voir qu'il existe plusieurs types de procédés de mise en forme ; ces procédés consistent tous à mettre en place les fibres et à mouler la matrice autour des fibres, le mode de dépôt et de solidification variant en fonction du type de matrice. Le choix de l'un ou l'autre de ces procédés dépend naturellement du niveau de qualité attendu et du nombre de pièces à produire, mais pas seulement : la taille et la géométrie de la pièce, la disposition et l'orientation des renforts (que l'on choisit en fonction du chargement) ... rentrent également en compte. Tous les procédés ne permettent pas d'obtenir toutes les formes de pièces ou de renforts, et ce de façon encore plus marquée qu'avec les matériaux traditionnels ; le choix du procédé doit être effectué très en amont, lors de la conception de la pièce.

Chapitre 4

Introduction à l'élasticité dans les matériaux composites

4.1. Interaction fibre matrice dans un laminé unidirectionnel à fibres continues :

Le composite stratifié est formé de plusieurs plis (ply) d'orientations variées

- Un pli se compose de torons parallèles liés par de la matrice
- Un toron est composé de fibres

La Figure 1 présente quelques types d'organisation de fibres discontinues et continues dans une matrice supposée isotrope.

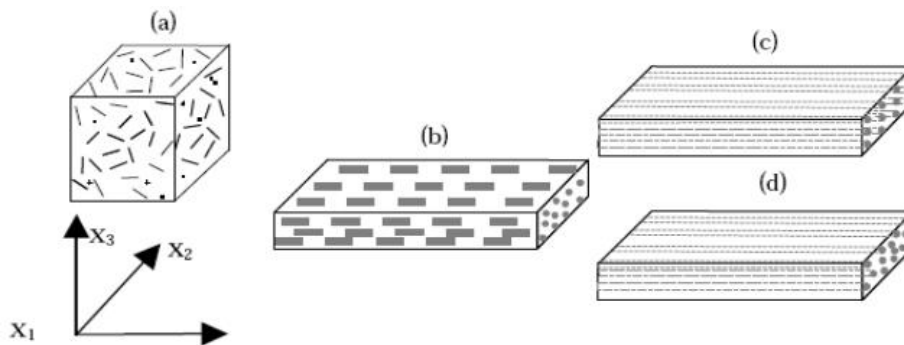


Figure 4.1. Différents types de composites à fibres courtes (a et b) et continues (c et d)[5]

Présentation d'un pli élémentaire :

- Le pli est un composite unidirectionnel (UD)
- Notation : Composite C, Fibre f, matrice m
- Fraction volumique f , Elasticité E , Coefficient de poisson ν , Résistance R
- Données : E_f , E_m , ν_f , ν_m , f_f , f_m , R_f , R_m avec $f_f + f_m = 1$

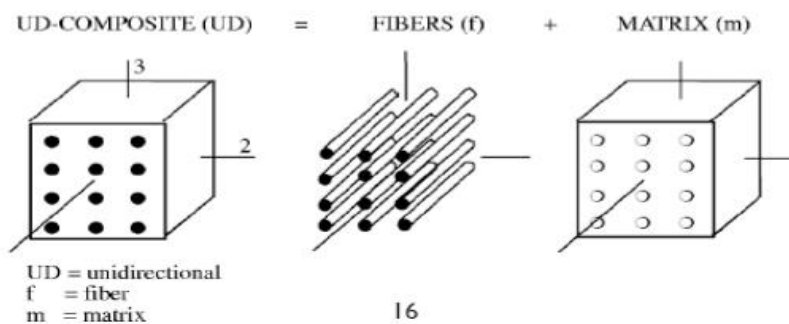


Figure 4.2. Les composantes d'un composite unidirectionnel [4]

Les différentes lois du comportement d'un composite unidirectionnel sont présentées dans le chapitre 1, donc le calcul des modules sens longitudinal E_L , sens transversal E_T Module de cisaillement τ , module de cisaillement G dans un pli unidirectionnel. Nous présentons dans ce chapitre les différents calculs des fractions volumiques et massiques, en prenant compte de la fraction volumique du vide (bulles d'air).

4.2. Lois des mélanges : [5,6]

On doit définir les phases présentes dans le matériau composite. 2. on doit Identifier le matériau composite par :

- le type de matrice.
- le type de renfort
- la forme du renfort et son arrangement.

4.2.1. Fractions volumiques et massiques : C'est l'un des facteurs les plus importants qui déterminent les caractéristiques mécaniques d'un matériau composite. Cette proportion peut être exprimée en fraction volumique ou en fraction massique.

- Fraction massique : plus facile à mesurer lors de l'élaboration du matériau.
- Fraction volumique : interviennent directement dans les modèles théoriques.

A - Fractions Volumiques avec le vide :

$$V_f = \text{Volume de renfort} / \text{Volume composite} \% = v_f / v_c$$

$$V_m = \text{Volume de la matrice} / \text{Volume composite} \% = v_m / v_c$$

Avec :

V_m : fraction volumique de la matrice (teneur en volume)

V_f : fraction volumique des fibres (teneur ou taux en volume)

V_f : volume des fibres, V_m : volume de la matrice

V_c : volume du composite.

$$\begin{array}{ccc} & \mathbf{V_f + V_m + V_v = 1} & \\ \nearrow & \uparrow & \nwarrow \\ \text{Fibre} & \text{Matrice} & \text{Vide} \end{array} \quad (4.1)$$

V_v : Fraction volumique de vide, mesurée sur une coupe par comptage ou par rayons X.

Remarque : Pour des utilisations très particulières des composites, on tient aussi compte des fractions volumiques des charges et additifs.

En négligeant le vide, qui en général ne dépasse pas 3%, sinon le composite est raté, on aura :

$$V_m = 1 - V_f \quad \text{puisque } V_c = V_f + V_m \Rightarrow V_f + V_m = 1 \quad (4.2)$$

B- Fractions Massiques :

$M_f = \text{Masse de renfort} / \text{Masse composite} \% = m_f / m_c$

$M_m = \text{Masse de la matrice} / \text{Masse composite} \% = m_m / m_c$

$$M_f + M_m = 1 \quad \text{car} \quad M_f = m_f / m_c, M_m = m_m / m_c \Rightarrow m_c = m_f + m_m \quad (4.3)$$

Avec : m_c , m_m et m_f les masses respectives du composite, de la matrice et du renfort.

M_f et M_m les fractions massiques du renfort et de la matrice

C- Relation entre Fractions Massiques et volumiques.

• Densité du composite.

$$\rho_c = m_c / v_c \Rightarrow m_c = \rho_c \cdot v_c \quad \text{Donc : } v_c = v_m + v_f$$

$$\text{Or : } m_c = m_f + m_m$$

• La masse volumique du composite en fonction des fractions volumiques

En divisant l'expression (1) par le volume du composite, on aura :

$$\rho_c = \rho_m \cdot v_m / v_c + \rho_f \cdot v_f / v_c = \rho_m \cdot V_m + \rho_f \cdot V_f$$

ou bien
$$\rho_c = \rho_f \cdot V_f + \rho_m (1 - V_f) \quad (4.4)$$

• La masse volumique du composite en fonction des fractions massiques

Le volume total du composite est donné par :

$$v_c = v_m + v_f \quad \text{donc} \quad m_c / \rho_c = m_m / \rho_m + m_f / \rho_f$$

$$m_c / \rho_c = m_m \cdot \rho_f + m_f \cdot \rho_m / \rho_f \cdot \rho_m$$

$$\Rightarrow \rho_c = m_c \cdot \rho_f \cdot \rho_m / (m_m \cdot \rho_f + m_f \cdot \rho_m) \quad (4.5)$$

En divisant (4.5) en haut et en bas par $\rho_f \cdot \rho_m$ On aura :

$$\rho_c = \frac{1}{\frac{m_m \rho_f}{m_c \rho_f \rho_m} + \frac{m_f \rho_m}{m_c \rho_f \rho_m}} = \frac{1}{\frac{m_m}{m_c} \frac{1}{\rho_m} + \frac{m_f}{m_c} \frac{1}{\rho_f}}$$

$$\rho_c = 1 / (M_m \cdot \rho_f / m_c \cdot \rho_m + M_f m_c \cdot \rho_f / \rho_m) = 1 / (M_m m_c \rho_m + M_f m_c \rho_f)$$

Finalement :

$$\rho_c = 1 / (M_m / \rho_m + M_f / \rho_f) \quad (4.6)$$

Application 01 :

On prélève un échantillon d'un composite carbone/époxy qui est constitué de couches identiques de tissu équilibre. On pyrolyse complètement la matrice époxy dans un four. Le poids des fibres résiduelles est rapporté au poids initial de l'échantillon afin de déterminer la teneur en poids de fibre W_f .

- Déterminez v_f , v_m et v_v en fonction de ρ_c , ρ_f , ρ_m et ω_f

Solution de l'application 01 :

$$\vartheta_f$$

$$\vartheta_f = \frac{V_f}{V_c} = \frac{\frac{W_f}{\rho_f}}{\frac{W_c}{\rho_c}} = \frac{W_f \rho_c}{W_c \rho_f} = \frac{W_f}{W_c} \frac{\rho_c}{\rho_f} = \omega_f \frac{\rho_c}{\rho_f}$$

$$\vartheta_m$$

$$\vartheta_m = \omega_m \frac{\rho_c}{\rho_m} = (1 - W_f) \frac{\rho_c}{\rho_m} = (1 - \omega_f) \frac{\rho_c}{\rho_m}$$

$$\vartheta_v$$

$$\vartheta_v = 1 - \rho_c \left(\frac{\omega_f}{\rho_f} + \frac{\omega_m}{\rho_m} \right) = 1 - \rho_c \left(\frac{\omega_f}{\rho_f} + \frac{1-\omega_f}{\rho_m} \right)$$

Application numérique : $\rho_c = 1500 \text{ Kg/m}^3$, $\rho_f = 1750 \text{ Kg/m}^3$, $\rho_m = 1200 \text{ Kg/m}^3$

$$\omega_f = 0.7$$

$$\vartheta_f = \frac{V_f}{V_c} = \omega_f \frac{\rho_c}{\rho_f} = 0.7 \frac{1500}{1750} = 0.6 \text{ ou } 60 \%$$

$$\vartheta_m = (1 - \omega_f) \frac{\rho_c}{\rho_m} = (1 - 0.7) \frac{1500}{1200} = 0.375 \text{ ou } 37.5 \%$$

$$\vartheta_v = 1 - \rho_c \left(\frac{\omega_f}{\rho_f} + \frac{1-\omega_f}{\rho_m} \right) = 1 - 1500 \left(\frac{0.7}{1750} + \frac{1-0.7}{1200} \right) = 0.025 \text{ ou } 2.5\%$$

Application 02 :

Une éprouvette de composite de dimensions 2.54 cm* 2.54 cm* 0.3 cm, pèse 2.98 g. Le poids des fibres de carbone obtenu après la dissolution de la résine par une solution d'acide est de 1.863 g. Sachant que la masse volumique des fibres de carbone et de la résine époxyde sont 1.9g/cm³ et 1.2 g/cm³.

- Déterminer la teneur en volume des fibres, matrice et vides dans cette éprouvette.

