



الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

وزارة التعليم العالي والبحث العلمي

MINISTRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR

ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE

N° d'ordre:

M/GM.MSM

2011/02

Université de Jijel
Faculté des Sciences et de la
Technologie
Département de Génie Mécanique



جامعة جيجل
كلية العلوم و التكنولوجيا
قسم الهندسة الميكانيكية

رقم الترخيص: M.829

MEMOIRE

Présenté pour l'obtention du diplôme de Master 2

Spécialité : Génie mécanique

Option : Mécanique des matériaux et des structures

Par

DIB Othmane & BENAIDA Yassine

SUJET

Elaboration et caractérisation mécanique
d'un composite Polyester/verre

Encadré par:

MA.A Gueraiche Larbi

Juin 2011

A mes chers parents, mes sœurs et frères ;

A mes amis, surtout les proches ;

Yassine.

*A mes chers parents que je dois toute ma gratitude ;
A mes frères et mes sœurs ;
A la famille DIB;
A mes collègues ;*

Remerciement

Louange au seigneur unique; le clément et le miséricordieux que grâce à lui en primauté que ce travail a pu sortir à la lumière.

Nous exprimons toute notre gratitude à Monsieur L.GUERICHE, notre encadreur, de nous avoir bien orienté durant toute la période d'étude et pour son soutien constant et ses nombreux conseils qui nous ont aidé à franchir les diverses difficultés rencontrées dans cette étude, et nous le remercions pour sa participation au financement de ce sujet.

Nous adressons nos sincères remerciements à Monsieur AHMED, technicien de LMNM pour sa disponibilité, serviabilité et gentillesse. Le staff de laboratoire de mécanique de précision de l'université de Sétif, trouve aussi l'expression de notre profonde gratitude.

Le professeur H.OSMANI trouve l'expression de notre profonde gratitude pour sa serviabilité, disponibilité et soutien constant durant la période d'exécution des essais au sein du laboratoire LMNM de l'université de Sétif.

Nous tenons à exprimer notre profonde gratitude à Monsieur M.ROKBI pour sa disponibilité, serviabilité et ses conseils judicieux, sans oublier son ample contribution à la préparation des éprouvettes.

Nous sommes très reconnaissants aux membres de jury : M.KENOUNI, R.BELHADEF et S.SAADI qui ont accepté de juger ce modeste travail.

Nous n'oublions pas à remercier le staff des enseignants du département de Génie Mécanique nous citons H. BOUNIB, S. BOUNNECHE, R. BOUBAAYA, M. KANOUNI qui nous ont encadrés durant nos études à l'université de Jijel et les techniciens du laboratoire de métallographie de l'université de Jijel et M'sila.

Nous adressons nos amitiés à tous nos collègues d'étude.

Nos remerciements profonds trouveront tous les amis qui nous ont partagés nos soucis.

Enfin, nous exprimons nos sincères remerciements à tous ceux qui ont participé de près ou de loin à la réalisation de ce travail.

Table des matières

Introduction générale

Chapitre I: Etude constitutive et préparatoire d'un composite (Verre/polyester)

I.1 Présentation des matériaux composites	1
I.1.1 Renfort « Fibre de verre»	2
I.1.1.1 Fibres de verre E	2
I.1.1.2 Fibres de verre D	2
I.1.1.3 Fibres de verre R	2
I.1.2 Propriétés mécaniques	3
I.1.3 Procèdes de fabrication des fibres de verre	4
I.1.3.1 Etirage mécanique (PROCEDE GOSSLER 1920).....	4
I.1.3.2 Etirage centrifuge (PROCEDE HAGER 1931)	5
I.1.3.3 Etirage par fluide	5
I.1.3.4 Procédé mixte	6
I.1.3.5 Ensimage	7
I.1.4 Types de renforts en fibres de verre	7
I.1.4.1 Fils de base	7
I.1.4.2 Fibres broyées	7
I.1.4.3 Fils de base coupée	7
I.1.4.4 Stratifil (Roving)	7
I.1.4.5 Mats	8
I.1.4.6 Tissus	8
I.1.4.6.1 Tissus stratifils ou rovings	10
I.1.4.6.2 Tissus cousus, tricotés	10
I.2 Matrice « Résine ».....	10
I.2.1 Résines thermoplastiques	10
I.2.2 Résines thermodurcissables.....	11
I.2.2.1 Résines polyesters insaturées	11
I.2.2.3.1. Préparation de la résine polyester.....	12
I.2.2.3.2 Catalyseurs	12
I.2.2.2 Résines époxydes	13

I.3 Techniques de moulage d'un composite Verre/polyester	14
I.3.1 Moulage au contact	14
I.3.2 Moulage par projection simultanée	14
I.3.3 Moulage sous vide	15
I.3.4 Moulage par injection basse pression de résine - RTM	16
I.3.5 Moulage à la presse à froid "voie humide" basse pression	16
I.3.6 Infusion de résine sous membrane souple	17
I.4 Stratification	17
I.4.1 Architecture des renforts	17
I.4.2 Désignation d'un stratifié	20
I.4.2.1 Orientation d'un pli	20
I.4.2.2 Orientation équilibrée	21
I.4.2.3 Orientation symétrique	22
I.4.2.4 Orientation hybride	22
I.4.3 Interface fibre-matrice	22
I.5 Applications des matériaux composites	23
I.6 Conclusion	25

Chapitre II : Mécanique de la rupture

II.1 Rupture des matériaux	26
II.1.1 Introduction	26
II.1.2 Modes de déformation d'un corps fissuré	26
II.1.3 Théorie de la mécanique de la rupture	27
II.1.3.1 Approche énergétique de Griffith	28
II.1.3.2 Approche en termes d'intensité de contrainte	30
II.1.3.3 Critères de validité de la ténacité	33
II.1.3.4 Critère de stabilité	35
II.1.3.5 Détermination de l'accroissement de fissure	38
II.1.3.6 Mécanique non linéaire de la rupture	38
II.1.3.6.1 Intégrale «J»	38
II.1.3.7 Critère de validité de l'intégrale "J"	40
II.1.3.8 Expression du paramètre énergétique J en fonction du travail dissipé	41

II.1.4 Détermination des paramètres de rupture	42
II.1.4.1 Comportement linéaire	42
II.1.4.1.1 Comportement linéaire élastique	42
II.1.4.1.2 Travail de rupture	42
II.1.4.1.3 Analyse en termes de « K_R »	43
II.1.5 L'éprouvette de l'essai	45
II.1.6 La loi des mélanges	46
II.1.7 Conclusion	47

Chapitre III : Techniques expérimentales

III.1 Présentation des composites « polyester-fibres de verre »	48
III.2 Elaboration des éprouvettes	48
III.3 Obtention des éprouvettes	51
III.4 Caractérisation mécanique	52
III.4.1 Essais de flexion trois points	52
III.4.2 Essais de traction	55

Chapitre IV : Résultats expérimentaux et discussion

IV.1 Analyse des courbes	59
IV.1.1 Courbe de flexion	59
IV.1.2 Comparaison entre les matériaux étudiés en flexion 3 points	65
IV.2.1 Courbes de traction	65
IV.2.2 Comparaison entre les matériaux étudiés en traction	71
IV.3 Conclusion	71

Conclusion générale

Annexe

Liste des symboles

- σ : Contrainte appliquée
- σ_E : Limité d'élasticité du matériau
- σ_R : Contrainte à rupture du matériau
- α : Coefficient de sécurité
- U : L'énergie potentielle stockée dans le système
- S : L'énergie de la surface
- ΔS : Variation l'énergie de la surface
- B : L'épaisseur
- γ_s : l'énergie de surface par unité de surface
- γ_P : travail plastique dissipé dans la matière par l'unité de la surface
- Δa : La variation de la longueur de la fissure
- C : complaisance de l'éprouvette fissurée
- P : la charge
- u : déplacement
- $f_{ij}(\theta)$: Fonction de l'angle polaire par rapport à l'extrémité de la fissure
- K_I : L'intensité de contrainte suivant le Mode I de rupture
- K_{Ic} : Facteur critique d'intensité de contrainte
- K_c : Ténacité
- Y : Facteur de forme
- a_c : Taille du défaut critique
- E : module de Young
- K_Q : Facteur d'intensité provisionnel
- σ_Y : Limite d'écoulement
- J : l'intégrale de contour
- \bar{W} : Densité d'énergie de déformation contenue dans le volume

\vec{T} : Vecteur contrainte sur le contour

\vec{u} : Vecteur déplacement en un point du contour

Γ : Contour d'intégration entourant l'extrémité de la fissure

G : énergie de Griffith

η : coefficient de proportionnalité

V_m : Fraction volumique de matrice

V_f : Fraction volumique de fibre

E_c : Module de Young de composite

\bar{E}_m : Module de Young de matrice

E_f : Module de Young des fibres

Introduction générale

Un matériau composite à base de Polyester renforcé par des fibres de verre est devenu très attirant pour de nombreuses applications (Aérospatiale, aéronautique, Automobile, marine, équipement de Sport, Pipes durables...etc.) grâce à ses excellentes propriétés mécaniques, électriques, et thermiques qui s'ajoutent à sa légèreté et son faible prix de revient comparativement aux métaux

Dans notre travail, on fait des essais mécaniques pour chercher la stratification optimale d'un composite hybride à base d'une résine thermodurcissable renforcée par des fibres de verre de haute performance et tenter d'expliquer les différents mécanismes associés à la propagation de la fissure. Les mécanismes de l'accroissement de fissure sont l'un des majeurs soucis des applications des composites.

Notre mémoire est agencé en quatre chapitres dont le premier est une présentation générale des constituants du composite Polyester/verre E, voir les différents renforts en verre ainsi que la matrice en résine Polyester insaturée. Les procédés usuels de moulage sont décrits à ce stade

Dans le second chapitre, un bref rappel de la mécanique de la rupture des matériaux est présenté pour pouvoir caractériser mécaniquement le comportement à la rupture du composite et en vertu prévenir son endommagement.

Une description des techniques expérimentales d'élaboration et de préparation des éprouvettes ainsi que les essais de caractérisation mécanique (traction et flexion 3pts), font l'objet du troisième chapitre.

Enfin, le chapitre IV est consacré à la présentation des résultats obtenus ainsi que leurs interprétations. L'analyse des courbes, et les faciès de rupture, ont permis la comparaison entre le comportement des différents matériaux élaborés et de choisir la bonne stratification.

Chapitre I
Etude constitutive et préparatoire d'un composite
(Verre/Polyester)

Chapitre I

Etude constitutive et préparatoire d'un composite (Verre/Polyester)

I.1 Présentation des matériaux composites

Un matériau composite est défini comme étant un assemblage d'au moins deux constituants non miscibles, mais ayant une forte capacité d'adaptation. Les qualités respectives des constituants associés se complètent pour former un matériau aux performances mécaniques, thermiques, électriques et/ou physicochimiques améliorées. Le développement des matériaux composites ayant une ou plusieurs de ces propriétés particulières répond généralement à un besoin spécifique. Il est ainsi possible de créer des matériaux hétérogènes permettant par exemple, de réduire la masse d'une pièce, tout en améliorant ses propriétés mécaniques, grâce à l'association d'un renfort fibreux et d'une matrice.

Le matériau composite est constitué d'un renfort, qui contribue aux propriétés mécaniques de la pièce, et d'un liant, appelé matrice. Les renforts sont noyés dans la 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.

Il existe trois grandes familles des matériaux composites : les Composites à Matrice Céramique (CMC), essentiellement utilisés pour les applications à très hautes températures, les Composites à Matrice Métallique (CMM) et les Composites à Matrice Organique (CMO).

Dans notre cas d'étude, on s'intéresse aux composites Verre/polyester (CMO) constitués d'un renfort en fibre de verre et d'une matrice en résine polyester.

I.1.1 Renfort « Fibre de verre »

Le verre présente une très grande aptitude à s'étirer sous forme de baguettes ou de filaments, ce qui est lié à la variation relativement lente de sa viscosité en fonction de la température, avec une importante contribution de la tension superficielle. Il est possible d'étirer des filaments ronds dont les diamètres peuvent être nettement inférieurs à ceux des cheveux humains les plus fins [1].

Les fibres de verre constituent le renfort essentiel des composites de grande diffusion. Elle est obtenue à partir du sable (Silice) et d'additifs (alumine, carbonate de chaux, magnésie, oxyde de bore) [1].

On distingue plusieurs types de fibres de verre les plus courants sont de type E, D, R.

I.1.1.1 Fibres de verre E

Ce sont des borosilicates d'alumine à très faible teneur en oxydes de métaux alcalins (Moins de 1 % en $\text{Na}_2\text{O} + \text{K}_2\text{O}$) [2].

Développés initialement pour leurs bonnes propriétés électriques d'isolation ensuite généralisés en raison de leur relative facilité de fibrage, de leurs bonnes propriétés mécaniques et de leur coût modéré. Ils constituent le renfort par excellence de tous les matériaux composites à matrices organiques. Ils représentent plus de 96 % du marché mondial des fibres de verre de renforcement [2].

I.1.1.2 Fibres de verre D

Ces fibres sont composées essentiellement de silice et de borates Alcalins, dotés de très bonnes propriétés diélectriques (faible facteur de pertes diélectriques). Développés pour les applications électroniques à très hautes performances [2].

I.1.1.3 Fibres de verre R

Ce sont des fibres à hautes teneurs en silice et en alumine, pour lesquels il n'y a aucun apport d'oxyde de bore ou de métaux alcalins. L'absence de ces composants (dits fondants car ils diminuent la température de fusion des mélanges vitrifiables) entraîne des conditions d'élaboration et de fibrage plus difficiles ainsi que des coûts plus élevés [2].

D'après la norme NF ISO 2078, les différents types de verres textiles sont récapitulés au tableau I.1. Leurs Compositions sont données aux tableaux I.2.

Type	Indications générales
E	À usage général ; bonnes propriétés électriques
D	Hautes propriétés diélectriques
A	Haute teneur en alcali (1)
C	Résistance chimique
S	Haute résistance mécanique
R	Haute résistance mécanique
AR	Résistant en milieu basique
E-CR	Pour usage en milieu acide
(1) D'après la norme NF ISO 2078	
(2) Hydroxyde d'un métal alcalin	

Tableau. I.1 : Différents types de verres textiles(1) [2].

Principaux constituants		Composition massique (%)							
		Verre E (1)	Verre D (2)	Verre A (1)	Verre C (1)	Verre R (5)	Verre S (3)	Verre AR (4)	Verre E-CR (3)
Silice	SiO ₂	53 à 56	73 à 74	70 à 72	60 à 65	58 à 60	64 à 65	60 à 63	52 à 56
Alumine	Al ₂ O ₃	12 à 16	Traces	0,5 à 2,5	2 à 5,5	23,5 à 25,5	24 à 25	0,3 à 0,7	10 à 16
Chaux	CaO	} 21 à 24	} 0,5 à 0,6	5 à 10	12 à 14	} 14 à 17	}	} 0,6 à 5,2	} 18 à 25
Magnésie.....	MgO			1 à 4	1 à 3				
Oxyde de bore	B ₂ O ₃	5 à 9	22 à 23	0 à 0,5	2 à 5,5	0,05
Fluor	F	0 à 1
Oxyde de sodium	Na ₂ O	} = 1	1,3	12 à 15	8 à 10	} 0 à 1	}	} 14,8 à 15,8	} = 1
Oxyde de potassium	K ₂ O		1,5	1 à 2,5				
Oxyde de zirconium	ZrO ₂	15,8 à 19,5
Oxyde de fer	Fe ₂ O ₃	} 1	} 0,1 à 0,2	Traces	0,05	0 à 0,5
Oxyde de titane	TiO ₂			0,05 à 0,07	0 à 3

(1) D'après les analyses de produits commerciaux de différentes origines.
 (2) D'après des documentations techniques de Vetrotex.
 (3) D'après des documentations techniques d'Owens Corning.
 (4) D'après les analyses des produits d'Owens Corning et des produits Nippon Electric Glass.
 (5) D'après la norme NF L 17-751 d'avril 1992.