Solution de l'application 02 :

$$\rho_c = \frac{W_c}{V_c} = \frac{2.98^2}{2.54 \times 2.54 \times 0.3} = 1.54 \text{ g/cm}^3$$

$$v_V = 1 - \frac{\left(\frac{W_f}{\rho_f}\right) + (W_c - W_f)/\rho_m}{W_c/\rho_c}$$

$$v_V = 1 - \frac{(1.863/1.9) + (2.98 - 1.863)/1.2}{2.98/1.54} = 0.0122 = 1.22\%$$

$$v_f = W_f \frac{\rho_c}{\rho_f} = \frac{W_f}{W_c} \times \frac{\rho_c}{\rho_f} = \frac{1.863}{2.98} \times \frac{1.54}{1.9} = 0.507 = 50.7 \%$$

$$v_m = \left(1 - \frac{W_f}{W_c}\right) \frac{\rho_c}{\rho_m} = \left(1 - \frac{1.863}{2.98}\right) \frac{1.54}{1.2} = 0.481 = 48.1 \%$$

Remarque : Dans le cas où le composite est formé d'un nombre quelconque de constituants, les expressions s'écrivent pour **n** constituants tel que :

$$\rho_c = \sum \rho_i \cdot V_i = 1 / \sum_{i=1}^n \frac{m_i}{\rho_i} \quad (4.7)$$

Avec : $m_i = \rho_i / \rho_c V_i$ et $V_i = \rho_c / \rho_i m_i$

Dans le cas de présence de porosités, la fraction volumique V_p de porosités obtenue par la ct et celle mesurée par différence entre la masse volumique calculée précédemment ce sera : ρ expérimentalement

$$V_p = (\rho_{ct} - \rho) / \rho_{ct} \quad (4.8)$$

4.2.2. Interface fibre-matrice

Les propriétés d'un matériau composite résultent des propriétés de ses constituants. Les bonnes qualités des constituants ne suffisent pas pour obtenir un composite, cependant une bonne interface qui assure la compatibilité renfort matrice est indispensable.

En effet la résine doit transmettre régulièrement et presque intégralement aux fibres les efforts supportés par le matériau, ce qui nécessite une bonne mouillabilité de la fibre dans la résine. La mouillabilité caractérise la relation physique d'un liquide en contact avec un solide, elle dépend d'une adhésion fibre résine.

Il y a deux types principaux d'adhésion :

- L'adhésion physico-chimique : qui est un assemblage par liaisons intermoléculaires entre des éléments de la résine et de la fibre telle que cette adhésion peut être expliquée par la diffusion mutuelle des molécules des plans superficiels de la fibre et de la résine, ou bien par la création des liaisons de type électrostatique par polarité des groupements négatifs et positifs de part et d'autre des constituants.
- L'adhésion mécanique : elle est définie par un accrochage de la résine dans les aspérités existantes, ou créées spécialement à la surface de la fibre. Dans le cas d'un mauvais mouillage de la fibre, la résine n'imprègne pas toutes les aspérités et crée à certains endroits des défauts par rétention d'air après sa polymérisation.

Application 03 :

Soit un matériaux composite isotrope qui se constitue d'une matrice en résine polyester et un renfort en fibre de verre .

On donne les caractéristiques de la fibre et de la matrices

$$E_f = 432 \text{ GPa} , E_m = 4.1 \text{ GPa} , V_f = 0.43 , R_{mf} = 3.71 \text{ GPa} , R_{mm} = 0.079 \text{ GPa}$$

Calculer :

- 1- Fraction volumique critique $V_{f \text{ critique}}$
- 2- Module d'Young du composite E_c , et la résistance max du composite R_{mc}
- 3- L'allongement maximal à la rupture du composite
- 4- Pourcentage de la force supporter par les fibres .

Solution de l'application

- 1- Fraction volumique critique V_f^* :

Le volume critique V_f^* doit être tel que $R_{mc} \geq R_{mm}$ (1)

$$\text{Pour la valeur critique on a : } R_{mc} = R_{mm} = A_f \cdot E_c = \frac{R_{mf}}{E_f} [V_f^* E_f + (1 - V_f^*) E_m] \quad (2)$$

$$\text{Donc on obtient à partir de (2) : } V_f^* = \frac{E_f (R_{mm}/R_{mf}) - E_m}{E_f - E_m} , \quad V_f^* = 1.1 \%$$

- 2- Module d'Young E_c , et résistance à la traction R_{mc} du composite :

$$E_c = [V_f E_f + (1 - V_f) E_m] = 0.43 * 432 + 0.57 * 4.1 = 183.42 \text{ GPa}$$

La matrice et le renfort ont un comportement fragile, leur allongement à la rupture est le suivant :

$$A_f = R_{mf} / E_f = 3.71/432 = 0.85 \%$$

$$A_m = R_{mm} / E_m = 0.071/ 4.1 = 1.92 \%$$

$$R_{mc} = A_c E_c = A_f E_f = (R_{mf} / E_f) * E_c = (3.71 / 432) * 183.42 = 1.575 \text{ GPa} = 1575 \text{ MPa} .$$

3- Allongement maximale à la rupture du composite :

Cette valeur correspond à l'allongement maximal des fibres, vue la grande différence entre les fibres et la matrice :

$$A_c = A_f = R_{mf} / E_f = 3.71 / 432 = 0.00858 \quad A_{c \text{ Max}} = 0.85 \%$$

4- Pourcentage de la force supporté par les fibres :

Justification : Soit $r_f = F_f / F_c$ le rapport recherché, ou F_f = force supportée par les fibres et

F_c = force totale supportée par le composite. On a aussi la relation suivante : $F_c = F_f + F_m$

$$\text{Donc } r_f = F_f / (F_f + F_m) \longrightarrow 1/ r_f = (F_m/F_f) + 1 \quad \dots\dots\dots(1)$$

Par définition $F_m = \sigma_m / S_m$ et $F_f = \sigma_f / S_f$ ou S_m et S_f sont respectivement la surface de la matrice et celle de fibre.

$$\text{L'eq (1) s'écrit donc : } \frac{1}{r_f} = \frac{\sigma_m S_m}{\sigma_f S_f} + 1 = \frac{\sigma_m (\frac{S_m}{S_0})}{\sigma_f (\frac{S_f}{S_0})} + 1 = \frac{\sigma_m V_f}{\sigma_f (1 - V_f)} + 1 \quad \dots\dots\dots(2)$$

D'autre part, la matrice et le composite subissent la même déformation :

$$\varepsilon = \sigma_m / E_m = \sigma_f / E_f \quad \dots\dots\dots(3)$$

$$\text{En combinant les equ (2) et (3) on obtient : } \frac{1}{r_f} = \frac{E_m(1-V_f)}{E_f V_f} + 1 = 1.0142$$

% de la force supportée est : 98.6%

4.3. Généralité sur le comportement élastique du composite :

4.3.1. Elasticité linéaire :

La relation d'élasticité linéaire peut s'écrire sous la forme matricielle suivante :

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & C_{14} & C_{15} & C_{16} \\ & C_{22} & C_{23} & C_{24} & C_{25} & C_{26} \\ & & C_{33} & C_{34} & C_{35} & C_{36} \\ & & & C_{44} & C_{45} & C_{46} \\ & & & & C_{55} & C_{56} \\ & & & & & C_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \varepsilon_4 \\ \varepsilon_5 \\ \varepsilon_6 \end{bmatrix} \quad (4.9)$$

Avec $\sigma_{ii} = \sigma_\alpha$ $\varepsilon_{ii} = \varepsilon_\alpha$ $\alpha = 1$

$\sigma_{ij} = \sigma_\beta$ $\varepsilon_{ij} = \varepsilon_\beta$ $\beta = 9 - i - j$

Ou sous forme condensée :

$$\sigma = C \varepsilon \quad (4.10)$$

Cette loi, généralement appelée **loi de Hooke** généralisée, introduit la matrice de rigidité C, symétrique.

Le comportement linéaire d'un matériau est donc décrit dans le cas général par 21 coefficients indépendants.

La relation d'élasticité peut s'écrire sous la forme inverse, suivant :

$$\varepsilon = S \sigma \quad \text{avec} \quad S = C^{-1} \quad (4.11)$$

S : matrice de flexibilité ou de souplesse (symétrique).

4.3.1.1. Matériau anisotrope :

Dans le cas le plus général, la matrice de rigidité et la matrice de souplesse sont déterminées chacune par 21 constantes indépendantes. Ce cas correspond à un matériau ne possédant aucune propriété de symétrie. Un tel matériau est appelé matériau triclinique ou matériau anisotrope.

4.3.1.2. Matériau monoclinique :

Un matériau monoclinique est un matériau qui possède un plan de symétrie.

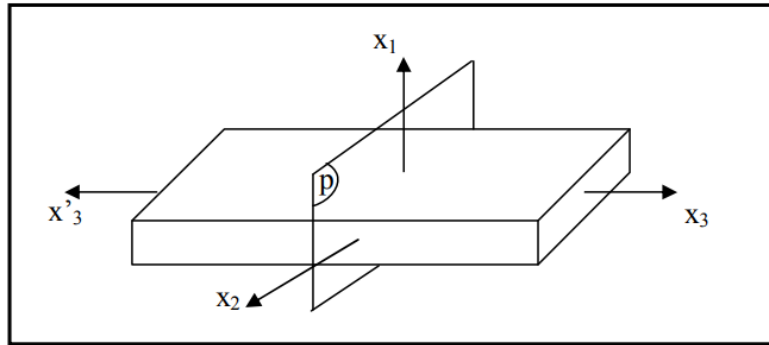


Figure 4.3. Plan de symétrie [6]

La forme de la matrice de rigidité (ou souplesse) doit être telle qu'un changement de base effectué par symétrie par rapport à ce plan ne modifie pas la matrice. Dans le cas où le plan de symétrie est le plan (1,2), l'exploitation des changements de base conduit à une matrice de rigidité de la forme :

$$\begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & C_{16} \\ C_{12} & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & C_{26} \\ C_{13} & C_{23} & C_{33} & 0 & 0 & C_{36} \\ 0 & 0 & 0 & C_{44} & C_{45} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C_{45} & C_{55} & 0 \\ C_{16} & C_{26} & C_{36} & 0 & 0 & C_{66} \end{bmatrix} \quad (4.12)$$

La matrice de souplesse a la même forme. Le nombre de constantes d'élasticité indépendantes est réduit à 13.

4.3.1.3. Matériau isotrope :

Un matériau est isotrope si ses propriétés sont indépendantes du choix des axes de référence. Il n'existe alors pas de direction privilégiée, et la matrice de rigidité (ou souplesse) doit être invariante dans tout changement de bases orthonormées.

Le nombre de constantes d'élasticité indépendantes est donc réduit à 2, et conduit à la matrice de rigidité :

$$\begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{11} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{12} & C_{11} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{2}(C_{11} - C_{12}) & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{2}(C_{11} - C_{12}) & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{2}(C_{11} - C_{12}) \end{bmatrix} \quad (4.13)$$

La matrice de souplesse a la même forme.

Généralement, les constantes de rigidité sont exprimées en introduisant les coefficients de Lamé λ et μ :

$$\begin{cases} C_{11} = \lambda + 2\mu \\ C_{12} = \lambda \end{cases} \quad (4.14)$$

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \gamma_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E} & -\frac{\nu}{E} & 0 \\ -\frac{\nu}{E} & \frac{1}{E} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{2(1+\nu)}{E} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \end{bmatrix} \quad (4.15)$$

4.3.1.4. Matériau orthotrope à isotrope transverse :

Le matériau se comporte donc comme un matériau orthotrope possédant de plus un axe de révolution. Le matériau est alors appelé matériau orthotrope de révolution ou isotrope transverse. Il en résulte qu'un changement de base effectué par rotation quelconque autour de cet axe doit laisser inchangée la matrice de rigidité (ou souplesse).

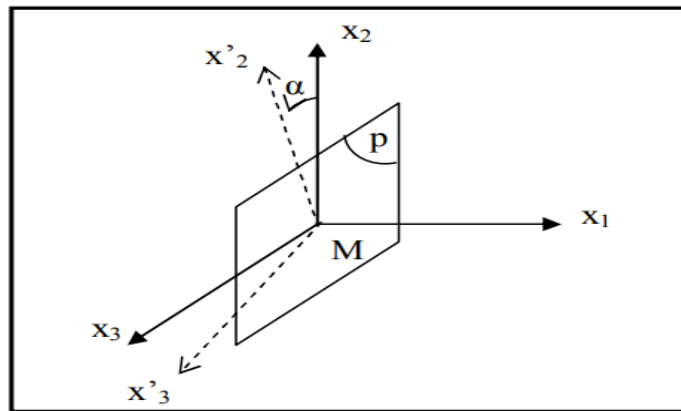


Figure 4.5. Plan d'isotropie

La matrice de rigidité s'écrit donc suivant :

$$\begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{23} & C_{22} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{C_{22} - C_{23}}{2} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{66} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{66} \end{bmatrix} \quad (4.16)$$

La matrice de souplesse a la même forme.

Les propriétés du matériau orthotrope à isotrope transverse sont déterminées par 5 constantes d'élasticité indépendantes.

4.3.1.5. Matériau isotrope transverse

Un modèle de comportement est dit **isotrope transverse** lorsque les propriétés élastiques présentent une symétrie de révolution autour d'un axe. On distingue donc deux directions : la direction de l'axe, dite **longitudinale**, et toutes les directions perpendiculaires, dites **transversales**. La plupart des matériaux à fibres parallèles peuvent être modélisés de cette sorte, et notamment les plis unidirectionnels qui constituent les pièces stratifiées (voir ressource « Matériaux composites et structures composites »).

La figure 10 est un diagramme polaire 3D représentant la distribution des modules d'Young apparents, c'est-à-dire les rapports entre contrainte normale et déformation correspondante, dans toutes les directions de l'espace. Le module apparent dans une direction est donné par la distance entre l'origine et le point de la surface situé dans cette direction.

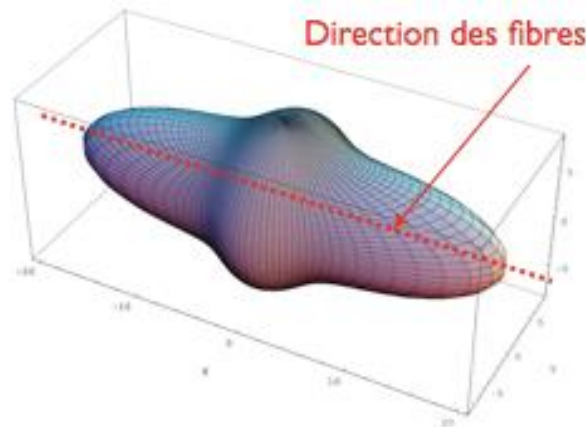


Figure 4.6. Diagramme polaire des modules d'Young apparents d'un matériau isotrope transverse (un pli unidirectionnel épais). Image Pierre-Alain Boucard.[8]

Ici, la forme ovoïde obtenue montre que le matériau (il s'agit d'un pli unidirectionnel) est plus raide dans la direction des fibres que dans les autres directions ; on observe bien une symétrie autour de l'axe longitudinal, et le « bourrelet » transversal montre que le matériau est plus raide dans la direction transversale que dans les directions « obliques » (mais moins que dans la direction longitudinale).

Un tel modèle s'écrit simplement dans n'importe quelle base orthonormale contenant l'axe de révolution. Par exemple, si x_1 est un vecteur unitaire porté par l'axe de révolution, alors on aura, dans toute base orthonormale (x_1, x_2, x_3) :

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{13} \\ \gamma_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_L} & -\frac{\nu_{LT}}{E_L} & -\frac{\nu_{LT}}{E_L} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{LT}}{E_L} & \frac{1}{E_T} & -\frac{\nu_{TT}}{E_T} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{LT}}{E_L} & -\frac{\nu_{TT}}{E_T} & \frac{1}{E_T} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{2(1+\nu_{TT})}{E_T} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{LT}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{LT}} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \tau_{23} \\ \tau_{13} \\ \tau_{12} \end{bmatrix} \quad (4.17)$$

On compte donc 5 coefficients indépendants : les modules d'Young longitudinal E_L et transversal E_T , les coefficients de Poisson « longi/trans » ν_{LT} et « trans/trans » ν_{TT} , et le module de cisaillement « longi/trans » G_{LT} . Par rapport au modèle évoqué dans les paragraphes 2 et 3.2, seul le coefficient de Poisson « trans/trans » est nouveau : il n'apparaissait pas dans les essais du paragraphe 2 car il aurait fallu mesurer la déformation hors plan pour l'identifier.

Un modèle isotrope transverse est automatiquement orthotrope (mais l'inverse n'est pas vrai) ; ces modèles sont typiquement utilisés pour les tissus 2D ou 3D orthogonaux, équilibrés ou non.

4.3.1.5. Matériau orthotrope :

Un matériau orthotrope possède trois plans de symétrie, perpendiculaires deux à deux. Il est à noter que l'existence de deux plans de symétrie perpendiculaires implique l'existence du troisième (Figure 4.7).

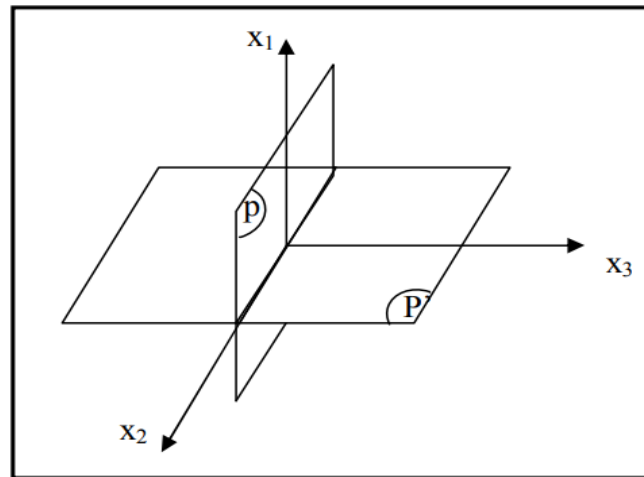


Figure 4.7. Matériau orthotrope.

Par exemple, la figure 4.8 représente un tissu « 4D » (quatre directions de fils, correspondant aux quatre diagonales d'un cube) utilisé pour réaliser un composite à fibres et matrice de carbone (voir ressource « Les grandes familles de matériaux composites »



Figure 4.8. Un tissu composite « 4D » carbone/carbone :
(a) vue des renforts, (b) schématisation et repère d'orthotropie [8].

La forme de la matrice de rigidité est donc obtenue en ajoutant au matériau monoclinique un plan de symétrie perpendiculaire au précédent. L'invariance de la matrice dans un changement de base effectué par symétrie par rapport à ce deuxième plan conduit à une matrice de rigidité de la forme :

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

(4.18)

La matrice de souplesse a la même forme. Le nombre de constantes d'élasticité indépendantes est ramené à 9.

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \varepsilon_z \\ \gamma_{yz} \\ \gamma_{xz} \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_x} & -\frac{\nu_{xy}}{E_x} & -\frac{\nu_{xz}}{E_x} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{xy}}{E_x} & \frac{1}{E_y} & -\frac{\nu_{yz}}{E_y} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{xz}}{E_x} & -\frac{\nu_{yz}}{E_y} & \frac{1}{E_z} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{yz}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{xz}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{xy}} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \sigma_z \\ \tau_{yz} \\ \tau_{xz} \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} \quad (4.19)$$

On compte 9 coefficients indépendants : les trois modules d'Young, les trois coefficients de Poisson et les trois modules de cisaillement. On vérifie donc facilement que le modèle isotrope transverse du paragraphe précédent est un cas particulier d'orthotropie. Là encore, dans une base ne correspondant pas à la base d'orthotropie, des termes de couplage entre traction et cisaillement apparaissent.

Chapitre 5

Propriétés élastiques des laminés

5.1. Structures composites stratifiées

Les structures composites stratifiées sont constituées de couches successives de renforts imprégnés de résines. Les couches sont également nommées plis. Les structures stratifiées réalisées à partir de matériaux composites sont constituées d'empilements de nappes unidirectionnelles ou bidirectionnelles. 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 structurales sont réalisées par empilement de nappes en optimisant les directions des renforts en fonction des charges qu'elles doivent subir

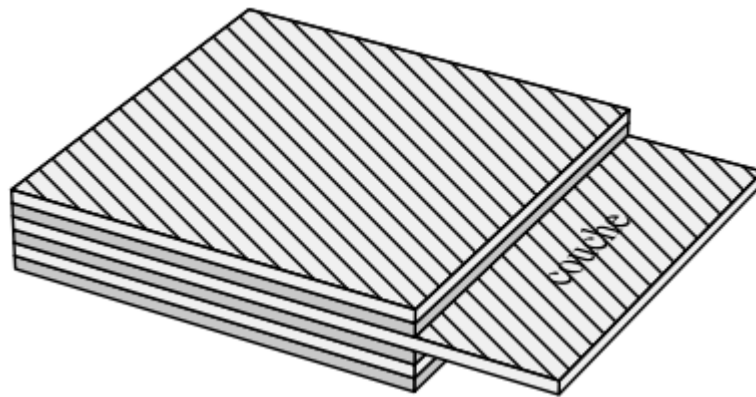


Figure 5.1. Stratifié constitué de couches parfaitement liées.[8]

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) [7].

On pourra avoir des stratifiés de type (voir Figure 5.2).

- **Équilibré** : Nombre de plis à +0 est égal au nombre de plis à -0.

- **Symétrique** : stratifié comportant des couches disposées symétriquement par rapport à un plan moyen, ayant la même orientation des fibres.
- **Antisymétrique** : stratifié comportant des couches ayant des orientations de fibres opposées.
- **Orthogonal** : stratifié comportant autant de couches à 0° que de couches à 90° .

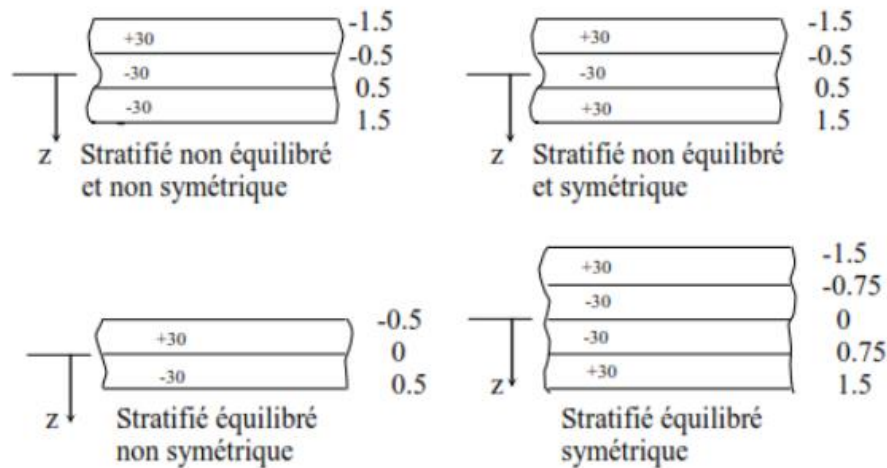


Figure 5.2. Différents types de stratifié [8]

5.1.1. 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 utilisées dans d'autre Industrie.