Tableau. I.2 : Compositions des principaux types de fibres de verre de renforcement [2].

I.1.2 Propriétés mécaniques

Ce sont en fait les propriétés mécaniques des fibres de verre de renforcement qui sont à l'origine du considérable développement des composites dans tous les domaines industriels. Si le verre en masse est symbole de fragilité, fibré sous forme de filaments de très faible diamètre, eux-mêmes associés parallèlement sous forme de fils, il est doué d'une résistance supérieure à celle des meilleurs aciers connus. Néanmoins, sauf rares exceptions, les fibres de verre textile ne sont pas conçues pour travailler nues; leurs propriétés à ce stade sont sensibles à la dégradation (Par exemple à l'abrasion) [2].

Pour comparer les propriétés mécaniques des différents types de verre, on effectue des prélèvements de filaments unitaires et vierges de tout contact, en sortie de filière, que l'on teste ensuite en traction. Cette technique n'est, bien entendu, accessible qu'aux seuls producteurs de fibres [2].

	Types de verre							
	E (2)	D (3)	A (2)	C (2)	R (3)	S (4)	AR (4) (5)	E-CR (4)
Contrainte à la rupture en traction..... (MPa)	3 200 à 3 400	2 500	3 100	3 300	4 400	4 600	3 700	3 200 à 3 400
Module d'élasticité en traction.....(GPa)	72 à 73	55	71	70,3	86	87	76	72 à 73
Taux d'allongement à la rupture en traction .. (%)	4,6 à 4,8	4,5	4,4	4,8	5,2	5,4	(4,9)	4,6 à 4,8
Coefficient de Poisson	environ 0,22	0,215	0,26	environ 0,22

(1) Les caractéristiques ont été mesurées sur filaments vierges de 10 µm environ de diamètre, fibrés en laboratoire et testés avec soin ; cependant on n'observe pas de variation significative du module d'élasticité en traction et de la contrainte à la rupture en traction (donc du taux d'allongement) en fonction du diamètre jusqu'à 30 µm environ.

(2) D'après les documentations techniques de divers producteurs.

(3) D'après les documentations techniques de Vetrotex.

(4) D'après les documentations techniques d'Owens Corning.

(5) Les valeurs entre parenthèses ont été calculées d'après la proportionnalité existant entre la contrainte à la rupture en traction et le taux d'allongement correspondant.

Tableau. I.3 : Caractéristiques mécaniques des filaments vierges (1) [2].

I.1.3 Procèdes de fabrication des fibres de verre

Les principes de fabrications des fibres de verre sont au nombre de trois. A partir d'une masse de verre, on réalise l'étirage à partir d'un point d'étirage par : l'étirage mécanique, l'étirage centrifuge et étirage par fluide. Les procédés les plus modernes combinent au moins deux des procédés sous-titrés [3].

I.1.3.1 Etirage mécanique (PROCEDE GOSSLER 1920)

Comporte un four chauffé électriquement dont le fond est percé de petits orifices d'où sort le verre visqueux qui est étiré en fibres puis enroulé sur un tambour qui tourne à grande vitesse. Avec ce procédé, on fabrique des fibres d'une longueur indéterminée et d'un diamètre 15-25µm, la vitesse d'étirage 12-20m/s. Ce procédé a été amélioré aux USA en utilisant une filière chauffante en platine de 100 à 400 trous, les fibres obtenues sont beaucoup plus fines (3-10µm de diamètres). Avant le bobinage les fibres sont collées entre elles par adjonction de produits plastique .Il y a aussi le procédé « Schuller » qui consiste à étirer les fibres d'une rangée des baguettes [3].

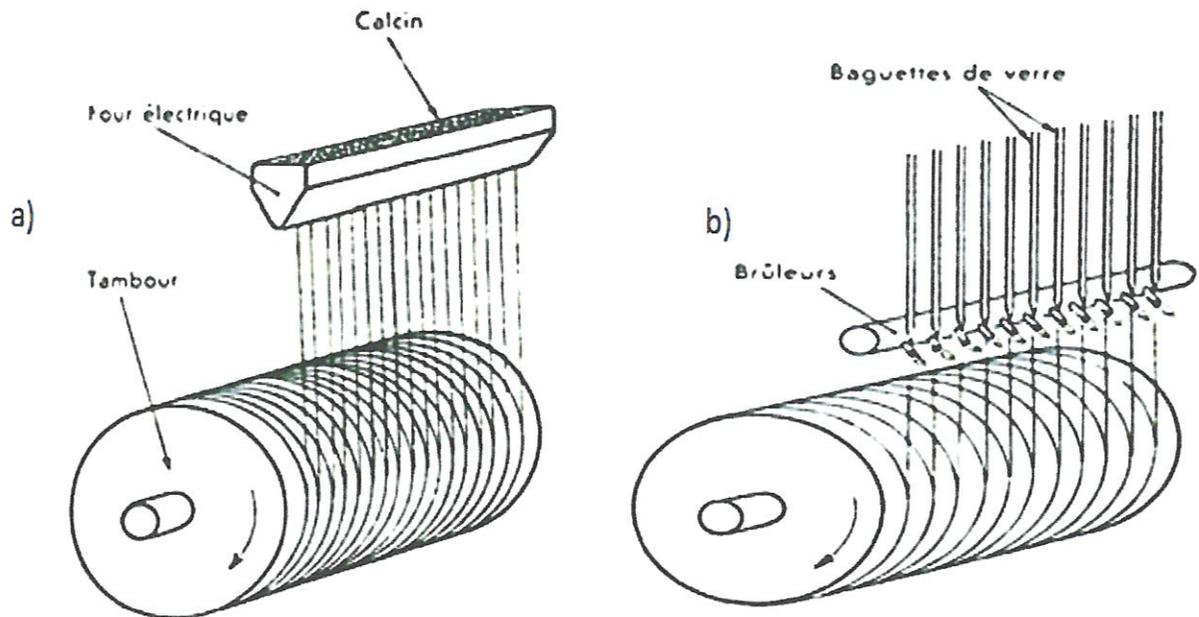


Figure. I.1 : Etirage des fibres de verre [3].

a) Procédé Gossler, b) Procédé Schuller.

I.1.3.2 Etirage centrifuge (PROCEDE HAGER 1931)

Ce procédé consiste à faire tomber un filet de verre fondu sur un disque en réfractaire tournant à vitesse (3000-4000 tr/mn). Ce disque est chauffé à sa périphérie par des flammes provenant soit d'un four soit d'un bruleur auxiliaire, de façon à maintenir le verre dans une atmosphère dans la zone où l'étirage est provoqué. Les fibres ont un diamètre moyen de $25\mu\text{m}$. Ces fibres ne sont destinées qu'à l'isolation mais leur diamètre élevé impose également des densités élevées. Ce procédé est caractérisé par sa simplicité, comme il accepte aussi comme matière première les déchets du verre ou le calcin de récupération [3].

I.1.3.3 Etirage par fluide

En utilisant le retraitage par des fluides circulant à grande vitesse, comme la vapeur, on peut faire éclater de verre. Dans ce procédé les fibres de verre sortant de la filière sont attaquées par un jet de gaz chaud circulant à grands vitesse, avec ce procédé on peut fabriquer des fibres ayant un diamètre de $0.5-5\mu$. Du point de vue économique il est assez difficile d'obtenir des fibres d'une bonne performance mécanique avec un diamètre inférieur à 8μ . Le problème qui demeure un obstacle c'est l'existence nombreuse particules non fitées dans ces fibres [3].

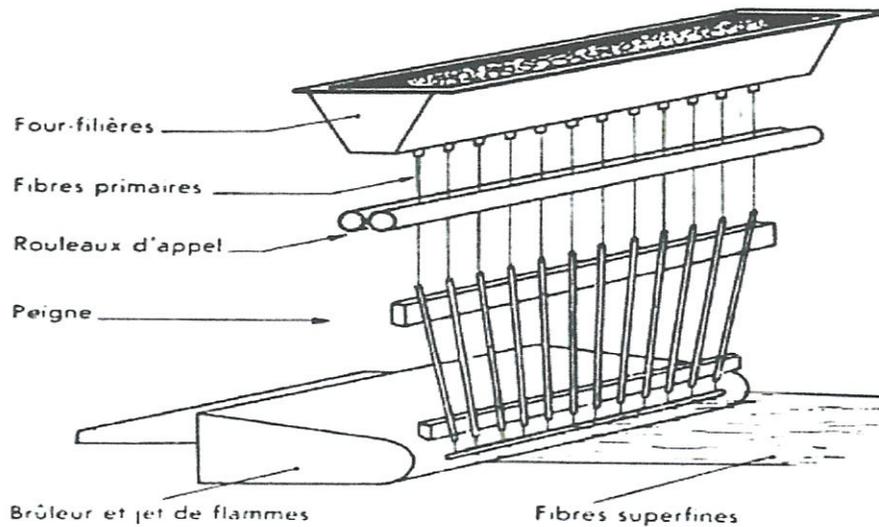


Figure. I.2: Etirage par fluide [3].

I.1.3.4 Procédé mixte

Les recherches menées par la firme Saint-Gobain ont abouti à la combinaison du procédé de centrifugation avec celui d'étirage par fluide. Le corps de la centrifugeuse tourne à 3000 tr/min, les gaz chauds issus des brûleurs retirent les fibres éjectées par les trous [3]. Le prix de revient du procédé est acceptable

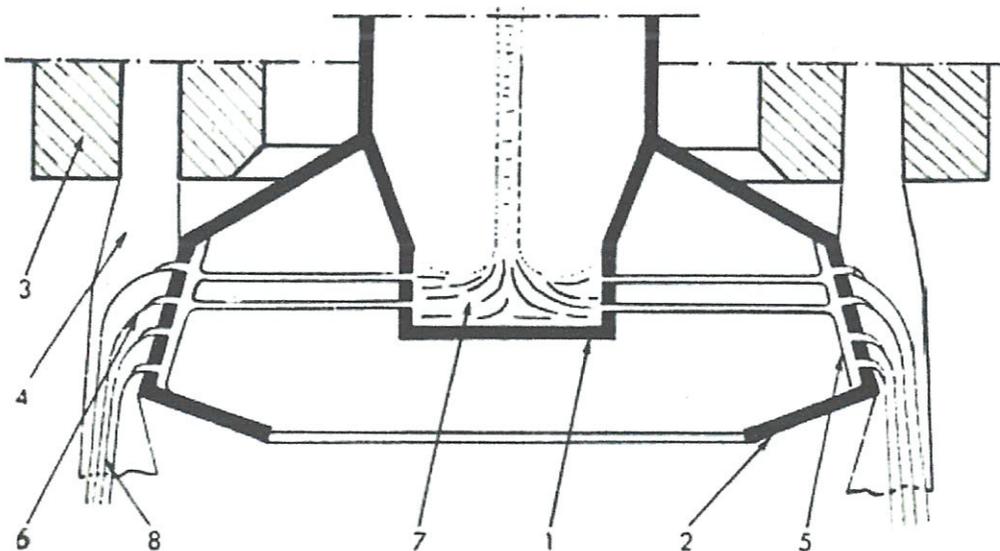


Figure. I.3 : Procédé mixte (Saint-Gobain) [3].

1) Organe de distribution du verre sur la bande perforée, 2) Organe de formation des filets primaires, 3) Brûleur spécial à fente annulaire, 4) Flamme de gaz brûlés issus de 3, 5) Couche d'alimentation de la bande perforée, 6) Zone d'étirage, 7) Verre, 8) Fibres.

I.1.3.5 Ensimage

L'ensimage est un produit de traitement que l'on applique à la surface des fibres de verre après leur sortie de la filière. C'est un constituant indispensable à la fabrication des fibres et à leur utilisation, aussi bien lors de la mise en œuvre que pour optimiser les performances des composites [2]. Il comporte également un agent de couplage déposé à la surface des filaments de verre (parfois une matière plastique).

I.1.4 Types de renforts en fibres de verre

Les fibres sont élaborées suivant un diamètre de quelque micromètre (une dizaine), et ne peuvent par conséquent être utilisées sous forme unitaire. Les fibres de verre sont commercialisés en différents types de renforts en verre textile, ils sont disponibles sur le marché en différentes formes (fils de base, fibres broyées, stratifil (roving), mats (à fils coupés ou continus), tissus, etc.

I.1.4.1 Fils de base

Les fils de base étaient élaborés par assemblage parallèle sans torsion des monofilaments à la sortie de la filière, pour aboutir soit à des fils continus (fils sillionne), soit des fils discontinus (fils verranne) [4].

I.1.4.2 Fibres broyées

Ces fibres sont obtenues par broyage des fils de base. Leur longueur est de l'ordre de quelques dixièmes de millimètre, avec un rapport longueur sur diamètre de 10 à 40 environ. Les fibres broyées sont utilisées pour le renforcement de certaines résines thermoplastiques, de mastics, etc. [4].

I.1.4.3 Fils de base coupés

Les fils de base coupés sont obtenus par coupe des fils de base sillionne. Les longueurs les plus courantes sont : 3, 4.5, 5, 13, 25 et 50 mm. Les fils de base coupés sont utilisés pour le renforcement de divers matériaux, en particulier les résines thermoplastiques.

I.1.4.4 Stratifil (Roving)

Le stratifil (ou Roving en anglais) est obtenu par assemblage sans torsion de fils de base sillionne. [4]. Il en existe différents types :

- **Type assemblé :** Il est obtenu par assemblage en parallèle de plusieurs fils de base et bobinage sous forme de pelotes et de bobines (sur tube support) cylindriques [2].
- **Type direct ou multifilament :** Il est bobiné directement sous la filière [2].

I.1.4.5 Mats

Les mats sont des nappes constituées de filaments ou de fils de base, continus ou coupés, généralement distribués de façon aléatoire dans le plan et maintenus ensemble par un système de liage approprié. Ils sont présentés en rouleaux sur tubes supports dans une très large gamme de masses surfaciques, de largeurs et de qualités fonction des différentes applications [2].

I.1.4.6 Tissus

Un tissu (ou ruban) est un ensemble surfacique de fils, de mèches, etc., réalisé sur un métier à tisser. Il est constitué (Figure I.12) :

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

La figure I.4 donne des exemples des principales armures utilisées avec les tissus de verre.