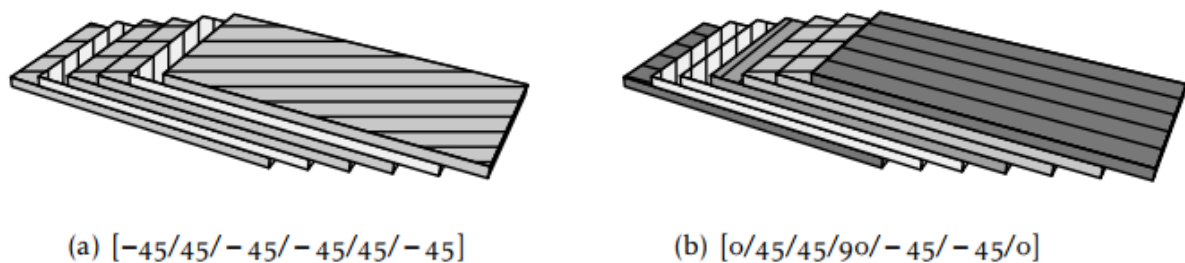


Figure 5.3. Désignations du stratifiée [9]

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 5.3 (a) et 5.3 (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 5.3 (a) : $[-45^\circ/45^\circ/-45^\circ -45^\circ/45^\circ/-45^\circ]$;
- Les couches successives d'un même matériau et de même orientation sont désignées par un indice numérique, comme sur la figure 5.3 (b) : $[0^\circ/45^\circ/90^\circ/-45^\circ/0^\circ]$;
- 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 indiquer

5.1.2. Notations vectorielles et matricielle

Le tenseur des contraintes et celui des déformations sont des tenseurs d'ordre deux symétriques. Il faut donc six composantes pour représenter chacun des deux tenseurs dans une base. On rappelle la représentation matricielle classique des tenseurs des contraintes et des déformations dans une base orthonormée directe (N_1, N_2, N_3) :

$$\sigma = \begin{bmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & \sigma_{13} \\ \sigma_{12} & \sigma_{22} & \sigma_{23} \\ \sigma_{13} & \sigma_{23} & \sigma_{33} \end{bmatrix} \quad \varepsilon = \begin{bmatrix} \varepsilon_{11} & \varepsilon_{12} & \varepsilon_{13} \\ \varepsilon_{12} & \varepsilon_{22} & \varepsilon_{23} \\ \varepsilon_{13} & \varepsilon_{23} & \varepsilon_{33} \end{bmatrix} \quad (5.1)$$

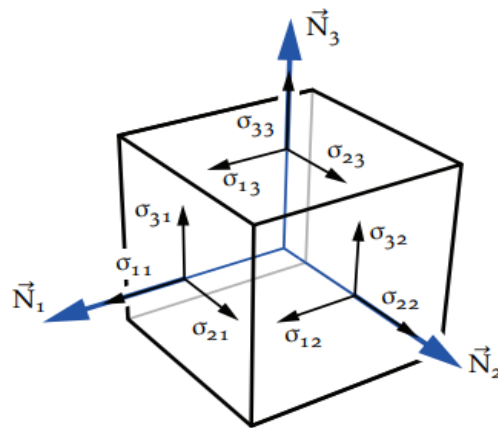


Figure 5.4. Représentation des contraintes σ_{ij} avec $\sigma_{ij} = \sigma_{ji}$ [9]

La densité d'énergie interne de déformation s'écrit :

$$\text{Tr} [\sigma \varepsilon] = \sigma_{11}\varepsilon_{11} + \sigma_{22}\varepsilon_{22} + \sigma_{33}\varepsilon_{33} + 2[\sigma_{23}\varepsilon_{23} + \sigma_{13}\varepsilon_{13} + \sigma_{12}\varepsilon_{12}] \quad (5.2)$$

Dans le cas des matériaux anisotropes, on utilise classiquement une notation vectorielle pour représenter les tenseurs symétriques d'ordre deux. La notation retenue ici diffère des notations classiques et ses avantages seront soulignés. En notation vectorielle, les composantes des contraintes et des déformations dans la base (N1, N2, N3) sont rangées dans deux vecteurs notés respectivement $\hat{\sigma}$ et $\hat{\varepsilon}$ avec un unique indice :

$$\hat{\sigma} = \begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sqrt{2}\sigma_{23} \\ \sqrt{2}\sigma_{13} \\ \sqrt{2}\sigma_{12} \end{pmatrix} \Leftrightarrow \begin{pmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sqrt{2}\sigma_4 \\ \sqrt{2}\sigma_5 \\ \sqrt{2}\sigma_6 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sqrt{2}\sigma_{23} \\ \sqrt{2}\sigma_{13} \\ \sqrt{2}\sigma_{12} \end{pmatrix}; \quad \hat{\varepsilon} = \begin{pmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \sqrt{2}\varepsilon_{23} \\ \sqrt{2}\varepsilon_{13} \\ \sqrt{2}\varepsilon_{12} \end{pmatrix} \Leftrightarrow \begin{pmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \sqrt{2}\varepsilon_4 \\ \sqrt{2}\varepsilon_5 \\ \sqrt{2}\varepsilon_6 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \sqrt{2}\varepsilon_{23} \\ \sqrt{2}\varepsilon_{13} \\ \sqrt{2}\varepsilon_{12} \end{pmatrix}$$

La densité d'énergie interne de déformation est retrouvée en fonction des représentations vectorielles des contraintes et des déformations :

$$\text{Tr} [\sigma \varepsilon] = \hat{\sigma}^T \hat{\varepsilon} \quad (5.3)$$

5.1.3. Changement de base :

Dans cette partie, on définit les matrices de changement de base afin d'exprimer les contraintes ou les déformations dans un repère quelconque. Par la suite X est la représentation d'un tenseur d'ordre deux symétrique dans une base orthonormée directe, autrement dit :

$$\mathbf{X}_{(xyz)} = \mathbf{P}^{-1} \mathbf{X}_{(N1N2N3)} \mathbf{P} \quad (5.4)$$

Où P représente la matrice de passage de la base (N1, N2, N3) vers la base (x,y,z). La matrice de passage inverse $\mathbf{P}^{-1}$ est définie dans le cas général comme suit :

$$\begin{aligned} \vec{N}_1 &= A_{11}\vec{x} + A_{21}\vec{y} + A_{31}\vec{z} \\ \vec{N}_2 &= A_{12}\vec{x} + A_{22}\vec{y} + A_{32}\vec{z} \\ \vec{N}_3 &= A_{13}\vec{x} + A_{23}\vec{y} + A_{33}\vec{z} \end{aligned} \Rightarrow \mathbf{P}^{-1} = \begin{bmatrix} A_{11} & A_{12} & A_{13} \\ A_{21} & A_{22} & A_{23} \\ A_{31} & A_{32} & A_{33} \end{bmatrix} \quad (5.6)$$

5.2. Relations d'élasticité dans le plan : [11]

5.2.1- Hypothèses de travail :

- Milieu élastique entraînant la réversibilité des phénomènes.
- HPP : petites déformations : théorie du premier gradient. Petits déplacements par

rapport aux dimensions de la pièce.

- Actions appliquées progressivement : chargement quasi-statique.
- Relations de comportements linéaires.

5.2.2. Relations d'élasticité isotrope dans l'espace tridimensionnel

La loi de Hooke en élasticité linéaire isotrope s'écrit : $\sigma_{ij} = C_{ijkl} \cdot \varepsilon_{kl}$ (5.7)

Convention d'écriture

Le tenseur de contraintes est un tenseur d'ordre 4. Il est donc particulièrement délicat à expliciter. Les formules développées sont relativement lourdes. Il convient donc de trouver une méthode qui permette une simplification d'écriture.

La solution réside en des applications linéaires. L'une va nous permettre de passer de l'espace vectoriel de dimension 2 associé aux tenseurs d'ordre 2 vers un espace vectoriel de dimension 1 auquel on associera des tenseurs d'ordre 1. Pour le tenseur des contraintes, cette application se présente sous la forme suivante :

$$[\sigma] = \begin{bmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & \sigma_{13} \\ \sigma_{21} & \sigma_{22} & \sigma_{23} \\ \sigma_{31} & \sigma_{32} & \sigma_{33} \end{bmatrix} \rightarrow \hat{\sigma} = \begin{Bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{23} = \sigma_{32} \\ \sigma_{13} = \sigma_{31} \\ \sigma_{12} = \sigma_{21} \end{Bmatrix} \quad (5.8)$$

Par contre pour le tenseur des déformations, on préfère utiliser l'application définie par :

$$[\varepsilon] = \begin{bmatrix} \varepsilon_{11} & \varepsilon_{12} & \varepsilon_{13} \\ \varepsilon_{21} & \varepsilon_{22} & \varepsilon_{23} \\ \varepsilon_{31} & \varepsilon_{32} & \varepsilon_{33} \end{bmatrix} \rightarrow \hat{\varepsilon} = \begin{Bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \gamma_{23} = 2\varepsilon_{23} = 2\varepsilon_{32} \\ \gamma_{31} = 2\varepsilon_{31} = 2\varepsilon_{13} \\ \gamma_{12} = 2\varepsilon_{12} = 2\varepsilon_{21} \end{Bmatrix} \quad (5.9)$$

Ces transformations sur les tenseurs des contraintes et des déformations nous permettent d'écrire :

- La loi de comportement en rigidité par :

$$\begin{Bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{13} \\ \sigma_{12} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & C_{14} & C_{15} & C_{16} \\ C_{21} & C_{22} & C_{23} & C_{24} & C_{25} & C_{26} \\ C_{31} & C_{32} & C_{33} & C_{34} & C_{35} & C_{36} \\ C_{41} & C_{42} & C_{43} & C_{44} & C_{45} & C_{46} \\ C_{51} & C_{52} & C_{53} & C_{54} & C_{55} & C_{56} \\ C_{61} & C_{62} & C_{63} & C_{64} & C_{65} & C_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{13} \\ \gamma_{12} \end{Bmatrix} \quad (5.10)$$

La loi de comportement en souplesse par :

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{13} \\ \gamma_{12} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} S_{1111} & S_{1122} & S_{1133} & S_{1123} & S_{1113} & S_{1112} \\ S_{1211} & S_{2222} & S_{2233} & S_{2223} & S_{2213} & S_{2212} \\ S_{1311} & S_{2322} & S_{3333} & S_{3323} & S_{3313} & S_{3312} \\ 2S_{2311} & 2S_{2322} & 2S_{2333} & 4S_{2323} & 4S_{2313} & 4S_{2312} \\ 2S_{1311} & 2S_{1322} & 2S_{1333} & 4S_{1323} & 4S_{1313} & 4S_{1312} \\ 2S_{1211} & 2S_{1222} & 2S_{1233} & 4S_{1223} & 4S_{1213} & 4S_{1212} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \tau_{23} \\ \tau_{13} \\ \tau_{12} \end{Bmatrix} \quad (5.11)$$

Compte tenu des conditions d'intégrabilité de Cauchy sur le travail de déformation, nous avons les relations suivantes :

$$\begin{aligned} C_{12} &= C_{21} & C_{14} &= 2C_{41} & C_{24} &= 2C_{42} & C_{34} &= 2C_{43} & C_{45} &= C_{54} \\ C_{13} &= C_{31} & C_{15} &= 2C_{51} & C_{25} &= 2C_{52} & C_{35} &= 2C_{53} & C_{46} &= C_{64} \\ C_{23} &= C_{32} & C_{16} &= 2C_{61} & C_{26} &= 2C_{62} & C_{36} &= 2C_{63} & C_{56} &= C_{65} \end{aligned}$$

Ces relations étant au nombre de 15, nous nous retrouvons bien avec 21 coefficients indépendants

5.2.3. Loi de comportement en souplesse d'un matériau orthotrope (orthogonal+anisotrope) :

Définition : matériau élastique homogène présentant en tout point 2 symétries du comportement mécanique chacune par rapport à 1 plan, les 2 plans étant orthogonaux.

Remarque : Les composantes S_{ijkl} d'un tenseur exprimé dans un repère (1, 2, 3) s'écrivent S_{ijkl} dans un repère (I, II, III) :

$$S_{ijkl} = \cos_i^m \cos_j^n \cos_k^p \cos_l^q S_{mnpq} \quad (5.12)$$

Avec $\cos_i^m$: cos de l'angle formé par les deux vecteurs unitaires m et i.

Après simplification de S_{ijkl} (élimination des termes nuls), il ne reste que 9 coefficients distincts qui sont donnés par :

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{13} \\ \gamma_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{21}}{E_2} & -\frac{\nu_{31}}{E_3} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_1} & \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{32}}{E_2} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{13}}{E_1} & -\frac{\nu_{23}}{E_2} & \frac{1}{E_3} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{2G_{23}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{2G_{13}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{2G_{12}} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \tau_{23} \\ \tau_{13} \\ \tau_{12} \end{bmatrix} \quad (5.13)$$

Avec :

- E_1, E_2, E_3 : modules d'élasticité longitudinaux.
- G_{23}, G_{13}, G_{12} : modules de cisaillement.
- $\nu_{23}, \nu_{13}, \nu_{12}, \nu_{21}, \nu_{31}, \nu_{32}$: coefficients de Poisson.

La symétrie de la loi de comportement donne les relations :

$$\frac{\nu_{21}}{E_2} = \frac{\nu_{12}}{E_1}; \quad \frac{\nu_{31}}{E_3} = \frac{\nu_{13}}{E_1}; \quad \frac{\nu_{32}}{E_3} = \frac{\nu_{23}}{E_2} \quad (5.14)$$

5.2.4. Loi de comportement en souplesse d'un matériau isotrope transverse :

Définition : C'est un matériau linéairement élastique possédant une direction privilégiée, c'est-à-dire qu'il existe un axe de symétrie. Si on suppose que la direction 3 est axe de symétrie, la relation de comportement s'écrit alors :

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \varepsilon_z \\ \gamma_{yz} \\ \gamma_{xz} \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_x} & -\frac{\nu_{xy}}{E_x} & -\frac{\nu_{xz}}{E_x} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{xy}}{E_x} & \frac{1}{E_y} & -\frac{\nu_{yz}}{E_y} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{xz}}{E_x} & -\frac{\nu_{yz}}{E_y} & \frac{1}{E_z} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{yz}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{xz}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{xy}} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \sigma_z \\ \tau_{yz} \\ \tau_{xz} \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} \quad (5.15)$$

Il ne reste donc que 6 coefficients distincts.

L'équation (5.15) devient :

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \varepsilon_z \\ \gamma_{yz} \\ \gamma_{xz} \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{21}}{E_2} & -\frac{\nu_{31}}{E_3} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_1} & \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{32}}{E_2} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{13}}{E_1} & -\frac{\nu_{23}}{E_2} & \frac{1}{E_3} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 2(1 + \nu_{21})/E_1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{13}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{13}} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \sigma_z \\ \tau_{yz} \\ \tau_{xz} \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} \quad (5.16)$$

5.3. Comportement élastique d'un composite stratifié : [11]

Dans la théorie des stratifiés l'ensemble des couches constituées de fibres et de matrice est considéré comme un matériau homogène et anisotrope. Donc, des principes de la théorie d'élasticité et de la flexion des plaques sont applicables.

Dans notre présent travail, l'utilisation de la théorie des stratifiés se résume à la détermination des propriétés mécaniques de notre plaque.

5.3.1. Théorie classique des stratifiés de Love-Kirchhoff

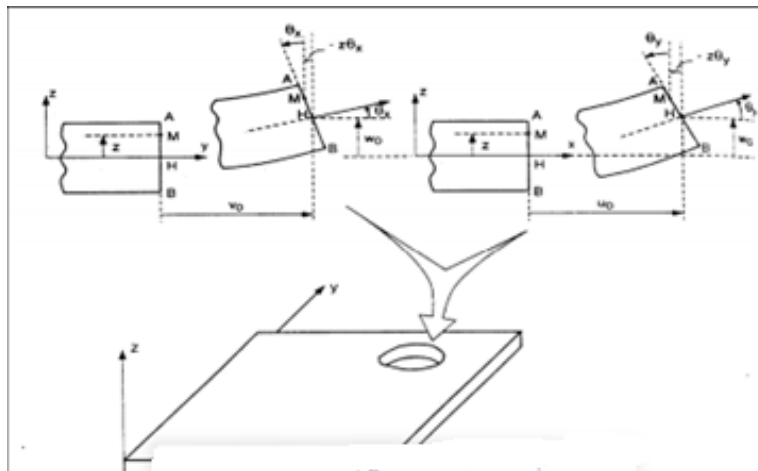


Figure 5.5. Schématisation des déformations dans le cas
De la théorie classique des stratifiés.[11]

Les particules situées avant déformation sur une normale au feuillet moyen restent après déformation sur une normale au feuillet moyen déformé.

- Le champ des déplacements s'écrit :

$$u(x,y,z) = u_0(x,y) - z \theta_y$$

$$v(x,y,z) = v_0(x,y) - z \theta_x \quad \text{avec} \quad \theta_x = \frac{\partial w_0}{\partial y}, \quad \theta_y = \frac{\partial w_0}{\partial x}$$

$$w(x,y,z) = w_0(x,y)$$

Le champ des déformations :

Le champ des déformations dans le plan de la plaque s'écrit à partir du champ de déplacement et de la définition du tenseur des déformations. On obtient :

$$\bar{\bar{\epsilon}}(\mathbf{M}) = \frac{1}{2} \left(\bar{\text{grad}} \bar{\mathbf{U}}(\mathbf{M}) + \bar{\text{grad}}^T \bar{\mathbf{U}}(\mathbf{M}) \right) \quad (5.17)$$

Autrement dit, en coordonnées cartésiennes :

$$\begin{aligned} \epsilon_{xx} &= \frac{\partial u_0}{\partial x} - z \frac{\partial^2 w_0}{\partial x^2} \\ \epsilon_{yy} &= \frac{\partial v_0}{\partial y} - z \frac{\partial^2 w_0}{\partial y^2} \\ \epsilon_{xy} &= \left(\frac{\partial u_0}{\partial y} + \frac{\partial v_0}{\partial x} \right) - 2z \frac{\partial^2 w_0}{\partial x \partial y} \\ \epsilon_{zz} &= \epsilon_{xz} = \epsilon_{yz} = 0 \end{aligned} \quad (5.18)$$

Le champ des déformations s'écrit :

$$\hat{\epsilon} = \hat{\gamma} + z \hat{\chi} \quad (5.19)$$

Dans la base globale (x, y, z), le tenseur des déformations se met sous la forme :

$$\hat{\epsilon} = \hat{\gamma} + z \hat{\chi} \quad \Leftrightarrow \quad \begin{pmatrix} \epsilon_{xx} \\ \epsilon_{yy} \\ \sqrt{2}\epsilon_{xy} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \gamma_{xx} \\ \gamma_{yy} \\ \sqrt{2}\gamma_{xy} \end{pmatrix} + z \begin{pmatrix} \chi_{xx} \\ \chi_{yy} \\ \sqrt{2}\chi_{xy} \end{pmatrix} \quad (5.20)$$

On pose la notation vectorielle suivante :

$$\begin{bmatrix} \epsilon_{xx} \\ \epsilon_{yy} \\ \epsilon_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \epsilon_{xx}^0 \\ \epsilon_{yy}^0 \\ \epsilon_{xy}^0 \end{bmatrix} + z \begin{bmatrix} k_x \\ k_y \\ k_{xy} \end{bmatrix} \quad (5.21)$$

Ou sous forme abrégée :

$$\varepsilon(M) = \varepsilon(x, y, z) = \varepsilon_m(x, y) + z k(x, y)$$

Avec : $\varepsilon_m(x, y)$ déformation en membrane
 $k(x, y)$ déformation en flexion et torsion

Le champ des contraintes s'écrit :

$$\sigma(M) = \begin{bmatrix} \sigma_{xx} & \sigma_{xy} & 0 \\ \sigma_{xy} & \sigma_{yy} & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad (5.22)$$

Les contraintes dans la couche k s'expriment suivant :

$$\sigma_k(M) = \sigma_k(x, y, z) = Q'_k \varepsilon_m(x, y) + z Q'_k K(x, y) \quad (5.23)$$

Q' la matrice de rigidité réduite de la couche k (3×3).

Résultantes en membrane dans le cadre de la théorie classique des stratifiés s'écrit :

$$N(x, y) = \sum_{k=1}^n \int_{h_{k-1}}^{h_k} [Q'_k \varepsilon_m(x, y) + z Q'_k k(x, y)] dz \quad (5.24)$$

Ou en définitive sous la forme :

$$N(x, y) = A \varepsilon_m(x, y) + B k(x, y)$$

$$A = [A_{ij}] = \sum_{k=1}^n (h_k - h_{k-1}) (Q'_{ij})_k \quad (5.25)$$

$$B = [B_{ij}] = \frac{1}{2} \sum_{k=1}^n (h_k^2 - h_{k-1}^2) (Q'_{ij})_k \quad (5.26)$$

N : Résultantes en membrane

A : La matrice de rigidité en membrane.

B : La matrice de couplage membrane-flexion-torsion.

Le champ des moments de flexion et de torsion sous la forme suivante :

$$M_f(x, y) = \sum_{k=1}^n \int_{h_{k-1}}^{h_k} [z Q'_k \varepsilon_m(x, y) + z^2 Q'_k k(x, y)] dz \quad (5.27)$$

Ou :

$$M_f(x, y) = B \varepsilon_m(x, y) + D k(x, y) \quad (5.28)$$

Avec :

$$D = [D_{ij}] = \frac{1}{3} \sum_{k=1}^n (h_k^3 - h_{k-1}^3) (Q'_{ij})_k \quad (5.29)$$

M_f : Moments de flexion et de torsion

D : La matrice de rigidité en flexion.

5.3.2. Equation du Comportement d'un composite stratifié :

L'équation constitutive d'une plaque stratifiée exprime les résultantes et moment en fonction des déformations en membrane et des courbures. Elle s'obtient en regroupant les expressions (5.29) et (5.30) suivant une seule écriture matricielle sous la forme contractée :

$$\begin{bmatrix} N \\ M_f \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A & B \\ B & D \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_M \\ k \end{bmatrix} \quad (5.30)$$

Les termes des matrices A, B et D peuvent être également exprimés en fonction de l'épaisseur e_k et la cote du centre de la couche k sous la forme :

$$\begin{aligned} A_{ij} &= \sum_{k=1}^n (Q'_{ij})_k e_k \\ B_{ij} &= \sum_{k=1}^n (Q'_{ij})_k e_k z_k \\ D_{ij} &= \sum_{k=1}^n (Q'_{ij})_k \left(e_k z_k^2 + \frac{e_k^3}{12} \right) \end{aligned} \quad \text{avec} \quad \begin{aligned} e_k &= h_k - h_{k-1} \\ z_k &= \frac{(h_k + h_{k-1})}{2} \end{aligned} \quad (5.31)$$

Q'_{ij} : est la matrice de rigidité réduite de la couche k.