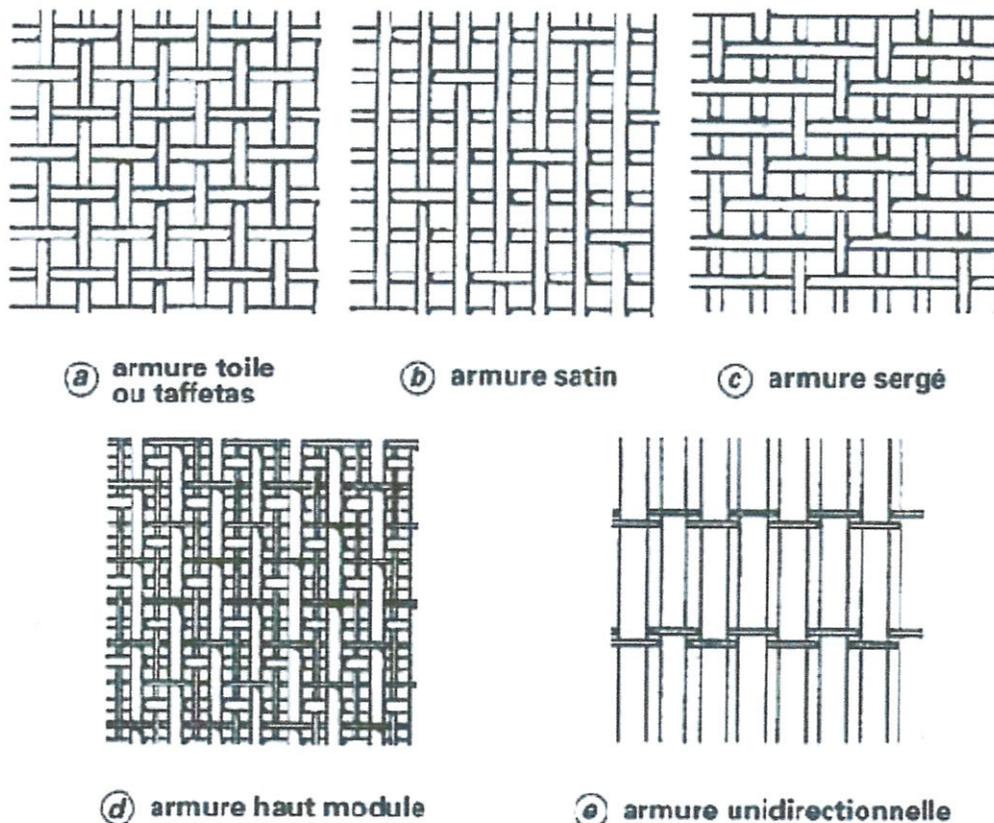


Figure I.4: Différentes armures utilisées avec les tissus de verre [2]

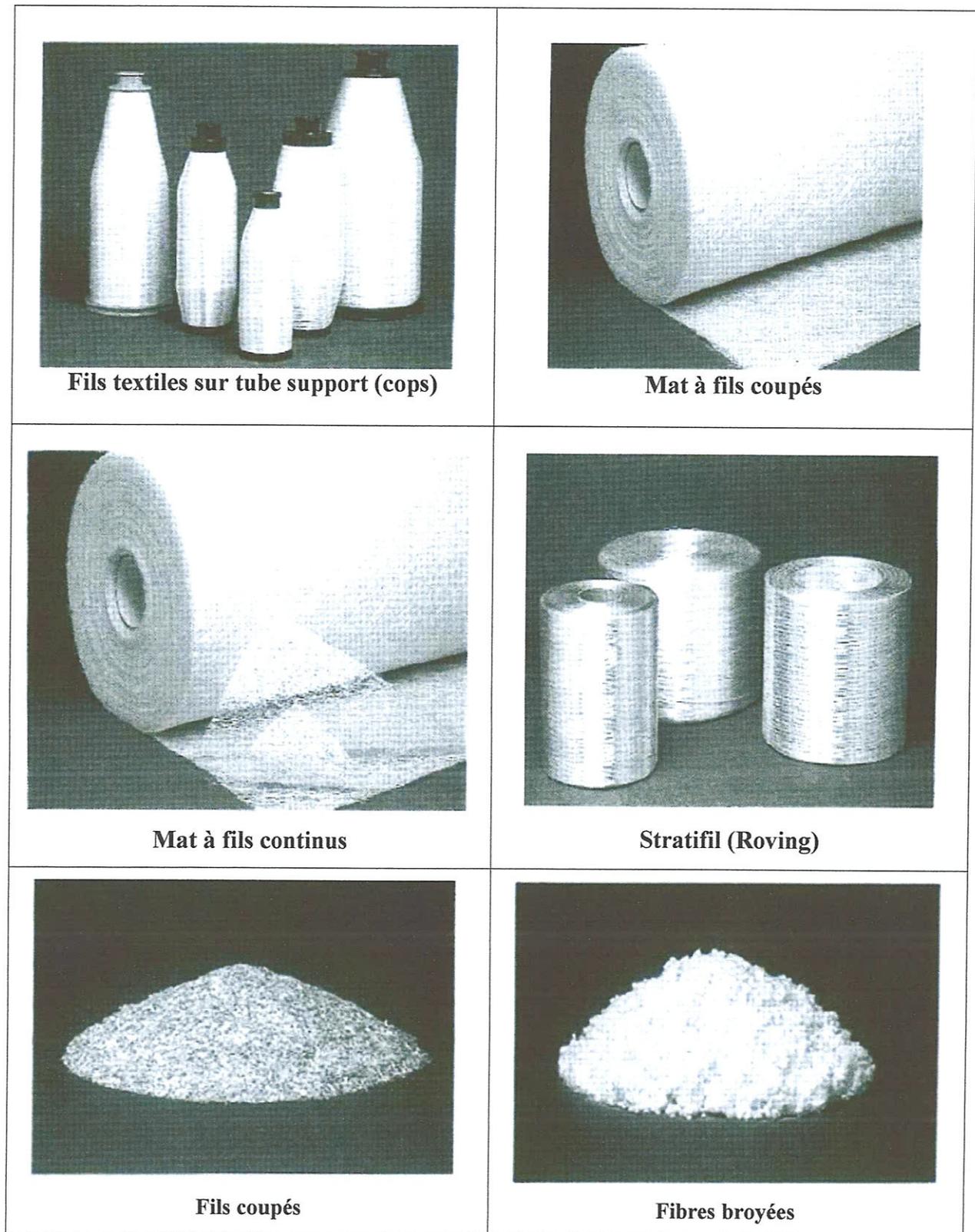


Figure I.5: Présentation des différents produits en verre textile [2]

I.1.4.6.1 Tissus stratifils ou rovings

Confectionnés à partir de stratifils, les tissus stratifils ont des structures plus grossières et des masses surfaciques plus élevées ($150 \text{ à } 1\,000 \text{ g} \cdot \text{m}^2$) que les tissus sillionnés. L'avantage est que les stratifils étant porteurs d'un ensimage plastique.

Les tissus stratifils sont utilisés en tissu seul ou en association avec les mats dans les procédés de moulage au contact, ou comme renfort complémentaire dans les procédés de moulage par enroulement, pultrusion, etc. Les tissus stratifils légers peuvent aussi, dans certains cas, se substituer à des tissus sillionnés [2].

I.1.4.6.2 Tissus cousus, tricotés

Les nappes de fils, chaînes et trames, ne sont plus entrelacées mais posées l'une sur l'autre. Les nappes sont liées entre elles au moyen d'un fil de couture. Un des avantages de ces tissus est leur flexibilité :

- les nappes peuvent avoir des orientations différentes de 0 à 90° permettant de choisir celles-ci en fonction de l'orientation des contraintes principales ;
- il est possible d'avoir des structures épaisses, le nombre de couches que l'on peut lier ensemble pouvant aller jusqu'à 8. Un autre avantage concerne la non-déformation des fils qui confère de meilleures performances mécaniques [2].

I.2 Matrice « Résine »

Les résines utilisées dans les matériaux composites ont pour rôle de transférer les sollicitations mécaniques aux fibres et de les protéger de l'environnement extérieur. Les résines doivent donc être assez déformables et présenter une bonne compatibilité avec les fibres. En outre, elles doivent avoir une masse volumique faible de manière à conserver aux matériaux composites des caractéristiques mécaniques spécifiques élevées [4].

On a deux grandes familles de résines polymères existant :

I.2.1 Résines thermoplastiques

Les résines thermoplastiques, dont la fabrication atteint de loin le plus gros tonnage du fait d'un faible coût, possèdent la propriété de pouvoir être mises en forme plusieurs fois par chauffage et refroidissement successifs. Ces résines peuvent donc être récupérées et facilement recyclées.

Parmi les résines thermoplastiques, nous citerons : le polychlorure de vinyle (PVC), le polyéthylène, le polypropylène, le polystyrène, le polyamide, le polycarbonate, etc [4].

L'intérêt des thermoplastiques réside dans leur faible cout, résultant à la fois de matières premières disponibles et des procédés de fabrication (injection, extrusion). Toutefois, ce faible cout est lié à des propriétés mécaniques et thermomécaniques faibles [4].

I.2.2 Résines thermodurcissables

Les résines thermodurcissables ne peuvent être mises en forme qu'une seule fois. En effet, après polymérisation par apport de chaleur en présence d'un catalyseur, ces résines conduisent à une structure géométrique qui ne peut être détruite que par un apport important d'énergie thermique. Ainsi, les résines thermodurcissables possèdent des propriétés mécaniques et surtout thermomécaniques plus élevées que les résines thermoplastiques.

Du fait de ces caractéristique plus élevées, les résines thermodurcissables sont les plus employées actuellement dans la mise en œuvre des matériaux composites. Cependant, l'amélioration des caractéristiques des résines thermoplastiques conduit à une utilisation qui ne cesse de croitre [4].

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

- les résines polyesters insaturées, polyesters condensés, vinylesters;
- les résines de condensation: phénoliques, aminoplastes, furaniques;
- les résines époxydes [4].

I.2.2.1 Résines polyesters insaturées [6]

Les polyesters insaturés constituent une classe de résines d'une très grande importance commerciale. Ils sont notamment utilisés pour préparer des laminés à base de tissus de fibres de verre selon des procédés ne nécessitant pas de pression élevée. Ils trouvent des applications importantes dans la fabrication de grandes structures comme des coques de bateau, des composants de voiture et de panneaux de couverture. La fabrication des polymères insaturés implique deux étapes principales :

- Fabrication d'un polymère linéaire de faible masse molaire (1000-5000) polyester contenant 5 à 20 groupes non saturés ;
- Après dilution avec un monomère comme le styrène (35%) et addition de fibre de verre, de charge et d'agent réticulant (amorçeurs radicalaires), mise en forme et réticulation du polymère .

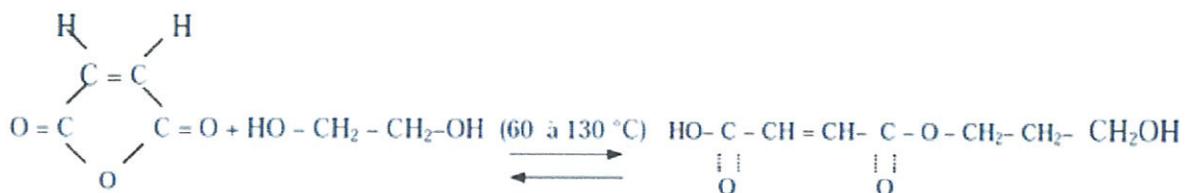
I.2.2.1.1. Préparation de la résine polyester [12]

Pour arriver au stade final d'un polyester complètement polymérisé, plusieurs étapes sont nécessaires :

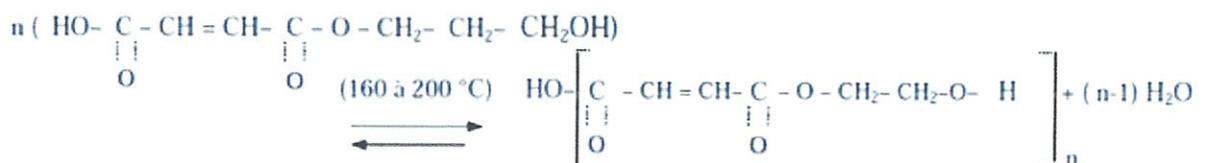
On fabrique d'abord le polyester insaturé proprement dit, par estérification-condensation de diols ou d'époxydes, puis on dilue ce polyester dans un monomère ; on se trouve alors en possession d'une résine de polyester insaturé.

L'utilisation finale de la résine s'effectue par polymérisation. La résine, pure ou formulée par addition de charges ou de fibres, sera polymérisée, catalytiquement, thermiquement ou par irradiation

A. Estérification (Première étape):



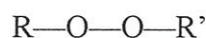
B. Polycondensation (Seconde étape):



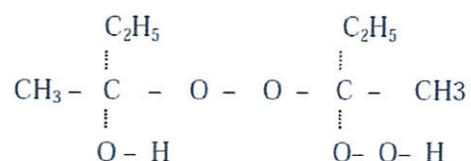
La réaction de copolymérisation est déclenchée par un système catalytique dont le choix est fonction du procédé utilisé (rôle de la température).

I.2.2.1.2 Catalyseurs

Les catalyseurs ont pour rôle d'amener la macromolécule de polyester à niveau énergétique tel que la réaction de copolymérisation devient possible dans les conditions de transformation choisies. Ces catalyseurs sont des peroxydes organiques de formule générale [12] :



Le plus utilisé est le Peroxyde de méthyle éthyle cétone «PMEC». Il est employé pour le travail au contact, sa formule est la suivante [10] :



I.2.2.2 Résines époxydes

Les résines époxy (ou d'époxydes) constituent une autre famille bien connue de résines thermodurcissables très utilisées dans la fabrication des composites. Les résines époxy ont été découvertes par Ciba S.A en Suisse (brevet Castan, 1943) et ont été commercialisées dès 1946. Près de 50% de la production des résines d'époxy sont utilisées comme revêtement protecteur. Parmi d'autre applications de ces résines, mentionnons les composites à base d'époxyde, de fibre de verre et de fibre carbone. Ces derniers sont utilisés en quantités croissantes pour fabriquer des composants structuraux comme les empennages dans les applications aérospatiales [6]

Les résines d'époxyde s'utilisent à plus haute température que les polyesters insaturés. Elles ont une résistance supérieure à l'humidité, à la température, un retrait plus faible lors de la réticulation (3%) mais elles sont plus couteuses [6].

Avant la réticulation, les résines d'époxyde ont une masse molaire faible (400-4000). Ces prépolymères sont caractérisés par la présence de cycles éther à trois membres connus sous le nom de groupe époxyde ou oxyrane [6].

Matrices TD	Masse volumique (kg.m ⁻³)	Module d'élasticité longitudinal (MPa)	Module de cisaillement (MPa)	Coefficient de Poisson	Contrainte de rupture (traction) MPa	Allongement à rupture %	Coefficient de dilatation thermique °C ⁻¹
	Mv	E	G	k	C _r	A	α
Epoxyde	1 200	4 500	1 600	0.4	130	2	11*10 ⁻⁵
Phénolique	1 300	3 000	1 100	0.4	70	2.5	1*10 ⁻⁵
Polyester	1 200	4 000	1 400	0.4	80	2.5	8*10 ⁻⁵
Polycarbonate	1 200	2 400		0.35	60		6*10 ⁻⁵
Vinylester	1 150	3 300			75	4	5*10 ⁻⁵
silicone	1 100	2 200		0.5	35		
Uréthanne	1 100	700 à 7 000			30	100	
Polyimide	1 400	4 000 à 19 000	1 100	0.35	70	1	8*10 ⁻⁵

Tableau. I.3 : Propriétés mécaniques des matrices thermodurcissables [1].

I.3 Techniques de moulage d'un composite Verre/polyester

Les procédés de formage par moulage varient en fonction de la nature des pièces, de l'importance, et du prix de revient. Les formes et moules sont en matériaux divers : métal, bois, résine, plâtre.

I.3.1 Moulage au contact

Procédé manuel pour la réalisation de pièces à partir de résines thermodurcissables, à température ambiante et sans pression. Le moule est ouvert. Les renforts sont déposés sur le moule et imprégnés dans la résine liquide, accélérée et catalysée. Après durcissement de la résine, la pièce est démoulée et détournée [5].

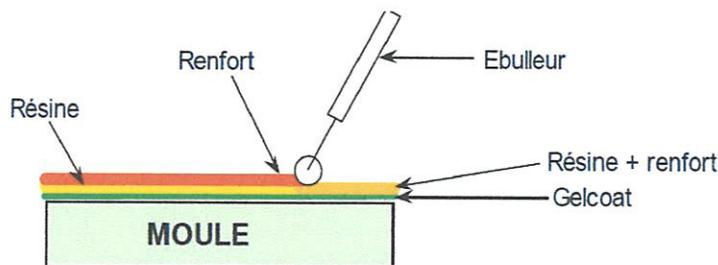


Figure I.6: Moulage au contact [1]

I.3.2 Moulage par projection simultanée

Les Procédés manuels ou robotisés permettent la réalisation de pièces à partir de résines thermodurcissables à température ambiante et 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 (Roving), un ou deux pistolets projetant simultanément la résine et le catalyseur.

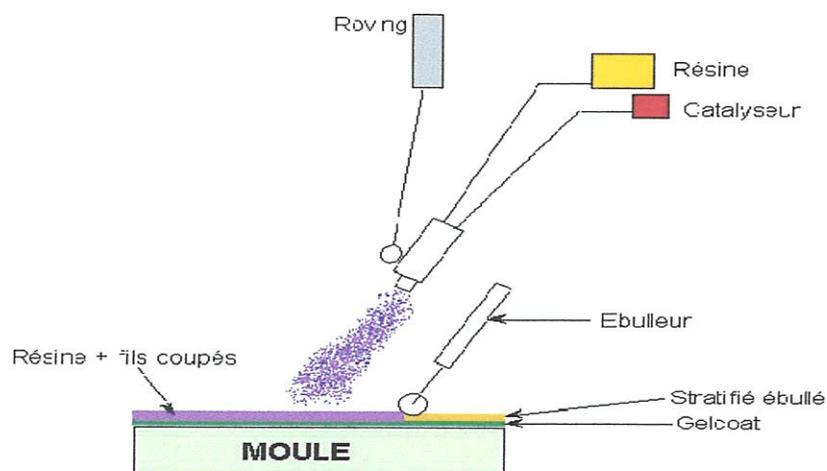


Figure I.7: Moulage par projection simultanée [1]

Les fils coupés et la résine sont projetés sur la surface du moule puis compactés à l'aide de rouleaux et d'ébulleurs. La résine préaccélérée est catalysée en continu lors de sa projection [1].

I.3.3 Moulage sous vide

Ce procédé est encore appelé moulage en dépression ou moulage au sec. On utilise un moule ouvert sur lequel on dispose les couches de renfort imprégné, ainsi qu'éventuellement les âmes de remplissage lorsqu'il s'agit de matériaux sandwich. Une feuille de plastique souple vient couvrir le tout hermétiquement. En fait le vide sous la feuille de plastique. Il y a alors compactage de la pièce, élimination des bulles d'air, fluage de l'excédent de résine qui est absorbé par un tissu de pompage. L'ensemble est soumis à la polymérisation :

- En étuve,
- En autoclave, avec surpression (7 bars dans le cas du carbone/époxyde pour obtenir une meilleure résistance mécanique, à chaux ou par bombardement d'électrons ou rayon X [5].

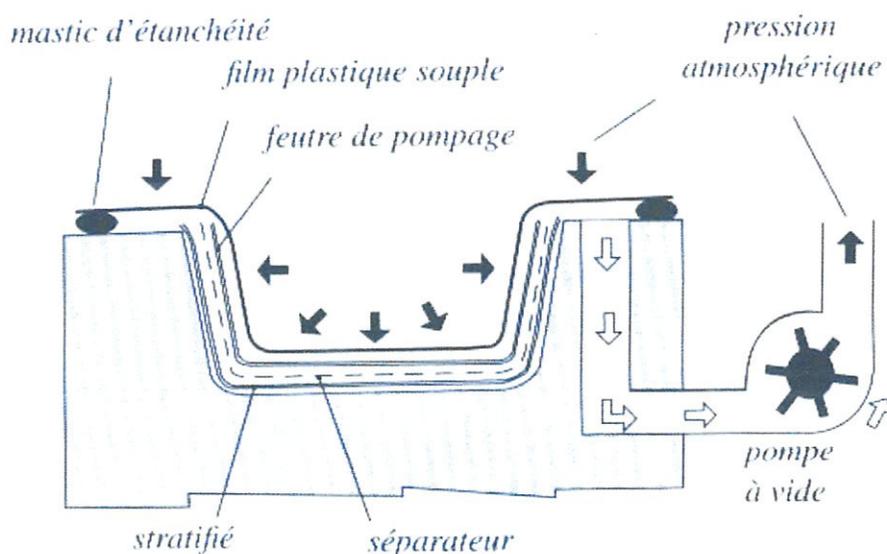


Figure I.8: Moulage sous vide [5]

I.3.4 Moulage par injection basse pression de résine - RTM

Le moulage par injection de résine liquide RTM (Résine Transfert Molding) s'effectue entre moule et contre-moule rigides. Le renfort (mats, préforme, éventuellement tissus) est disposé dans l'entrefer du moule. Une fois celui-ci solidement fermé, la résine, accélérée et catalysée, est injectée sous faible pression (1.5 à 4 bars) à travers le renfort jusqu'au

remplissage complet de l'empreinte. Après durcissement de la résine, le moule est ouvert et la pièce démoulée [1].

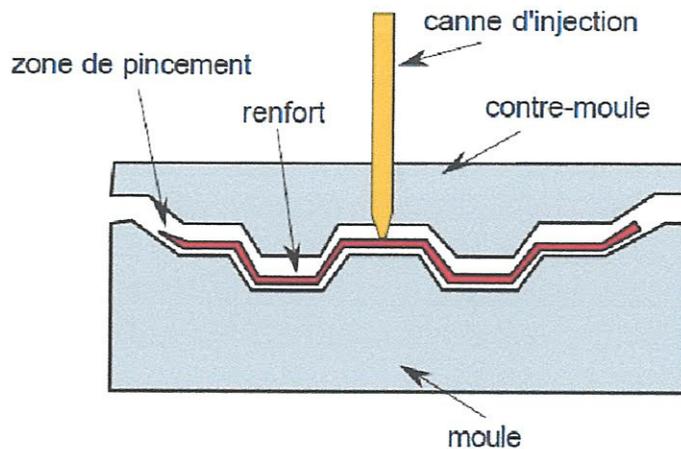


Figure I.9 : Moulage par injection basse pression de résine – RTM [1]

I.3.5 Moulage à la presse à froid "voie humide" basse pression

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'exothermie de la réaction, ce qui permet un démoulage rapide.

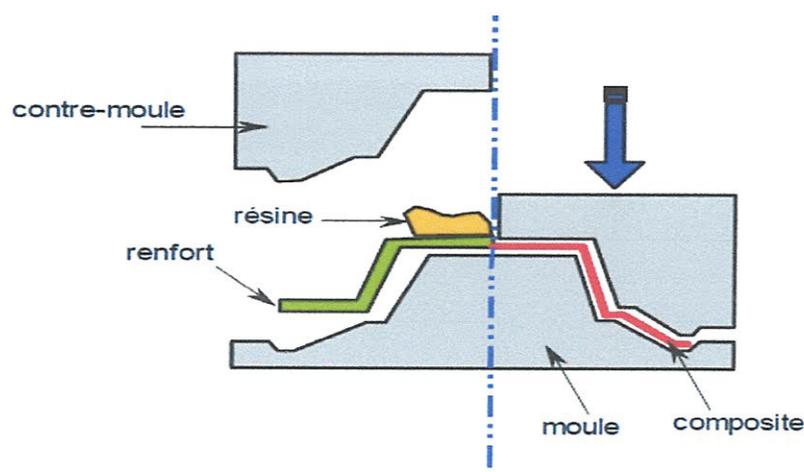


Figure I. 10: Moulage à la presse à froid "voie humide" basse pression [1]

Les performances du procédé peuvent être considérablement améliorées par l'usage de moules métalloplastiques, voire métalliques, et d'un système de régulation thermique basse température [1].

I.3.6 Infusion de résine sous membrane souple

Le principe repose sur le dépôt, dans un moule femelle, des renforts secs (tissus, âmes, etc.) qui vont concevoir la pièce composite, et de créer un système étanche à l'air à l'aide d'une bêche à vide. L'infusion consiste ensuite à injecter de la résine, par dépression réalisée sur les tissus déposés à sec [1].

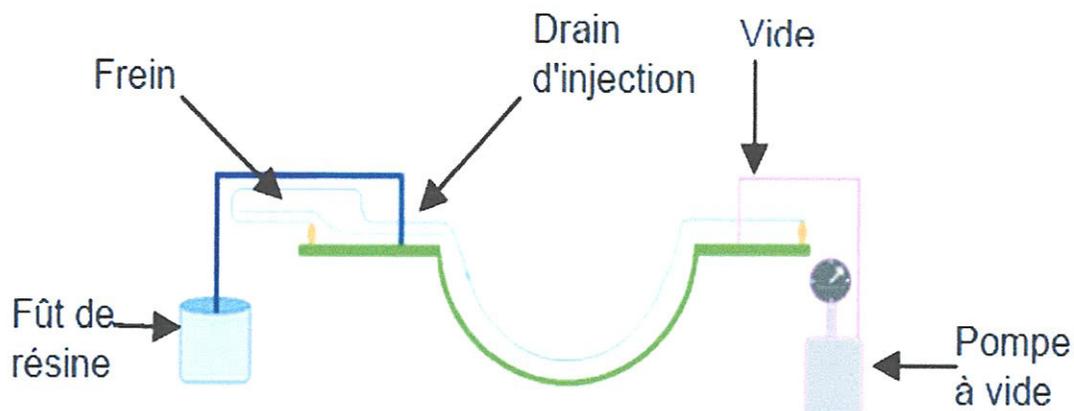


Figure I.11: Infusion de résine sous membrane souple [1]

I.4 Stratification

I.4.1 Architecture des renforts

Les structures composites sont anisotropes. La plupart des renforts travaillent bien en traction, mais offrent moins de performances en compression et cisaillement. Il est donc impératif de jouer sur la texture et la géométrie des renforts pour créer une architecture adaptée [1].

Les fibres du renfort confèrent aux composites leurs caractéristiques mécanique : rigidité, résistance à la rupture, dureté etc. Les renforts fibreux se présentent sous diverses formes commerciales : forme linéique (fils, mèches..); sous forme de tissus surfaciques (tissus simple, mats..); forme multidirectionnelle (tresses, tissus complexes...) [4].

A - Formes linéiques (1D) :

Dans ces matériaux, les fibres sont toutes alignées dans une même direction. Ils présentent d'excellentes propriétés mécaniques dans la direction des fibres. Cette structure trop anisotrope, présente peu d'intérêt pratique [6].

B – Formes surfaciques (2D)

Les fils peuvent être utilisés pour réaliser des formes surfaciques de divers types: mats, tissus ou rubans, essentiellement développés dans le cas de fibres de verre. La forme surfacique, dite aussi structure bidirectionnelle (2D), est la structure typique pour des pièces en formes de plaques ou de coques (Figure I.11). Il s'agit d'un assemblage de fibres sous forme de mèches, orientées suivant deux directions généralement perpendiculaires, soit par couches successives (stratifiés (Figure I.12), soit par tissage (Figure I.13). Les tissus peuvent être superposés avec des désorientations entre les directions principales, ce qui confère à la structure des propriétés axisymétriques [6].

Dans certains cas l'introduction de fibres perpendiculaires (picots), par exemple par aiguilletage, améliore la tenue de la plaque au délaminage [8]. Les tissus sont définis par le poids par unité de surface, la gamme s'étend de 50 à 1250 g/m² [7].

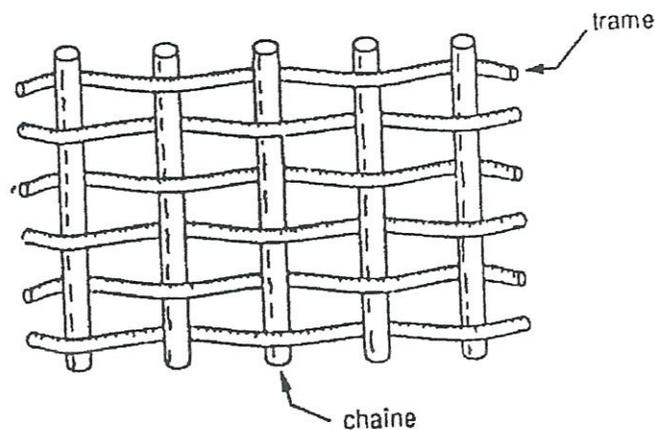


Figure I.12: Chaîne et trame d'un tissu [4].

C– Structures tissées multidirectionnelles (3D, 4D...)

En plus des tissages plan, sont apparus sur le marché pour satisfaire les besoins de la construction aérospatiale de fusées (cônes de rentrés, tuyères) [7]. Des fils constitués de plusieurs centaines de filaments (350 –500) sont associés en torons de section rectangulaire orientés suivant les trois directions de l'espace (Figure I.14) [6, 7,8].

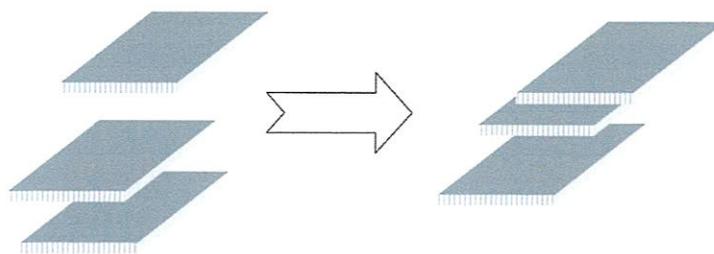


Figure I.13 : Constitution d'un stratifié [10]

Les fils s'entrecroisent en hélice, dont la variation du pas (Figure I.14) permet d'ajuster la tresse à la forme qu'elle doit recouvrir. On trouve donc des tissus en forme de chaussettes coniques, ogivales ou hémisphériques, appelés «substrats», qui sont brevetés en 1973. Le système de tissage sur fibres de carbone ou de silice. Ceci permet d'obtenir un tissu très dense et épais, mais par conséquent peu souple [4]. On distingue selon le nombre de directions données aux fils: les tissus 3D, 4D (Figures I.16 et I.17). On cite aussi les structures 5D, 6D qui peuvent être adoptées à des pièces de révolution (tuyères, turbines) [5].