Dont les rigidités réduites transformées Q' sont :

$$\begin{aligned} \bar{\bar{Q}}_{11} &= Q_{11} \cos^4 \theta + Q_{22} \sin^4 \theta + 2(Q_{12} + 2Q_{66}) \sin^2 \theta \cos^2 \theta \\ \bar{\bar{Q}}_{12} &= \bar{\bar{Q}}_{21} = (Q_{11} + Q_{22} - 4Q_{66}) \sin^2 \theta \cos^2 \theta + Q_{12}(\cos^4 \theta + \sin^4 \theta) \\ \bar{\bar{Q}}_{22} &= Q_{11} \sin^4 \theta + Q_{22} \cos^4 \theta + 2(Q_{12} + 2Q_{66}) \sin^2 \theta \cos^2 \theta \\ \bar{\bar{Q}}_{16} &= \bar{\bar{Q}}_{61} = (Q_{11} - Q_{12} - 2Q_{66}) \cos^3 \theta \sin \theta - (Q_{22} - Q_{12} - 2Q_{66}) \cos \theta \sin^3 \theta \\ \bar{\bar{Q}}_{26} &= \bar{\bar{Q}}_{62} = (Q_{11} - Q_{12} - 2Q_{66}) \cos \theta \sin^3 \theta - (Q_{22} - Q_{12} - 2Q_{66}) \cos^3 \theta \sin \theta \\ \bar{\bar{Q}}_{66} &= (Q_{11} + Q_{22} - 2Q_{12} - 2Q_{66}) \sin^2 \theta \cos^2 \theta + Q_{66}(\sin^4 \theta + \cos^4 \theta) \end{aligned}$$

Q_{ij} : étant les coefficients élastiques de la matrice de rigidité réduite en contrainte plane définis par :

$$\begin{aligned}
 Q_{11} &= \frac{E_L}{1 - \frac{E_T}{E_L} \nu_{LT}^2} \\
 Q_{22} &= \frac{E_T}{E_L} Q_{11} \\
 Q_{12} &= \nu_{LT} Q_{22} \\
 Q_{66} &= G_{LT}
 \end{aligned} \tag{5.32}$$

Chapitre 6

Résistance à l'échelle des plis et mécanismes de rupture

6.1. MODES D'ENDOMMAGEMENTS

Sous l'influence de chargements thermomécaniques, monotones ou cycliques, les principaux modes d'endommagement, dans un stratifié croisé à fibres longues, peuvent être classés en quatre catégories¹³ (Figure 6.1):

Fissuration transverse $\sigma_m > \sigma_{mut}$: il s'agit de fissures qui traversent toute l'épaisseur des couches les plus désorientées par rapport à l'axe de sollicitation. Des micro-défauts au sein du matériau tels que les vides, les fibres cassées, le décollement fibre/matrice ou des microfissures de la matrice qui peuvent être à l'origine de ces fissures amorcées par une forte concentration de contrainte locale. Ces fissures sont assez rectilignes et généralement perpendiculaires aux interfaces entre les couches adjacentes.

Fissuration longitudinale $\tau_m > \tau_{mut}$: Il s'agit de fissures qui sont analogues aux précédentes, apparaissent toujours dans la matrice et sont perpendiculaires aux interfaces des couches, mais qui traversent toute l'épaisseur des couches orientées à 0° par rapport à l'axe de sollicitation.

Décohésion entre couches $\tau_i > \tau_{iut}$: c'est un mécanisme de décohésion entre les couches qui apparaît sur le bord libre et/ou à l'intérieur de l'éprouvette. A cause des contraintes inter laminaires élevées près des bords, le délaminage s'amorce généralement à cet endroit, puis progresse en séparant les couches.

Rupture des fibres en tension $\sigma_f > \sigma_{fut}$: c'est un dernier mécanisme qui va généralement conduire à la rupture finale de l'éprouvette.

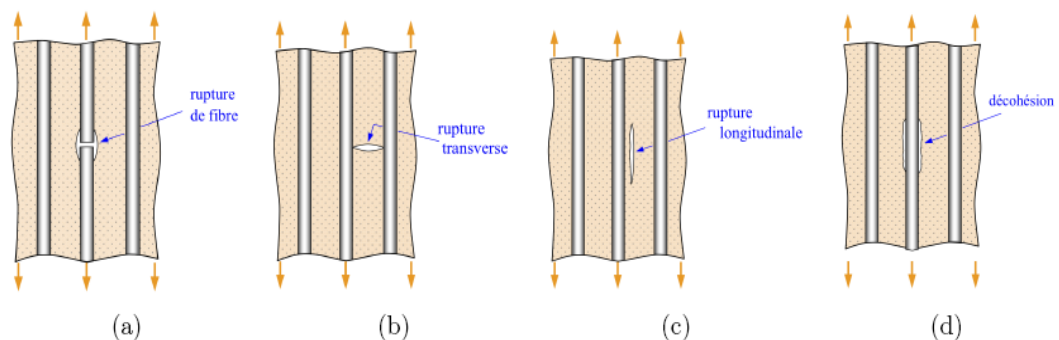


Figure 6.1. Modes de rupture à l'échelle des constituants : **(a)** rupture fibre, **(b)** rupture Matrice transverse, **(c)** rupture matrice en cisaillement, et **(d)** rupture interface, D'après Berthelot (2005).

6.1.1. Composite unidirectionnel soumis à une traction longitudinale

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

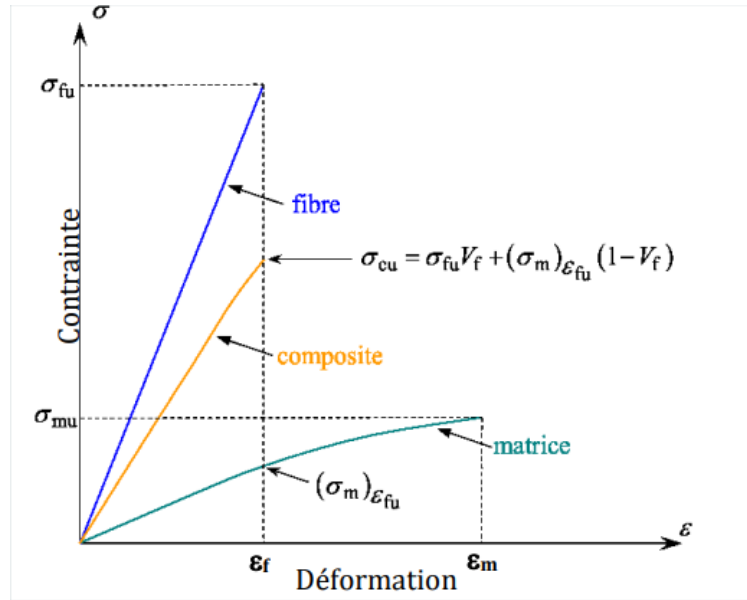


Figure 6.2. Courbe contrainte-déformation d'un composite Unidirectionnel soumis à une traction longitudinale, dans le cas où $\epsilon_f < \epsilon_m$ [13]

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

$$\sigma_c = \sigma_f V_f + \sigma_m (1 - V_f) \quad (6.1)$$

Dans le cas où la déformation à la rupture de la matrice est inférieure à celle des fibres (figure 26), la contrainte à la rupture est donnée par l'expression :

$$\sigma_c = (\sigma_f)_{\epsilon_m} V_f + \sigma_m (1 - V_f) \quad (6.2)$$

$(\sigma_f)_{\epsilon_m}$: La contrainte dans la fibre au moment de la rupture de la matrice.

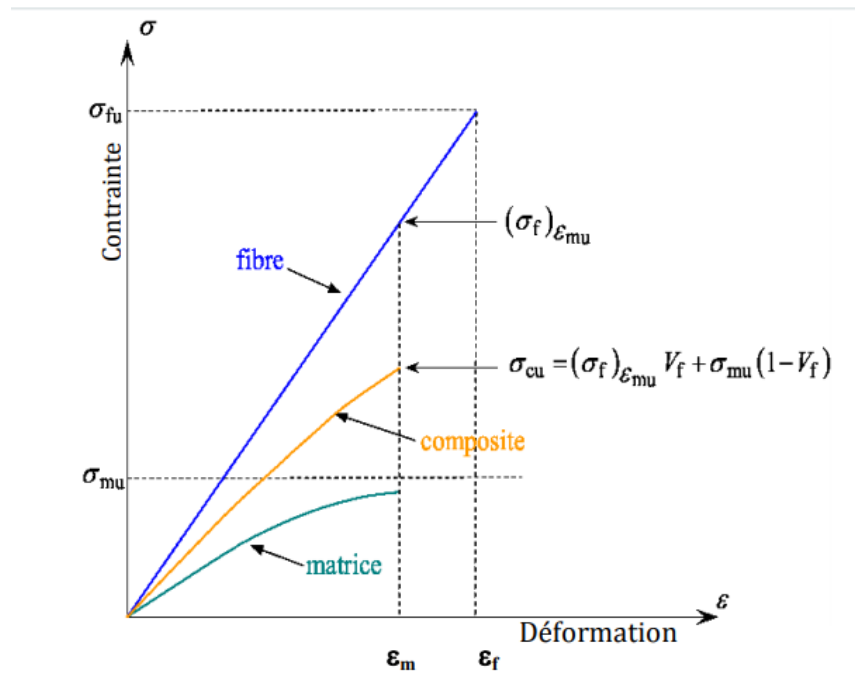


Figure 6.3. Courbe contrainte-déformation d'un composite unidirectionnel soumis à une traction longitudinale, dans le cas où $\varepsilon_f > \varepsilon_m$. [13]

6.1.2. Tension transverse

Concernant la résistance en traction transverse, on a déjà constaté que sous cette sollicitation le composite présente une faiblesse flagrante. Et même si les fibres sont orientées dans la direction du chargement principal, des sollicitations transverses au pli ne peuvent être évitées. De plus, contrairement à la résistance dans la direction des fibres, cette résistance transverse dépend de nombreux paramètres tels que les propriétés des fibres, de la matrice, de l'interface fibre/matrice, de la présence de vides, de la distribution des champs de contraintes et de déformations dus à l'interaction entre fibres (Figure 6.3) [12].

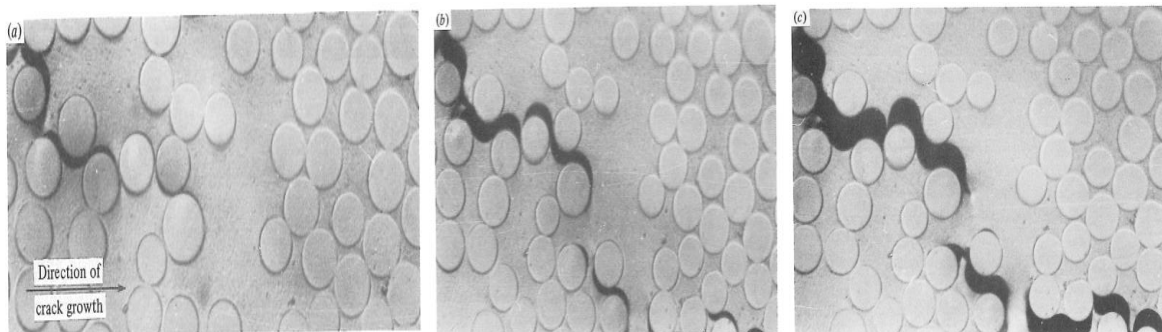


Figure 6.3. Propagation d'une fissure transverse dans un pli UD verre/polyester (Hull, 1981) – $d_{\text{fibres}} = 10 \mu$. [12]

La résistance étant limitée par le comportement de la résine, en première approximation la contrainte ultime du pli est liée à la contrainte ultime de la résine et à la fraction de fibres. Pour un arrangement carré de fibres, la contrainte ultime peut s'écrire :

$$\sigma_{Tu} = \sigma_{mu} \left(1 - \sqrt{\frac{4V_f}{\pi}} \right) \quad (6.3)$$

Pour des fibres de diamètres d_f dont les centres sont distants de δ , la concentration des déformations pour un arrangement carré est donc :

$$\beta = \frac{\varepsilon_m}{\varepsilon_T} = \left[\left(\frac{d_f}{\delta} \right) \left(\frac{E_{ft}}{E_m} \right) + \left(1 - \frac{d_f}{\delta} \right) \right]^{-1} \quad (6.4)$$

Exemple :

Dans le cas d'un UD Carbone/époxy à 60% de fibres, avec des fibres $d_f = 7\mu\text{m}$, le coefficient β est de 5 environ pour un arrangement hexagonal et 7,5 pour un arrangement carré. Ainsi, pour des résines dont la limite à rupture est de 4 %, la fissuration transverse pourrait survenir dès 0,5% de déformation, même dans des résines ductiles.