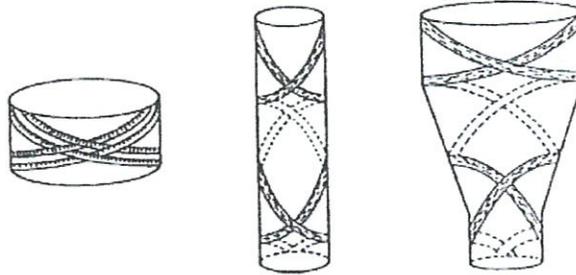


Figure. I.14: Tissages cylindriques ou coniques [4]

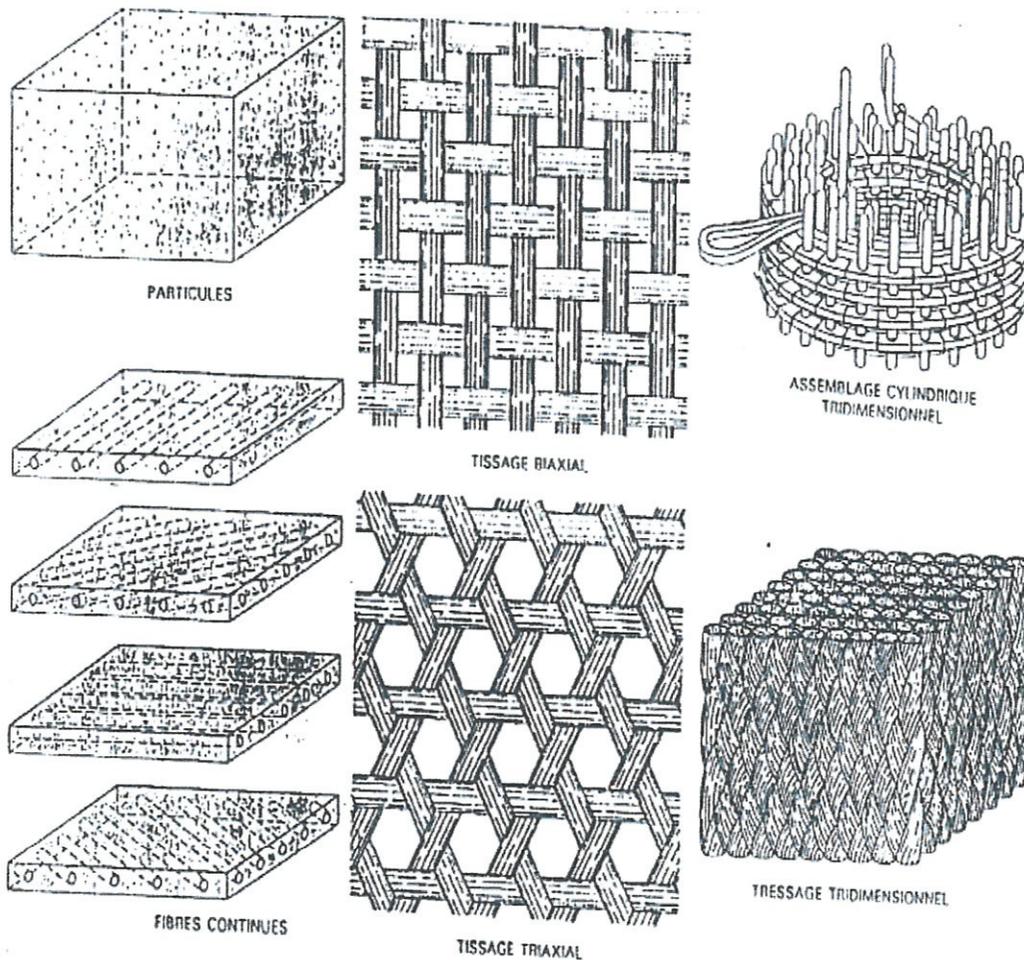


Figure. I.15: Structures de renfort des composites [10]

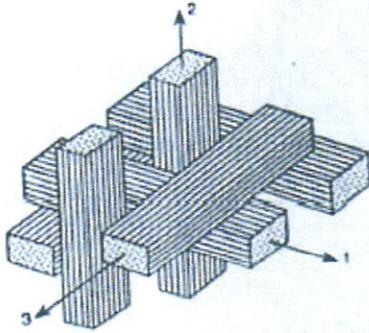


Figure. I.16 : Tissage 3D orthogonal [4]

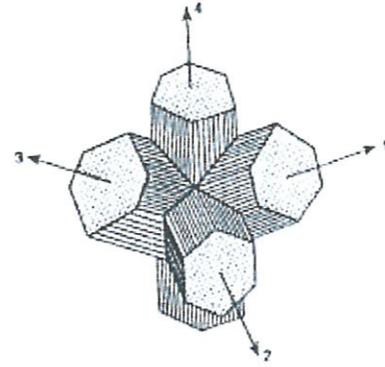


Figure. I.17: Tissage 4D [4]

I.4.2 Désignation d'un stratifié [9]

I.4.2.1 Orientation d'un pli

La stratification d'un composite est formée d'un empilement de couches successives de renfort-matrice appelées plis. Ces derniers sont caractérisés par la forme du renfort (mat, fils, roving, tissu,...etc.) qui détermine le comportement mécanique du stratifié. La répartition aléatoire des fibres courtes ou longues (mat par exemple) nous donne une couche pratiquement isotrope dans son plan et l'orientation privilégiée des fibres correspond à une anisotropie marquée.

La désignation d'un stratifié doit tenir compte de la nature de la matière des fibres, la forme du renfort, l'empilement et l'orientation. Elle se fait généralement selon un code établi pour les stratifiés à base de fils ou de tissus unidirectionnels auxquels peut se ramener l'étude de tout autre type de stratifiés. Les règles de désignation d'un stratifié sont les suivantes :

- Chaque couche est désignée par la valeur de son angle d'orientation (angle d'orientation des fibres en degrés par rapport à l'axe x de référence). Le sens de l'orientation est pris en compte (positif ou négatif), la désignation dépend donc du référentiel choisi.
- Les couches successives d'angles différents sont séparées par un /;
- Les couches successives de même orientation sont désignées par un indice numérique indiquant le nombre de couches dans cette direction ;
- Si deux couches successives ont des orientations de même valeur et de sens opposé, elles peuvent être désignées par le signe \pm :

$$+ \theta / - \theta = \pm \theta$$

$$- \theta / + \theta = \pm \theta$$

- La désignation se fait couche par couche en allant d'une face à l'autre, des crochets indiquant le début et la fin.

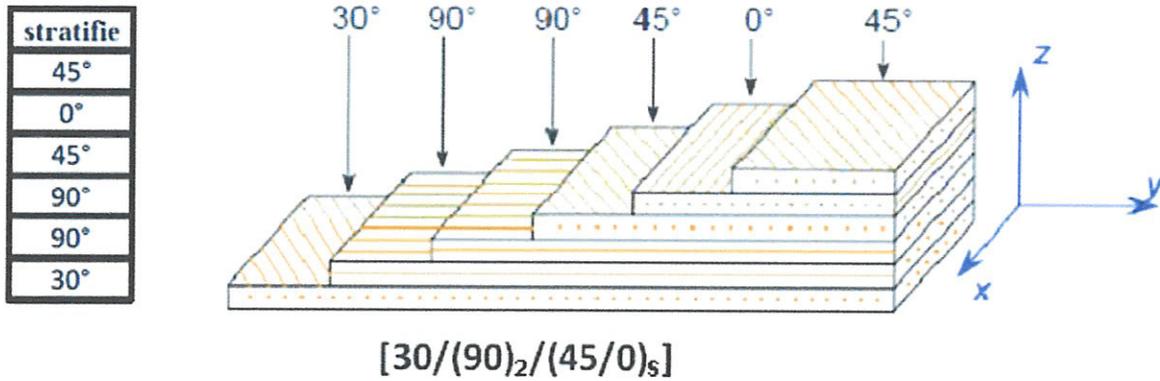


Figure. I.18: Exemple de désignation d'un stratifié [9]

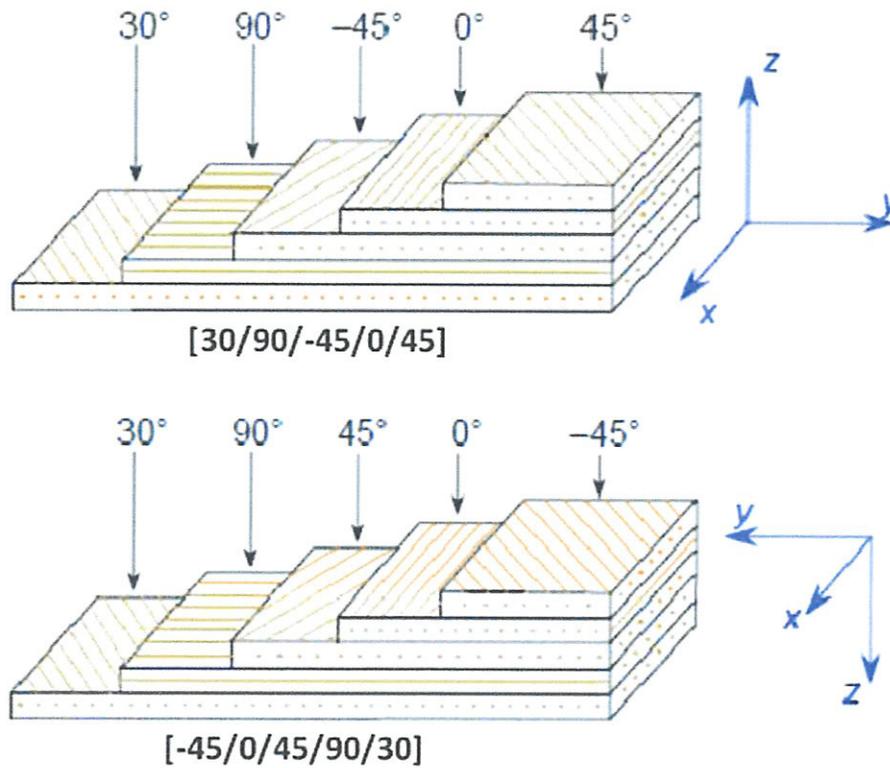


Figure. I.19: Convention de signe pour la désignation des stratifiés [9]

I.4.2.2 Orientation équilibrée

Les couches sont orientées suivant les directions $+\theta$ et $-\theta$.

I.4.2.3 Orientation symétrique

La disposition des couches est symétrique par rapport au plan moyen du stratifié. La désignation dans ce cas débutera à partir d'une face et s'arrêtera au plan moyen en utilisant à coté du crochet de la fin un indice "s" qui désigne cette symétrie. Si le nombre total des couches est impair la couche centrale (plan de symétrie) est surlignée.

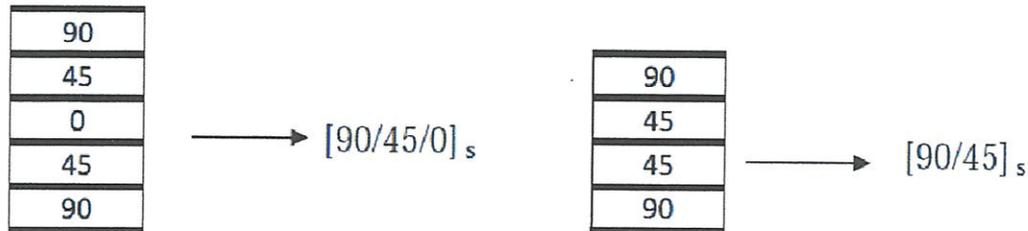


Figure. I.20: Désignation de stratifiés symétriques [9]

I.4.2.4 Orientation hybride

La stratification se fait à partir des couches renforcées par des fibres de natures différentes, chaque type de renfort a ses propres propriétés. On peut distinguer :

- des hybrides interplis, les couches sont de natures différentes ;
- des hybrides intraplis, constitués par une séquence de plis identiques, chaque pli étant constitué de couches différentes ;
- des couches métalliques peuvent être placées entre les couches.

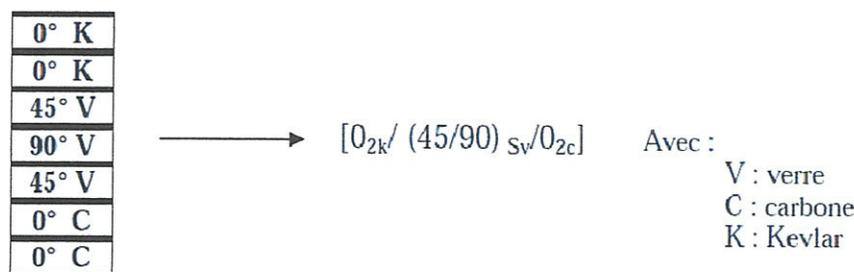


Figure. I.21: Désignation d'un stratifié hybride [9]

I.4.3 Interface fibre-matrice [11]

La performance des matériaux composites dépend aussi des propriétés intrinsèques des matériaux constitutifs du composite, mais également de l'interface, c'est-à-dire l'adhésion entre le renfort et la matrice. L'interface joue donc un rôle important dans la tenue du

composite lorsqu'il est soumis à des contraintes. Elle assure la compatibilité renfort-matrice en transmettant les contraintes de l'un à l'autre.

Les rôles essentiels attribués aux interfaces pour un bon comportement du composite sont essentiellement:

- D'assurer la continuité physique d'un constituant à l'autre
- De transmettre des efforts aux fibres
- De protéger le composite contre les fissures, l'humidité et les réactions chimiques.

I.5 Applications des matériaux composites

L'application des matériaux composites est diverse, en raison de leur haute résistance par rapport à leur faible poids, présente un module d'Young plus élevé que celui des matériaux conventionnels. Ces caractéristiques permettent des gains massiques et en vertu des diminutions de la consommation d'énergie. Par ailleurs, les composites offrent une plus longue durée de vie à nombreux produits. Les matériaux composites sont recommandés partout ; surtout pour les applications aérospatiales, aéronautiques, navales et automobiles ...

I.5.1 Aéronautiques

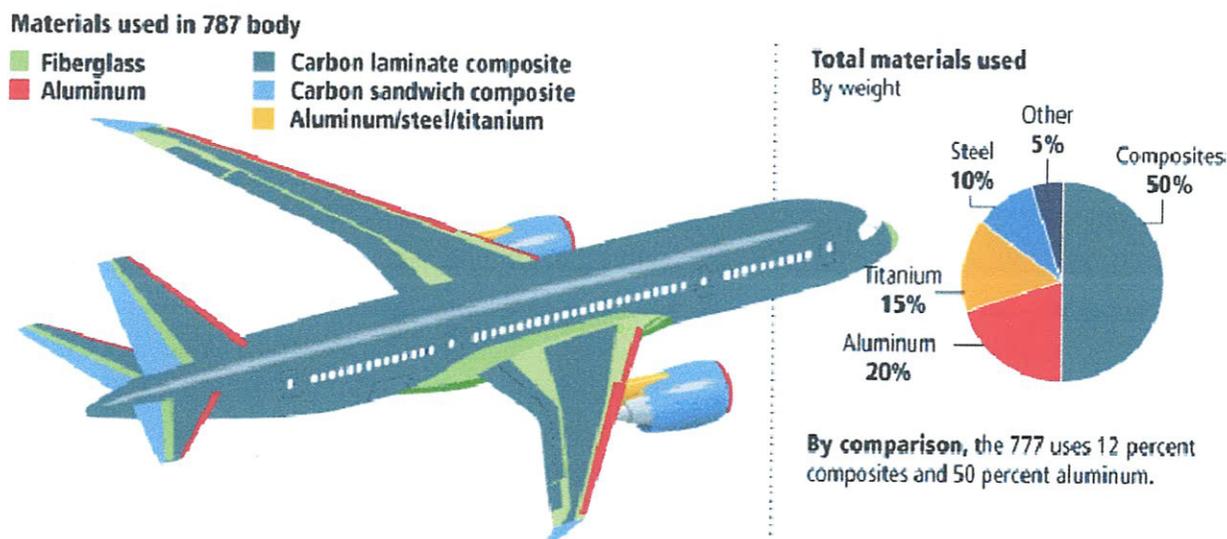


Figure. I.21: Distribution des matériaux utilisés pour la construction du nouveau Boeing 787 « dreamliner ». 50% de l'avion est constitué de composites laminaires [Boeing].

I.5.2 Industrie Navale

Dans le domaine de la défense maritime, des bateaux composites de dimensions importantes (>50 m) sont réalisables.

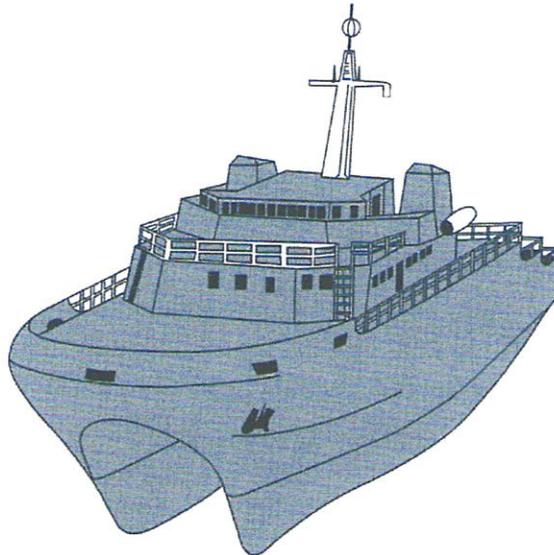


Figure. I.22: Bâtiment océanique anti-mines BAMO (FRA) [5]

Coque catamaran : Longueur: 52 m

Largeur : 15 m

Moulé en 8 parties, 250 tonnes de composites verre/polyester monolithique et en construction sandwich avec âme en balsa sont utilisés pour la fabrication des ponts et cloisons dans le bâtiment océanique anti-mines BAMO.

I.5.3 Automobile (Pièces de suspension) :

Un ressort en verre /résine unidirectionnel capable de stocker 5 à 7 fois plus d'énergie élastique qu'un ressort en acier de même masse. Plusieurs véhicules sont commercialisés équipés de ressorts monolames (NISSAN-JAP ; GENERAL MOTORS-USA, ROVER – GB RENAULT –FRA).

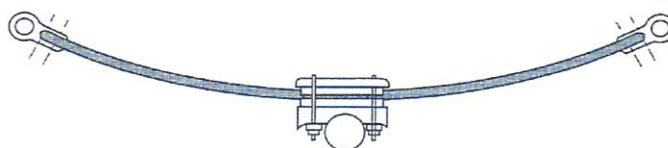


Figure. I.23: Ressort monolame [5]

I.6 Conclusion

Dans ce chapitre, nous nous sommes intéressés à étudier les éléments constitutifs, ainsi que les techniques de moulage du stratifié composite à élaborer, nous présenterons quelques généralités sur les matériaux composites en ce qui concerne leurs compositions ; les différents types de charges et de renforts en fibres de verre E, de matrice polyester insaturée et leurs modes d'obtention.

La première partie de ce chapitre a été consacrée à étudier les types de renfort (fibres de verres). Le verre sous forme massive, est caractérisé par une très grande fragilité attribuée à une sensibilité élevée à la fissuration, élaboré sous forme de fibres de faible diamètre (quelques dizaines de microns), le verre perd ce caractère et possède alors de bonnes caractéristiques mécaniques. Les fibres de verres sont élaborées à partir d'un verre faible, appelé verre textile, composé : de silice, d'alumine, chaux et magnésie, etc. Ces produits peu coûteux, associés à des procédés d'élaboration assez simples, confèrent aux fibres de verre un excellent rapport performances/prix, qui les place de loin au premier rang des renforts utilisés actuellement dans les matériaux composites.

La deuxième partie a été consacrée à étudier les matrices thermodurcissables (époxy et notamment le polyester insaturé) qui sont utilisées dans les matériaux composites dont le but de transférer les sollicitations mécaniques aux fibres et de les protéger de l'environnement extérieur. Les résines doivent donc être assez déformables et présenter une bonne compatibilité avec les fibres. En outre, elles doivent avoir une masse volumique faible de manière à conserver aux matériaux composites des caractéristiques mécaniques spécifiques élevées.

La troisième partie est dédiée à l'étude des différentes techniques de moulage des composites ; qui sont liées à plusieurs paramètres (la nature et l'importance de la pièce et le prix de revient...)

A la fin de ce chapitre on a étudié les types de stratifications ; voire leurs formes, pour obtenir un matériau composite qui résiste mieux aux sollicitations de traction et de flexion 3 points. Les règles de désignation du stratifié est les domaines d'application sont aussi d'autres soucis de ce chapitre.

Chapitre II

Mécanique de la rupture

Chapitre II

Mécanique de la rupture

La mécanique de la rupture a pour objet essentiel l'étude des fissures macroscopiques : elle s'applique lorsqu'il existe dans le matériau des discontinuités telles les fissures ou défaut. La connaissance des différents régimes de fissuration, la prévision de la vitesse de propagation et la maîtrise des directions de fissuration sont indispensables pour une conception optimisée des pièces mécaniques [30].

II.1 Rupture des matériaux

II.1.2 Introduction

La rupture peut être définie comme une séparation d'un matériau à cause de l'application de contraintes. En général la rupture des matériaux est caractérisée comme ductile ou fragile. La ténacité (fracture toughness) est associée à la quantité d'énergie requise pour créer la rupture. En matériaux fragiles idéaux tel les verres, l'énergie nécessaire pour la fracture est simplement celle de la surface intrinsèque de la matière, et démontrer par Griffith [29].

II.1.3 Modes de déformation d'un corps fissuré [29]

L'état le plus général de propagation se ramène à la superposition de trois modes de chargement : (Figure II.1)

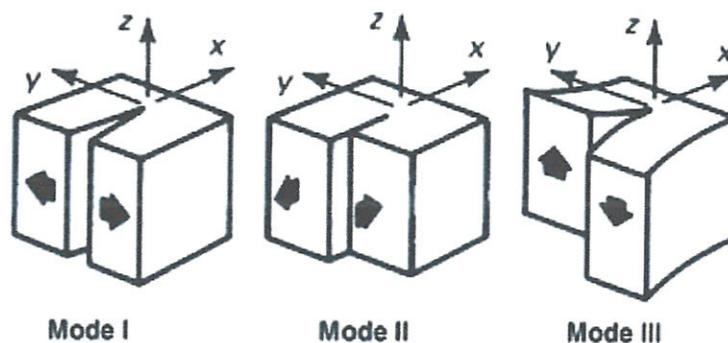


Figure II.1: Modes de chargements [13].

-Mode I, mode d'ouverture (Opening mode): Les surfaces de la fissure se déplacent dans des directions opposées et perpendiculairement au plan de fissure. C'est le cas le plus étudié car c'est le plus dangereux.

-Mode II, glissement de translation (Sliding mode) : Les surfaces de la fissure se déplacent dans le même plan et dans une direction perpendiculaire au front de fissure.

-Mode III, glissement de rotation (Tearing mode) : Les surfaces de la fissure se déplacent dans le même plan et dans une direction parallèle au front de la fissure.

II.1.4 Théorie de la mécanique de la rupture [31]

Deux approches sont utilisées pour le dimensionnement des structures. La première, la plus classique, repose sur la limite d'élasticité du matériau σ_E , alors que la seconde s'appuie sur le concept de ténacité K_C issu de la mécanique linéaire de la rupture (MLR).

Dans le premier cas, les calculs des structures se font pour que les contraintes appliquées ne dépassent pas la limite élastique des structures ($\sigma < \sigma_E$). Un coefficient de sécurité est en général introduit pour prévenir tout risque de rupture fragile ($\sigma < \alpha \cdot \sigma_E$ avec $\alpha < 1$).

Dans le deuxième cas, l'approche est basée sur la mécanique linéaire de la rupture (MLR) et nous avons trois variables: la contrainte appliquée σ , la ténacité K_C (qui remplace la limite d'élasticité) et une nouvelle variable liée cette fois-ci à la taille du défaut. Deux études alternatives sont possibles : l'une utilise un critère d'énergie et l'autre le concept d'intensité des contraintes. Ces deux études sont sous certaines conditions équivalentes.

Les propriétés du matériau ont une influence sur le choix du concept de calcul pour les matériaux à faible ténacité où la contrainte à la rupture varie linéairement avec le K_{IC} , la rupture fragile est le principal mécanisme qui dirige la destruction de la structure. C'est la MLR qui décrit donc le mieux ce genre de comportement. Pour les matériaux à très haute ténacité, la MLR n'est plus valable puisque les propriétés d'écoulement du matériau commandent le mécanisme de rupture. Une simple analyse de chargement limite permet alors de dimensionner les structures. Pour les matériaux à ténacité intermédiaire, la mécanique non linéaire de la rupture (MNLR) est souvent appliquée.

II.1.4.1 Approche énergétique de Griffith [16,13]

Griffith (1924) a introduit un critère pour l'augmentation de la fissure qui utilise une approche d'énergie. Il est basé sur le concept que l'énergie doit être conservée dans tous les processus. Il a proposé que quand une fissure se propage, le changement (baisse) dans l'énergie potentielle stockée dans le système U , est équilibré par le changement (augmentation) dans l'énergie de la surface, S , dû à la création d'une nouvelle aire de fissure.

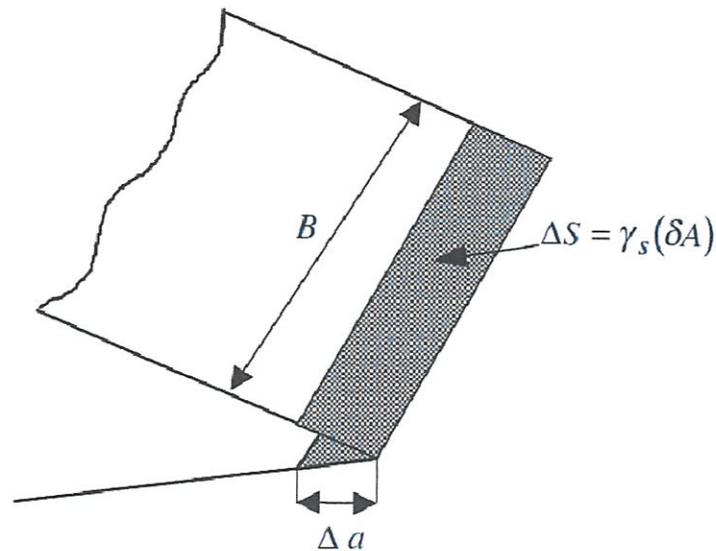


Figure II.2 : Schéma d'une fissure qui croît d'un montant Δa [16]

Considérant une fissure à travers l'épaisseur B d'un corps (Figure II.2). Pour que la rupture aura lieu, l'énergie doit être conservée, donc :

$$\Delta U + \Delta S = 0 \quad (\text{II.1})$$

Le changement de l'énergie de surface, $\Delta S = \gamma_s \delta A$ sachant que δA est la nouvelle surface créée et γ_s est l'énergie de surface par unité de surface. Le changement de surface $\delta A = 2B \Delta a$, (Le facteur 2 surgit parce que la fissure a deux faces).

Insérons ces valeurs et divisons par $B \Delta a$ on obtient :

$$-\frac{1}{B} \frac{\Delta U}{\Delta a} = 2\gamma_s \quad (\text{II.2})$$

On réécrit en dérivée partielle nous obtenons la relation de Griffith,

$$-\frac{1}{B} \frac{\partial U}{\partial a} = 2\gamma_s \quad (\text{II.3})$$

Si cette équation est satisfaite alors la progression de la fissure se produira. Le taux de libération d'énergie, G est défini comme :

$$G = - \frac{1}{B} \frac{\partial U}{\partial a} \quad (\text{II.4})$$

Dans la plupart des situations, $\partial U / \partial a$ est négative. Quand la fissure se propage, le potentiel d'énergie est baissé donc G est positive. Son unité est le J/m^2 ou MPa et elle exprime l'énergie libérée par l'unité d'accroissement de la fissure sur l'unité d'épaisseur. C'est une mesure de l'énergie fournie par le système pour accroître la fissure ; ce qui dépend du matériau, de la géométrie et du chargement du système ¶

La théorie de Griffith a montré son efficacité pour les matériaux fragiles tels les verres, mais elle ne peut pas être utilisée pour les matériaux très ductiles, tels les métaux et les polymères.

En 1948 Irwin et Orowan ont proposé indépendamment une extension de la théorie de Griffith, par laquelle l'énergie totale nécessaire pour l'accroissement de la fissure est composée de l'énergie de surface et du travail plastique irréversible au voisinage de la pointe de la fissure.

$$\gamma = \gamma_s + \gamma_P \quad (\text{II.5})$$

Où : γ_P est le travail plastique dissipé dans la matière par l'unité de la surface de la fissure créée,

$$\text{En général: } \gamma_s \gg \gamma_P \quad (\text{II.6})$$

La propagation catastrophique de la fissure est caractérisée par une valeur critique de l'énergie unitaire de propagation G_c . Les critères de rupture se traduisent par les expressions suivantes:

$$\text{- Non propagation : } G < 2 (\gamma_s + \gamma_P) \quad (\text{II.7})$$

$$\text{- Propagation : } G \geq 2 (\gamma_s + \gamma_P) \quad (\text{II.8})$$

$$G_c = - \frac{1}{B} \frac{\partial U}{\partial a} \geq 2 (\gamma_s + \gamma_P) \quad (\text{II.9})$$

Donc, il y a rupture lorsque le paramètre G atteint une valeur critique G_c [29].

En introduisant la complaisance C dans la relation entre la charge P et le déplacement " u ", en supposant que le comportement est linéaire élastique nous obtenons :

$$C = \frac{u}{P} \quad (\text{II.10})$$

$$G_c = \frac{1}{2 \cdot B} \cdot P^2 \cdot \frac{\partial C}{\partial a} \quad (\text{II.11})$$

C est la complaisance de l'éprouvette fissurée; elle varie avec la taille de la fissure « a » et la charge appliquée « P »

II.1.4.2 Approche en termes d'intensité de contrainte [31]

En 1957, Irwin étudie l'état des contraintes dans une zone proche de l'extrémité de la fissure, pour un matériau soumis à un champ de contrainte axiale. Il introduit un facteur qui permet de décrire les champs singuliers de contraintes où domine le terme en $r^{1/2}$ (r étant le rayon au fond de la fissure). Les contraintes sont de la forme suivante :

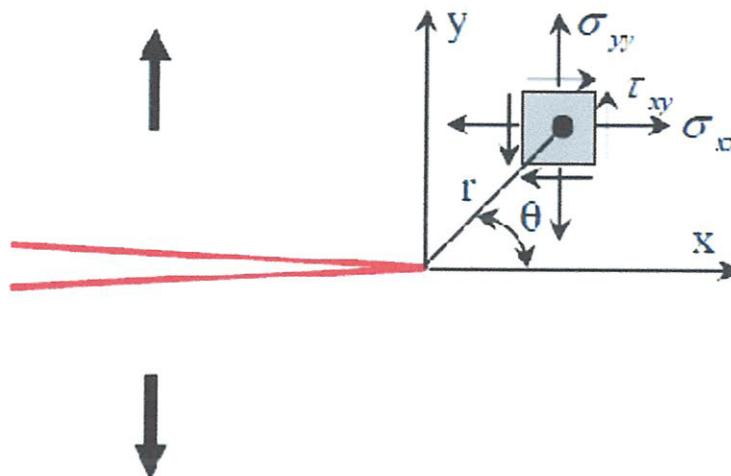


Figure II.3 : Contraintes près de l'extrémité d'une fissure [15].

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{r}} \cdot f_{ij}(\theta) \quad (\text{II.12})$$

$f_{ij}(\theta)$: Fonction de l'angle polaire par rapport à l'extrémité de la fissure

K_I : Caractérise l'intensité de contrainte suivant le Mode I de rupture.

Pour le cas d'une fissure de longueur « $2a$ » contenue dans un milieu infini, soumis à une contrainte de traction nominale σ , K_I a la forme suivante :

$$K_I = \sigma \cdot Y \cdot \sqrt{a} \quad (\text{II.13})$$

Y : Facteur de forme, qui dépend des conditions de l'essai et de la géométrie de la fissure.