Toutefois, il est admis que ces fissures ne conduisent pas systématiquement à la ruine (Figure 6.4-a) car les renforts dans la direction principale du chargement sont à même de reprendre les efforts. Par contre, lorsque ces fissures sont en trop grand nombre, ou encore dans le cas où la structure composite doit contenir des liquides ou gaz, ces fissures peuvent être critiques. Finalement, les modèles basés sur cette approche donnent des résultats assez proches des mesures comme on le voit sur la Figure 6.4-b pour un UD verre/époxy [12].

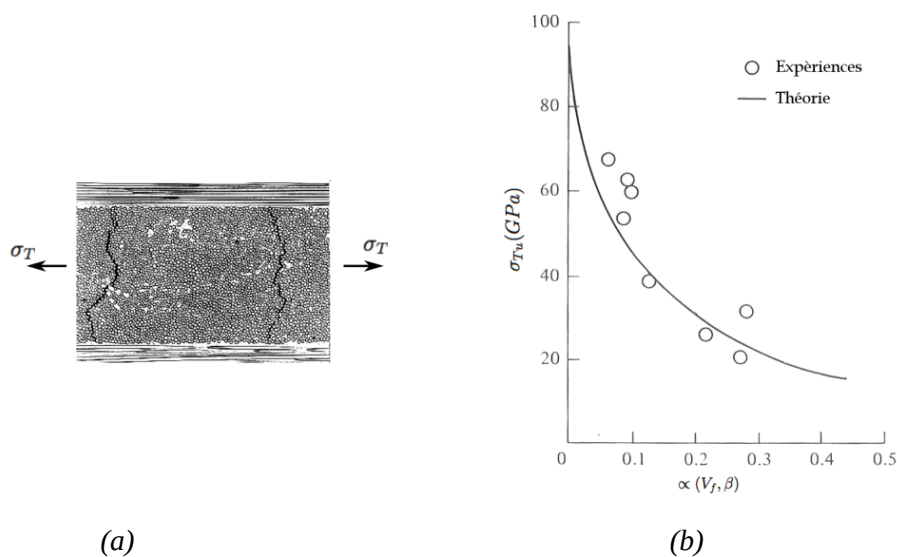


Figure 6.4. Résistance transverse : (a) faciès dans un [0/90], et (b) réponse d'un UD Verre E/époxy, $V_f = 0,55$, mesures et modèle issu de l'Eq. 6.4. (D'après Hull, 1996)[12]

6.1.3. Compression sens fibres

Comme indiqué précédemment, la résistance en compression est un des principaux problèmes limitant dans l'utilisation des composites. Ce phénomène a très longtemps soulevé des questions compte tenu de la variabilité des mesures obtenues et des divers modes de ruine résultants. Sur la Figure 6.5, le faciès de rupture observé post-mortem suite à une rupture en compression a longtemps conduit les ingénieurs et chercheurs à rechercher la résistance à partir de ces bandes de pliage (Figure 6.5). Il est maintenant établi que la rupture en résulte de l'apparition d'une instabilité géométrique au niveau des fibres de renfort appelée micro flambage.

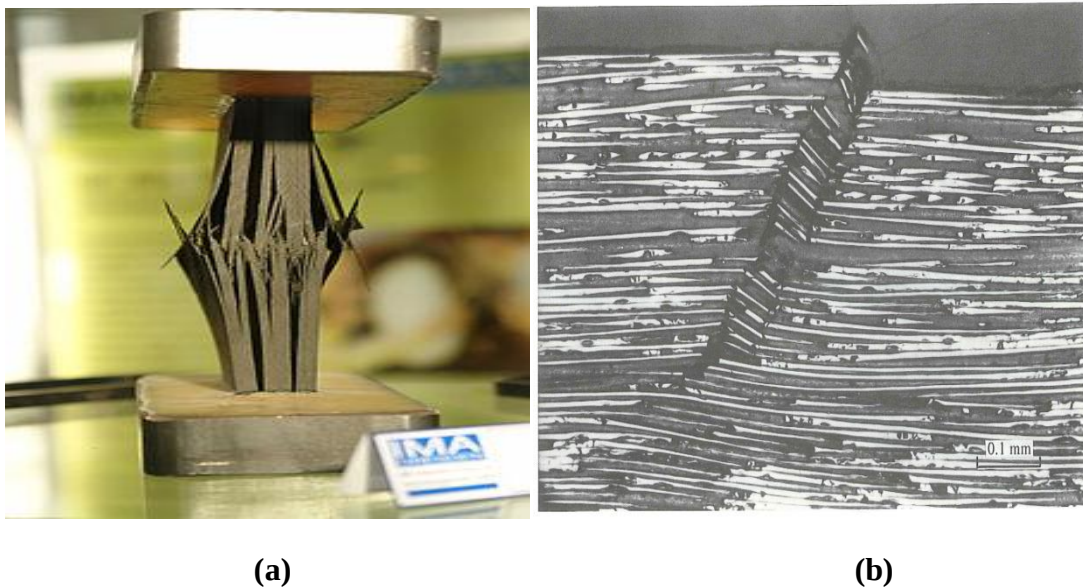


Figure 6.5. (a) Rupture en 'balai' (broom) dans un essai de compression pure, (b) faciès de bande de pliage résultant d'une rupture en compression sens fibres. [14]

Comme les fibres possèdent une ondulation initiale, au-delà d'un chargement critique elles vont 'flamber' dans un mode coopératif (Figure 6.6-a). La résine contenue dans ces paquets de fibres va alors subir un chargement en cisaillement qui va la conduire dans un état de comportement plastique, réduisant d'autant les efforts s'opposant à l'ondulation des fibres. Finalement, la flexion des fibres augmentant, elles vont rompre aux points où les courbures sont maximales (Figure 6.6-b), pour former des bandes de pliage (Figure 6.6-c) telles qu'observées expérimentalement après la rupture (Figure 4.9). La longueur caractéristique des bandes de pliage mesurée expérimentalement correspond bien à la longueur d'onde du micro flambage qui peut être établie par exemple à partir de modèles de poutres sur fondations non-linéaires.

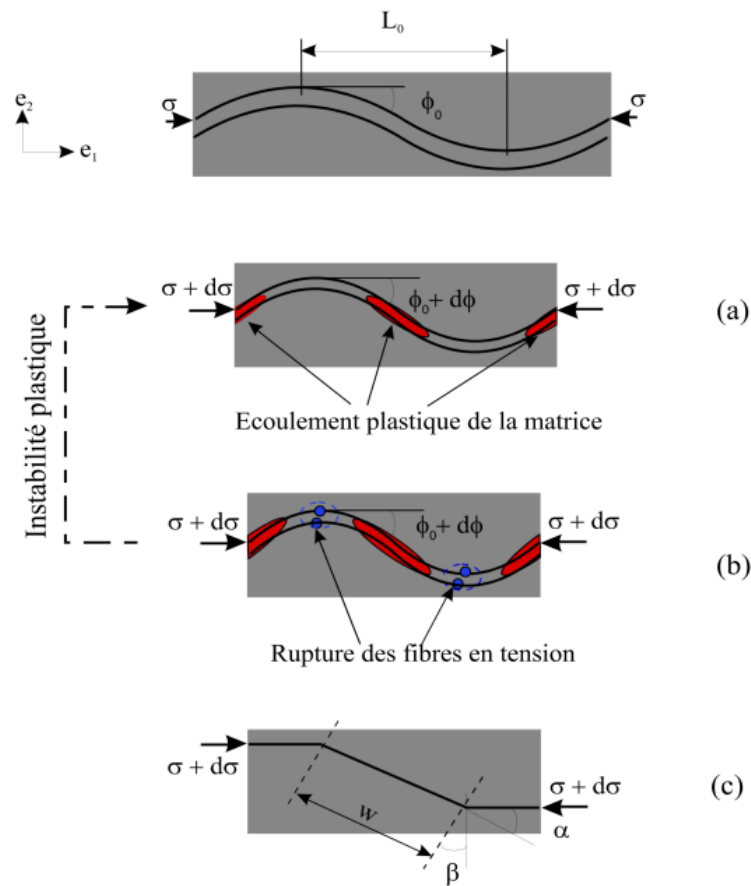
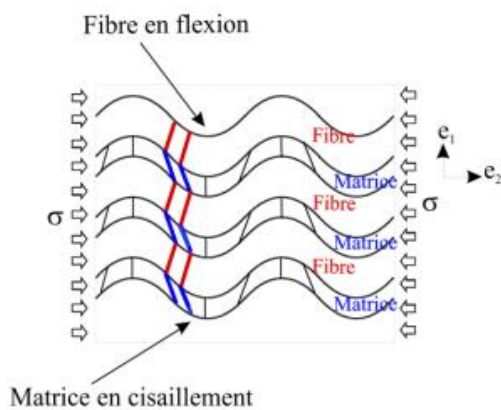


Figure 6.6 Mécanisme d'instabilité élasto-plastique conduisant à la rupture en compression dans le sens des fibres.[14]

Les modèles micromécaniques proposées pas Rosen (1964) puis Argon (1972), et Budiansky & Fleck (1994) ont permis d'affiner la prévision de la contrainte critique d'apparition du micro-flambage. Dans le modèle simpliste de Rosen, la contrainte critique est directement proportionnelle à la rigidité en cisaillement du composite



$$\sigma_{Luc} \approx \frac{G_m}{(1 - V_f)}$$

(6.5)

6.1.4. Compression transverse

Le cas de la compression transverse est également délicat à étudier. Ici aussi, de nombreux facteurs influencent cette résistance. L'étude micromécanique d'un élément de matière du pli UD tel que schématisé sur la Figure 6.7 permet de distinguer ces 3 mécanismes de rupture. Tout d'abord le mode qui correspondrait à un écrasement dans la direction transverse aux fibres peut conduire à la ruine, mais il est probable que cette charge de compression induise un cisaillement tel que la rupture en cisaillement est plus à même de limiter la résistance, compte tenu des faiblesses en cisaillement et de l'interface fibre-matrice déjà évoquées

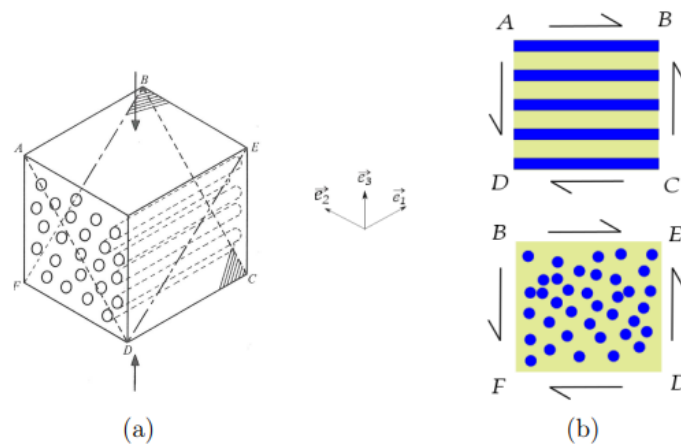


Figure 6.7. Élément de matière isotrope transverse en compression transverse : (a) plans de cisaillement induits et (b) sollicitations équivalentes [14]

On distingue aussi le Cisaillement longitudinal ou cisaillement plan L.

6.2. Critères de rupture simples

Maintenant que les mécanismes de rupture locaux ont été détaillés, il faut étendre la notion de zone de sécurité pour le dimensionnement, ce qui se traduit plus facilement en critère. Nous venons de voir que la rupture pouvant survenir dans un composite résulte en général de la combinaison de divers mécanismes, à l'échelle des constituants, mais dont la portée peut être à l'échelle du pli puis de la structure. Ces mécanismes sont synthétisés sur la Figure 6.8.