Dans le cas des matériaux fragiles, lorsqu'on fait accroître la contrainte appliquée, la rupture brutale survient à l'instant où K_I atteint une valeur critique K_{Ic} . Donc au moment de la rupture, on a (cas d'une éprouvette lisse)

$$K_{Ic} = \sigma_R \cdot Y \cdot \sqrt{a_c} \quad (\text{II.14})$$

a_c : Taille du défaut critique

σ_R : Contrainte à rupture du matériau

K_{Ic} : Facteur critique d'intensité de contrainte

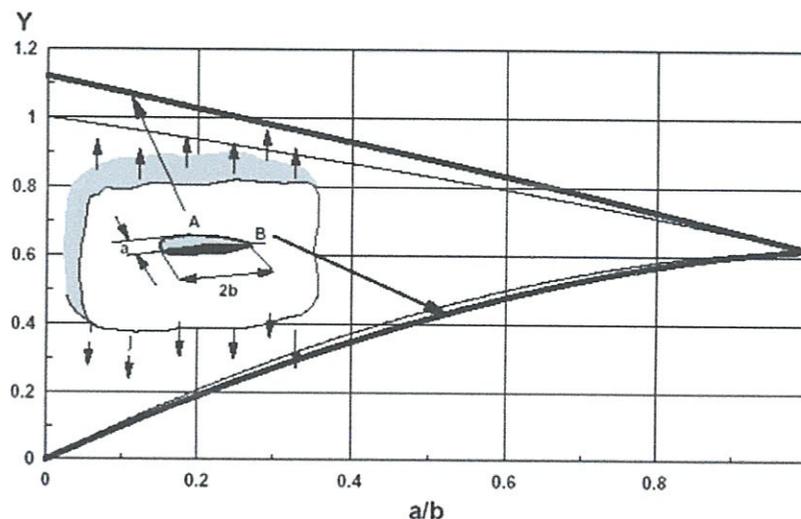


Figure II.4 : Diagramme du facteur Y pour fissures elliptiques et semi-elliptiques [35]

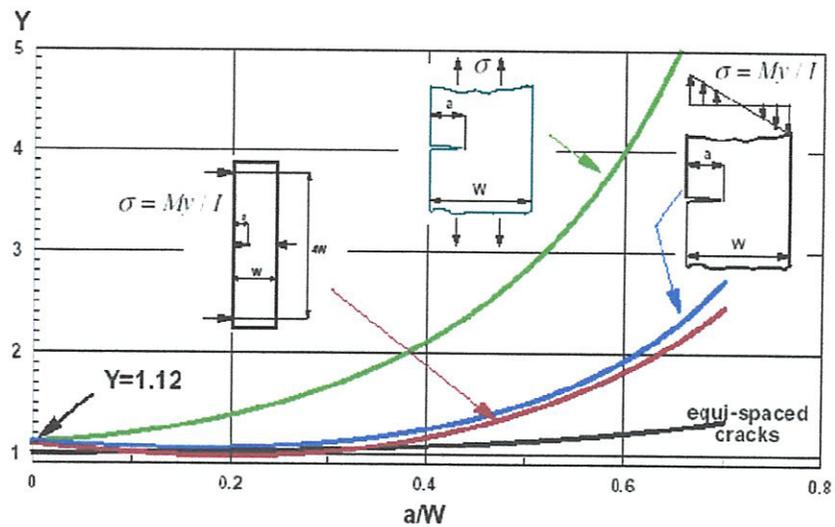


Figure II.5: Diagrammes du facteur Y pour différents types de fissures [35]

On peut écrire si la fissure de bord est située dans une bande de largeur finie w , le facteur de forme devient une fonction de (a/w) [37] :

$$Y = f(a/w) \tag{II. 15}$$

Dans le cas des plastiques renforcés, le pontage des fibres guidé par la distribution de contraintes au fond de la fissure est différent de celui du matériau linéaire élastique. La (figure II.6) montre clairement la différence des deux comportements. Il est important de signaler que la «MLER» n'exige pas la connaissance exacte de la longueur du ligament rompu [28].

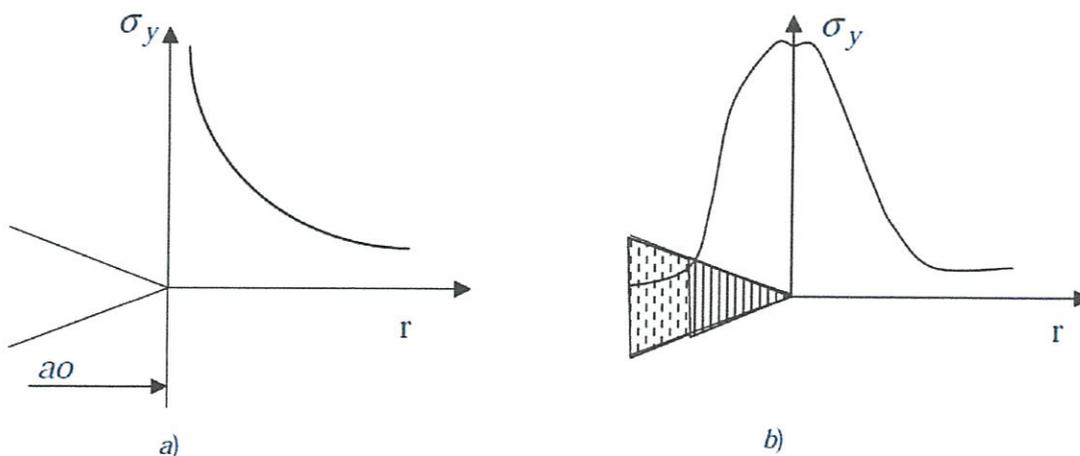


Figure II. 6: Distribution de contrainte en fond de fissure [10]

a) Rupture linéaire élastique

b) Rupture des thermoplastiques renforcés

Le paramètre K (factor d'intensité de contrant) est relié à G (énergie de Griffith) ou mode I par les relations [36] :

$$K = (GE)^{1/2} \quad (\text{Cas de contraintes planes}) \quad (\text{II.16})$$

$$K = \left(\frac{GE}{1 - \nu^2} \right)^{1/2} \quad (\text{Cas de déformations planes}) \quad (\text{II.17})$$

E : Est le module de Young

II.1.4.3 Critères de validité de la ténacité [28]

Afin d'obtenir une validité des mesures de K_{IC} , plusieurs auteurs ont contribué à la détermination des critères vis-à-vis le dimensionnement des éprouvettes lors de la résistance à la rupture. D'après les travaux de W.F. Brown et J.E. Srawley, la détermination du K_{IC} exige certaines conditions sur la géométrie de l'éprouvette afin de respecter la théorie d'élasticité en déformation plane. Les critères de dimensions des éprouvettes sont basés sur:

- **Effet de la largeur**

L'influence de la largeur de l'éprouvette « B » sur K_{IC} se traduit par le fait que l'état de contrainte près de l'extrémité de la fissure se transforme de la contrainte plane dans la région relative à l'éprouvette épaisse, ou dans toute l'éprouvette (cas éprouvette mince), à une déformation plane au centre de l'éprouvette épaisse. La contrainte appliquée sur un matériau, dans un champ de contrainte triaxial, est plus importante que celle créée dans un champ de contrainte bi-axial. Dans le premier cas une petite étendue du degré de plasticité est développée au fond de la fissure et une propagation lente de la fissure est observée.

Donc la largeur « B » doit être suffisamment large pour que l'on ait un état de déformation plane au fond de la fissure [28]. La largeur minimale nécessaire pour avoir un état de déformation plane est:

$$B_{min} \geq 2,5 \times \frac{K_Q}{\sigma_Y} \quad (\text{II.18})$$

Où: K_Q : Facteur d'intensité provisionnel

σ_Y : Limite d'écoulement

- **Effet de l'épaisseur**

La deuxième condition de la validité des mesures de K_{IC} est la suivante :

$$W_{\min} \geq 5 \times \left(\frac{K_Q}{\sigma_Y} \right)^2 \quad (\text{II.19})$$

Où : W_{\min} étant l'épaisseur minimale de l'éprouvette

Ce critère découle du fait d'éviter la plasticité surabondante dans le ligament ($W - a_0$) (Figure II.7). Si la contrainte dans le ligament est proche de la valeur de la contrainte produite alors la valeur du facteur d'intensité de contrainte est sous-estimée.

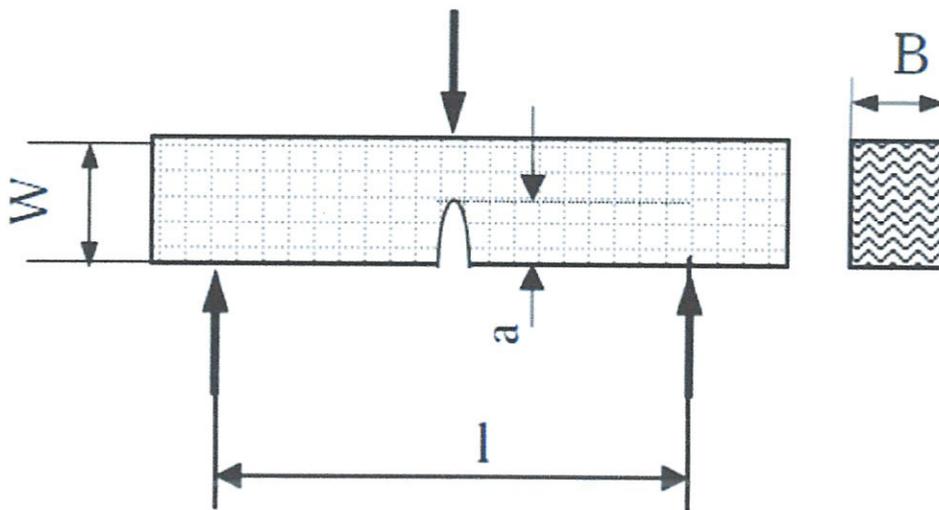


Figure II.7 : Différents dimensions influents sur la validité de K_{IC}. Exemple « éprouvette S.E.N.B » [10]

- **Effet de la non linéarité de la courbe charge-déplacement**

Si le matériau était très fragile, la courbe charge-déplacement serait linéaire jusqu'à la rupture qui se produirait très brutalement. Or, on s'est aperçu que les courbes charge-déplacement ne présentent que rarement un point anguleux; on observe souvent que la courbe réelle s'éloigne progressivement de la droite idéale charge-déplacement. Cette non linéarité est due principalement à l'existence d'une déformation plastique à l'extrémité de la fissure, à une éventuelle propagation lente de la fissure, et au fait que la fissure tend à se propager brutalement par à-coups d'intensité très faible. Pour remédier à ces problèmes ou au moins avoir des bonnes approximations, l'A.S.T.M (Standard for testing and Materials) a proposé une méthode graphique se basant sur la courbe charge-déplacement. A partir de la pente de la portion rectiligne OA (détermine la complaisance initiale «C»), on trace une droite OP dont la

penne est inférieure à 5 % («C + 5 %») à définir la valeur conventionnelle $P_{5\%}$ de la charge de rupture à prendre en compte selon la forme de la courbe (Figure II.8). On détermine ensuite une valeur correspondante K_{IC} , d'où la relation:

$$\frac{P_{max}}{P_{5\%}} \leq 1,1 \quad (\text{II.20})$$

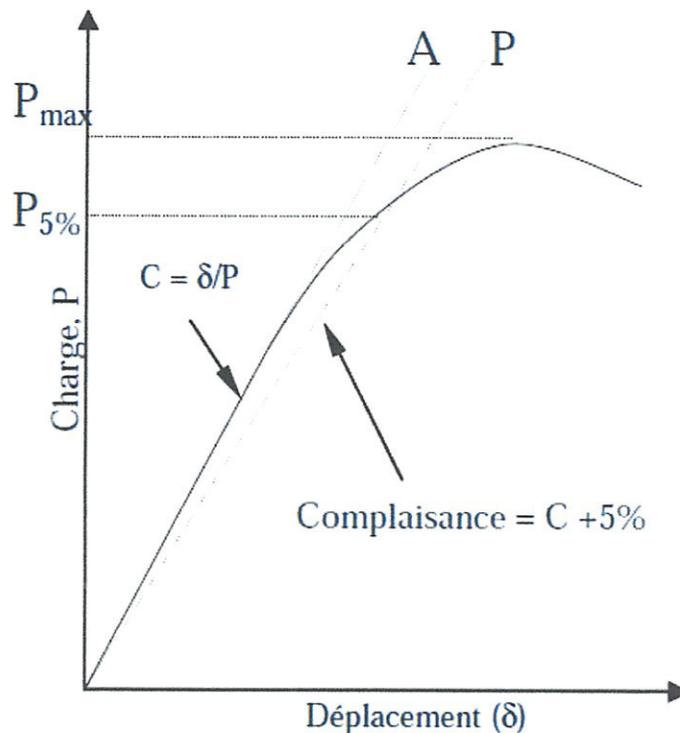


Figure II.8 : L'A.S.T.M procédure «équation de 5 %» [28]

II.1.4.4 Critère de stabilité

L'égalité $G_c = 2\gamma$ nous donne toujours un équilibre, rupture de type contrôlé, croissance stable et énergie cinétique faible. La stabilité de la propagation est dépendue le mode de chargement [28]. Il existe deux types de propagation :

- La propagation stable : après son amorçage, la fissure s'arrête, nécessitant plus d'énergie pour reprendre sa propagation. Ce mode de propagation n'est a priori pas dangereux ;
- La propagation instable : après son amorçage, la fissure poursuit sa progression en l'absence de toute modification des paramètres de la sollicitation. Cette instabilité conduit alors à la ruine de la structure.

La fissure progresse d'un incrément " da " dont la propagation peut se produire selon les cas suivants :

Propagation à déplacement constant [35]

Supposant que nous avons allongé un composant fissuré d'une grandeur Δ comme représenté sur la figure II.9 a.

La quantité d'énergie de la tension élastique entreposée dans le composant est égale à l'aire du triangle ABD, et l'inclinaison de la courbe charge-déplacement représente la raideur du composant. Initialement on suppose que l'énergie entreposée est suffisante pour maintenir la propagation de la fissure (da). Quand le composant prend la plus longue fissure il aura une raideur inférieure, et l'énergie élastique interposée devient l'aire de triangle ACD. Si on n'a pas des charges extérieures appliquées sur le système, l'énergie potentielle totale est égale à G

$$U = \frac{1}{2} \int_0^{\Delta} P d\Delta = \frac{P\Delta}{2} \quad (\text{II. 21})$$

$$G = \frac{-1}{B} \left(\frac{dU}{da} \right)_{\Delta} = \frac{-\Delta}{2B} \left(\frac{dP}{da} \right)_{\Delta} \quad (\text{II. 22})$$

Propagation à charge constante [35]

On considère un composant fissuré sous une charge externe constante P comme représenté sur la figure II.9.b.

La quantité d'énergie de la tension élastique entreposée dans le composant est égale à l'aire de triangle ABE.