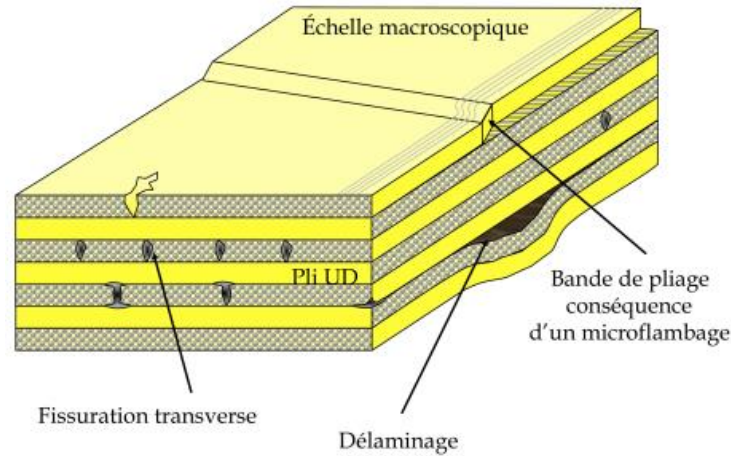


Figure 6.8. Principaux modes de rupture dans un stratifié.[14]

6.2.1. Critères en contrainte ou déformation maximale

Les critères les plus basiques consistent à exprimer les contraintes ou déformations courantes qui règnent dans un pli (en contraintes planes) et à les comparer aux résistances mesurées expérimentalement (cf Tableau 4.1) ou estimées par les diverses approches présentées dans la partie précédente.

Critère de contrainte maximale

Rappelons que les contraintes dans le repère principal du pli (σ_L , σ_T , σ_{LT}), s'expriment en fonction des contraintes dans le repère (σ_{xx} , σ_{yy} , σ_{xy}) en inversant la relation ($\{\sigma\} = [T\sigma]^{-1} \{\sigma\}$). Finalement, ces contraintes doivent être comprises entre les contraintes ultimes.

$$\begin{aligned} -X_c &< \sigma_{xx} \cos^2 \theta + \sigma_{yy} \sin^2 \theta + 2\sigma_{xy} \cos \theta \sin \theta < X_t \\ -Y_c &< \sigma_{yy} \cos^2 \theta + \sigma_{xx} \sin^2 \theta - 2\sigma_{xy} \cos \theta \sin \theta < Y_t \\ -S &< \sigma_{xy} (\cos^2 \theta - \sin^2 \theta) + (\sigma_{yy} - \sigma_{xx}) \cos \theta \sin \theta < S \end{aligned} \quad (6.6)$$

Le rapport entre la limite à rupture et la contrainte ou la déformation courante correspondante, ou plus simplement **R** le rapport de résistance, qui exprime la 'marge' avant rupture. Prenons un état de contraintes planes (σ_{xx}^0 , σ_{yy}^0 , σ_{xy}^0), avec par exemple $\sigma_{yy}^0 < 0$. On a donc les rapports :

$$R_X^t = \frac{X_t}{\sigma_{xx}^0} \quad R_Y^c = \frac{Y_c}{|\sigma_{yy}^0|} \quad (Y_c > 0) \quad R_S = \frac{S}{\sigma_{xy}^0} \quad (6.7)$$

Selon la valeur de R , on aura :

— $R = 1$, il y a rupture,

— $R > 1$, le chargement se trouve dans la zone de sécurité, et peut être augmenté de R avant qu'il y ait rupture, $\sigma_r - \sigma^0 = \sigma^0 (R - 1)$,

— $0 < R < 1$ la résistance du pli a été dépassée d'un facteur multiplicatif $1/R$, ce qui n'est physiquement pas possible sans ruine.

Ainsi le rapport le plus faible des 3, par exemple R_Y^c ($|R_Y^c| > 1$) contrôle la rupture. La rupture du pli aura lieu dès que la contrainte σ_{yy}^u atteindra la limite Y_c .

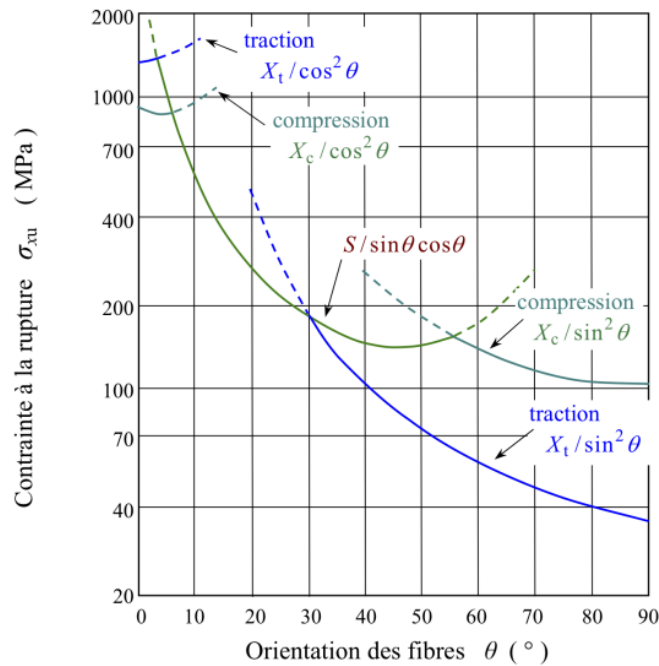


Figure 6.9. Résistance en tension σ_{xu} d'un UD verre/époxy en fonction de l'angle θ entre la sollicitation et la direction de fibres - échelle logarithmique en ordonnée, d'après Berthelot (2005).

Critère de déformation maximale [13,14]

L'utilisation de critères en déformations proposée par Waddoups (1967) peut être également pratique, par exemple pour prendre en compte des comportements éventuellement non-linéaires où la rupture en déformation peut être plus pertinente. On transpose donc les limites précédentes en contraintes à des limites en déformations, et dans ce cas la zone de sécurité est telle que :

$$\begin{aligned} -X_{\varepsilon c} &< \varepsilon_L < X_{\varepsilon t} \\ -Y_{\varepsilon c} &< \varepsilon_T < Y_{\varepsilon t} \\ -S_{\varepsilon} &< \gamma_{LT} < S_{\varepsilon} \end{aligned} \quad (6.8)$$

Considérons un essai de traction hors-axes. Dans ce cas, les relations en contraintes planes établies précédemment en rigidité (Eq. 4.13) s'écrivent facilement en souplesse

$$\begin{pmatrix} \sigma_L \\ \sigma_T \\ \sigma_{LT} \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_L} & -\frac{\nu_{LT}}{E_L} & 0 \\ -\frac{\nu_{TL}}{E_T} & \frac{1}{E_T} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{G_{LT}} \end{bmatrix} \begin{pmatrix} \varepsilon_L \\ \varepsilon_T \\ \gamma_{LT} \end{pmatrix} \quad (6.9)$$

Et en simplifiant la définition des contraintes locales en fonction du chargement σ_{xx} seul (Eq. 6.9.), on aboutit à l'expression des déformations en fonction des rigidités du pli UD.

$$\begin{aligned} \varepsilon_L &= \left(\frac{1}{E_L} \cos^2 \theta - \frac{\nu_{LT}}{E_L} \sin^2 \theta \right) \sigma_{xx} \\ \varepsilon_T &= \left(-\frac{\nu_{TL}}{E_T} \cos^2 \theta + \frac{1}{E_T} \sin^2 \theta \right) \sigma_{xx} \\ \gamma_{LT} &= \frac{1}{G_{LT}} \cos \theta \sin \theta \sigma_{xx}. \end{aligned} \quad (6.10)$$

En supposant que le comportement est linéaire, on peut relier les déformations obtenues ci-dessus aux contraintes, et notamment les limites à rupture

$$\begin{aligned} X_{\varepsilon c} &= \frac{X_c}{E_L} & X_{\varepsilon t} &= \frac{X_t}{E_L} \\ Y_{\varepsilon c} &= \frac{Y_c}{E_T} & Y_{\varepsilon t} &= \frac{Y_t}{E_T} \\ S_{\varepsilon} &= \frac{S}{G_{LT}} \end{aligned} \quad (6.11)$$

On peut alors réécrire les critères en déformations à comparer directement aux critères en contraintes explicités plus haut (Eq. 6.7) exprimés légèrement différemment

$-\frac{X_c}{\cos^2 \theta} < \sigma_{xx} < \frac{X_t}{\cos^2 \theta}$	$-\frac{X_c}{\cos^2 \theta - \nu_{LT} \sin^2 \theta} < \sigma_{xx} < \frac{X_t}{\cos^2 \theta - \nu_{LT} \sin^2 \theta}$
$-\frac{Y_c}{\sin^2 \theta} < \sigma_{xx} < \frac{Y_t}{\sin^2 \theta}$	$-\frac{Y_c}{\sin^2 \theta - \nu_{TL} \cos^2 \theta} < \sigma_{xx} < \frac{Y_t}{\sin^2 \theta - \nu_{TL} \cos^2 \theta}$
$-\frac{S}{\cos \theta \sin \theta} < \sigma_{xx} < \frac{S}{\cos \theta \sin \theta}$	$-\frac{S}{\cos \theta \sin \theta} < \sigma_{xx} < \frac{S}{\cos \theta \sin \theta}$
Contrainte max	Déformation max

On constate que ces critères diffèrent par l'effet de Poisson, en pratique la modification est faible. Pourtant les 2 types de critères conduisent à des chargements supportables différents.

Bibliographie

- [1] Daniel Gay, « *Matériaux composites* », 6eme éditions Lavoisier Paris ,2015
- [2] Jean-Marie Berthelot, « *Matériaux composites, Comportement mécanique et analyse des structures* », 4ème édition, Lavoisier.2011
- [3] J. WEISS, C. BORD « *Les matériaux composites, Tome I : Structure, constituants, fabrication* », Ed. L'Usine nouvelle, Paris, 1983, Partie : A-B-C.
- [4] M. GEIER, D. DUEDAL « *Guide pratique des matériaux composites* », TEC & DOC (Lavoisier), Paris, 1985.
- [5] JARDON A., COSTES M., « *Composite de grande Diffusion* », Européen Conférence on composites Materials, Londres, Juillet 1987
- [6] Marc François., *Module M227 Matériaux non métalliques*, IUT de Cachan, université Paris Sud 11, 2018.
- [7] Salim BELAID, « *Etude de l'effet du vieillissement sur le comportement mécaniques d'un composite en polyester fibre de verre* », Thèse de Doctorat, Université Amar Telidji – Laghouat, Avril 2016.
- [8] Marc Marzano., « *Les matériaux composites* », le concours de l'Éducation nationale, ANFA ,2014
- [9] Laurent Gornet., « *Généralités sur les matériaux composites* », Ecole d'ingénieur. 2008.
- [10] BINETRUY C., *Structures Sandwiches*, Techniques de l'ingénieurs, Paris, 2008
- [11] Graeme W. Milton., *THE THEORY OF COMPOSITES*, Milton & Patton Publishing Company, (2012)
- [12] D. Hull, t. w. clyne, *An introduction to composite materials*, (Cambridge solid state science series)-Cambridge university press ,1996
- [13] SUN CT., QUINN B J., TAO J., OPLINGER D W., *Comparative evaluation of Failure Analysis Methods for Composite Laminates*, DOT/FAA/AR-95, Office of Aviation Research,1996
- [14] S. DRAPIER., « *Mécanique des Composites Hautes Performances* », École Nationale Supérieure des Mines de Saint-Étienne, Octobre 2014