Maintenant, nous supposons que l'énergie disponible est suffisante pour maintenir une propagation de la fissure (da) à la condition de la charge constante. Quand le composant prend la plus longue fissure il aura une raideur inférieure mais, dans ce cas, les augmentations de l'énergie élastiques entreposée décrivent l'aire du triangle ACD. La raison est qu'une quantité d'énergie d'excès, fourni en déplaçant la charge constante P à travers $d\Delta$ (égale à l'aire de rectangle BCDE), on peut écrire :

$$V = P\Delta \quad (\text{II. 23})$$

$$U = \int_0^{\Delta} P d\Delta = \frac{P\Delta}{2} \quad (\text{II. 24})$$

$$\Pi = U - V = \frac{P\Delta}{2} - P\Delta \quad (\text{II. 25})$$

$$\Pi = -\frac{P\Delta}{2} U \quad (\text{II. 26})$$

$$G = \frac{1}{B} \left(\frac{dU}{da} \right)_P = \frac{P}{2B} \left(\frac{dP}{da} \right)_P \quad (\text{II. 27})$$

N.B: Dans les deux cas, le taux de libération d'énergie fourni par l'U d'énergie entreposé est égal :

$$G = \frac{1}{B} \frac{\partial U}{\partial a}$$

De plus, nous pouvons écrire pour les deux cas :

$$C = \frac{\Delta}{P} \quad (\text{II. 28})$$

$$G = \frac{P^2}{2B} \left(\frac{\partial U}{\partial a} \right) \quad (\text{II. 29})$$

$$\left(\frac{dU}{da} \right)_P = \left(\frac{dU}{da} \right)_\Delta \quad (\text{II. 30})$$

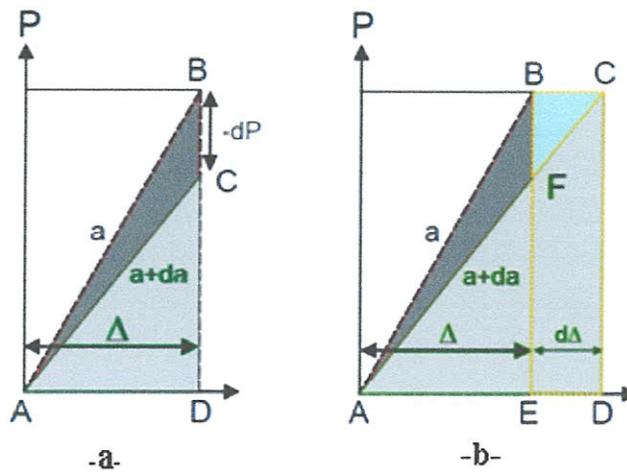


Figure II.9 : Mode de chargement [35]

II.1.4.5 Détermination de l'accroissement de fissure

Dans les bibliographies, plusieurs méthodes sont proposées pour la détermination de l'accroissement des fissures tel que la méthode de Tada et all. Cette dernière appelée méthode de la variation des complaisances exprime une relation entre la complaisance (inverse de la raideur) et de la longueur de la fissure qui est considérée équivalente à une entaille. Entre deux cycles successifs «n» et «n+1», la fissure s'est propagée de :

$$\Delta a = a_{n+1} - a_n = \frac{w - a_n}{2} \cdot \frac{c_{n+1} - c_n}{c_{n+1}} \quad (\text{II.31})$$

Les résultats de cette méthode sont approximatifs. En effet dans le cas des matériaux composites, les renforts (fibres) lui conférant ainsi un incrément « a ». A cela peut s'ajouter le fait que la fissure puisse évoluer de façon sinueuse. Il est clair que la longueur de la fissure ainsi calculée sera sous-estimée par rapport à la réalité. C'est pourquoi on parle de longueur de fissure effective. [28].

L'estimation de l'accroissement de la fissure (Δa) a fait l'objet de plusieurs méthodes et procédures de contrôles on cite : Examen visuel, contrôle radiographique, microscope électronique (à transmission, à balayage), émission acoustique... [36].

II.1.4.6 Mécanique non linéaire de la rupture

La mécanique linéaire de la rupture (MLR) est valable tant que le comportement du matériau est élastique et linéaire, mais aussi lorsque la zone de plastification à fond de fissure reste de faible taille par rapport aux dimensions de la fissure. Dans le cas contraire la mécanique linéaire de la rupture n'est pas applicable. Pour prendre en considération l'effet de la zone plastique, on utilise la mécanique non linéaire de la rupture (MNLR) [33].

II.1.4.6.1 Intégrale «J»

La prise en compte de la déformation plastique au voisinage de front de fissure a conduit à proposer une approche permettant de décrire les singularités élasto-plastiques. Rice (1968) proposa l'intégrale de contour J utilisée comme paramètre caractéristique de l'état de contrainte au voisinage de l'extrémité d'une fissure, dans les matériaux dont le comportement est non linéaire [18,16].

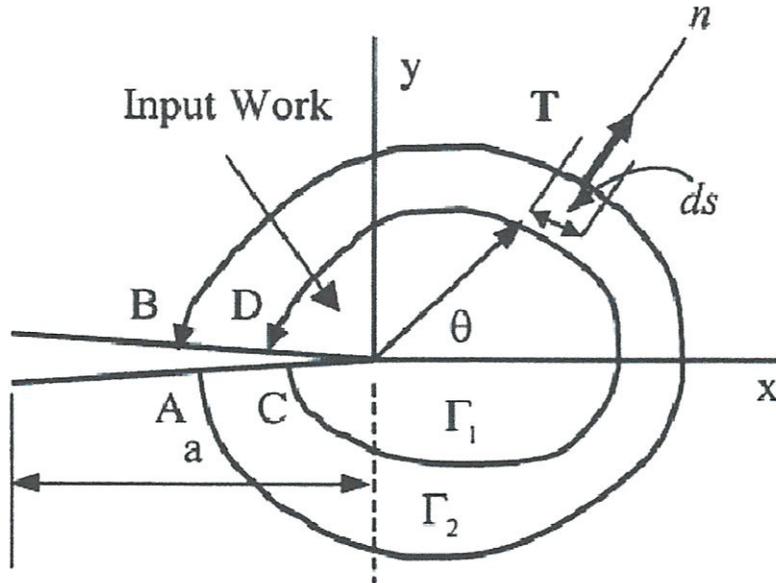


Figure II.10 Contour d'intégration de l'intégrale "J" [34].

$$J = \int_{\Gamma} (W dy - \vec{T} \frac{\partial \vec{u}}{\partial x} ds) \tag{II.32}$$

W = densité d'énergie de déformation contenue dans le volume

\vec{T} : Vecteur contrainte sur le contour

\vec{u} : Vecteur déplacement en un point du contour

Γ : Contour d'intégration entourant l'extrémité de la fissure

L'intégral J est utilisée comme un paramètre critique pour déterminer et prévoir le début d'croisement de la fissure. L'initiation d'augmentation de la fissure stable est établi quand l'intégral J atteint une valeur critique J_c [34]. L'intégral J est indépendante du contour choisi; elle est nulle pour un contour fermé. Pour un comportement élastique $J = G$ [25,21].

La mesure de J se fait par la méthode de la complaisance, selon la technique présentée par Begley et Landes. Pour un déplacement imposé 'd', par exemple J est égale à la variation de l'énergie de déformation élastique U par unité d'épaisseur t : [36].

$$J = - \frac{1}{t} \frac{dU}{da} \tag{II.33}$$

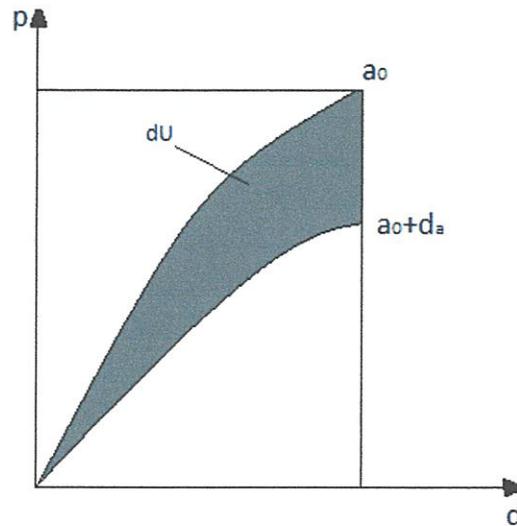


Figure II.11 : Intégrale J à déplacement imposé [36]

II.1.4.7 Critère de validité de l'intégrale " J "

L'intégrale J accomplit le rôle de K pour une matière dont le comportement est non-linéaire. J caractérise l'intensité du champ au fond de la fissure. La condition pour la rupture est simplement $J = J_c$. Dans le même chemin comme K , J dépendra de la longueur de la fissure, la géométrie et aussi du mode de chargement [32]. L'intégrale " J " représente la variation d'énergie potentielle avec la longueur de la fissure. Elle permet aussi de mesurer le taux de restitution d'énergie dans le cas de comportement linéaire élastique et non linéaire [28]].

J a été proposé comme un critère de la rupture plus universel que G , parce qu'il est applicable au cas où la croissance de la fissure et la rupture sont associées à une déformation plastique considérable. Dans le cas élastique linéaire $J = G$ et par conséquent aussi $J = K^2/E$ [38].

On peut postuler cette croissance de la fissure où la rupture se produit si J dépasse une valeur critique J_{IC} qui est analogue à G_{IC} , et égale à G_{IC} si la matière est essentiellement linéaire élastique. D'où, si on accepterait les limitations, J serait un critère de la rupture applicable en comportement linéaire élastique aussi bien qu'en plastique. La mesure de J_{IC} dans le cas élastique est simple, à cause de son rapport à K_{IC} et G_{IC} . J peut être utilisé

comme un critère plus général ou J_{IC} peut être mesuré facilement pour une matière qui montre une zone de plasticité considérable. Apparemment, J peut être déterminé du diagramme du charge-déplacement, de même que G dans le cas élastique, par la complaisance [38].

II.1.4.8 Expression du paramètre énergétique J en fonction du travail dissipé

La détermination de J a été proposée initialement par Rice, Plusieurs autres méthodes visant la détermination du paramètre énergétique J à partir d'une seule courbe charge-déplacement ont été développées.

Ces méthodes consistent toutes à calculer avec le maximum de précision le coefficient " $\eta(i)$ " de proportionnalité entre une composante du travail " $U(i)$ " et la composante " $J(i)$ " ou paramètre énergétique :

$$J(i) = \eta(i) \cdot \frac{U(i)}{B \cdot (w - a_0)} \tag{II. 34}$$

η est un coefficient de proportionnalité

B est l'épaisseur;

L'indice (i) peut être relatif aux composantes élastiques (el), plastiques (pl), dues à la fissure (cr), au corps non fissuré (nocr), au travail total (t) [28].

Par exemple l'intégrale " J " pour l'éprouvette compacte (CT) est donné par :

$$J(F) = \eta \cdot \frac{U(i)}{B \cdot (w - a)} \tag{II. 35}$$

Où :

$$U_F = \int_0^{\Delta s_1} F(\Delta_s, a) d(\Delta_s) \tag{II. 36}$$

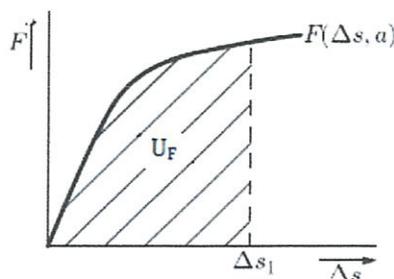


Figure II.12 : Courbe du charge-déplacement déterminé la J_R [25].

II.1.5 Détermination des paramètres de rupture

Nous avons vu plusieurs paramètres de la rupture, maintenant nous voulons voir comment ces quantités sont mesurées. De nombreuses méthodes sont proposées pour déterminer ces paramètres. Nous ne citons que celles qui sont le plus couramment employées suivant le comportement linéaire (ou non) élastique.

II.1.5.1 Comportement linéaire

II.1.5.1.1 Comportement linéaire élastique

L'expression (II.11) permet de mesurer le terme " G_{IC} " dans la mesure où on connaît la variation de la complaisance en fonction de la longueur de la fissure. Par conséquent, il suffit de tracer les courbes charge-déplacement pour plusieurs éprouvettes identiques avec des longueurs d'entailles croissantes. La ténacité est donnée par l'expression (II.14) en remplaçant K_{IC} et σ_R par K et σ . En effet, les matériaux de cette étude présentent une résistance à la fissuration. C'est pourquoi, par la suite, nous utiliserons les termes G_R et K_R (courbes " $R - \Delta a$ ") [28].

II.1.5.2.2 Travail de rupture

Le travail de rupture « γ_{wof} » est l'un des paramètres de ténacité à la rupture. Il est utilisé pour la caractérisation des composites. Il est défini par le travail moyen qu'il faut fournir pour la création d'une unité d'aire pendant la rupture contrôlée.

En pratique, on détermine l'aire totale « U » sous la courbe effort-déplacement ramenée à l'unité de surface créée ($B \cdot (W - a_0)$) [28].

Le tracé du travail de rupture en fonction du ligament ($W - a_0$) est schématisé par la figure (II.12). Les deux droites se coupent à ($W - a_0 = l_b$). La première droite coupe l'axe des ordonnées (travail de rupture) en « γ_s » ayant une pente « ϕ_b ». La deuxième ayant une pente nulle [28].

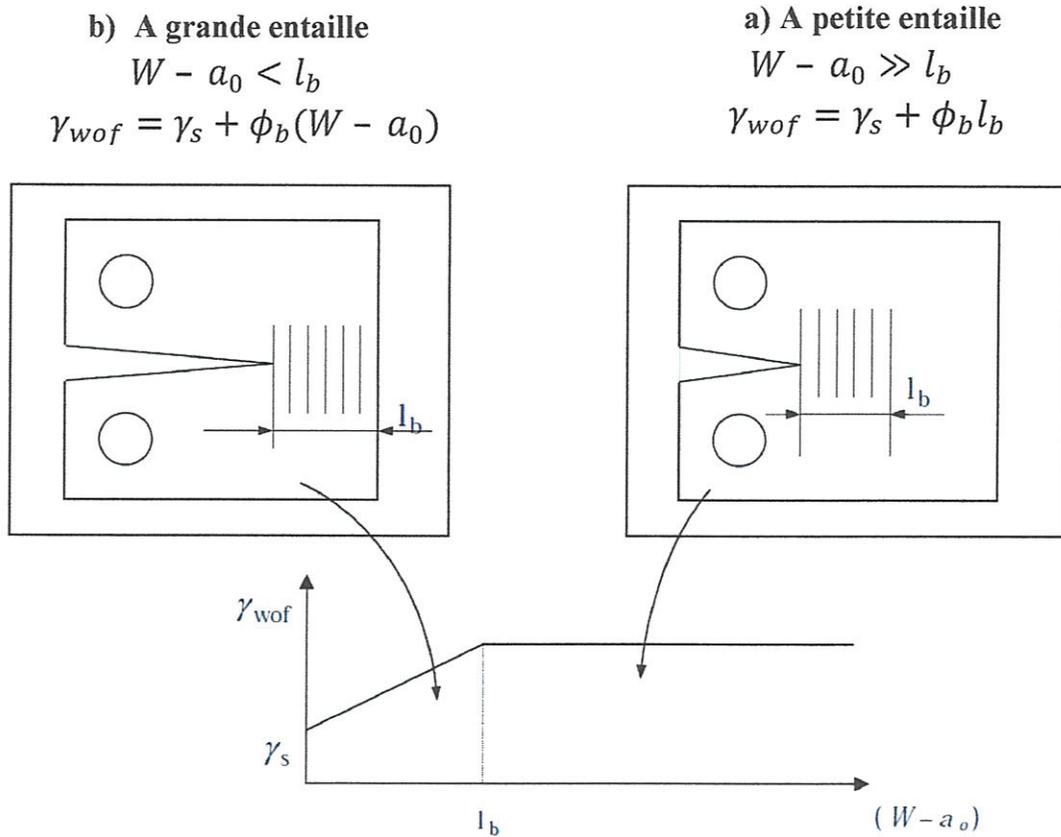


Figure II.13: Courbe typique de travail de rupture en fonction de $(W - a_0)$ [10].

Avec:

γ_s étant l'énergie de création de nouvelle surface;

l_b est la valeur du bord de ligament.

Il faut noter que, dans le cas d'un composite à fibres, la surface de rupture $[2B \cdot (W - a_0)]$ est sous-estimée par rapport à la surface de rupture réelle, du fait des processus de décollement et de pull out [28].

II.1.5.2.3 Analyse en termes de « K_R » [31]

En général, les courbes R exprimées en termes de FIC, appelées les courbes K_R , sont expérimentalement déterminées par deux méthodes : déplacement imposé ou force imposée.

a- Déplacement imposé

Si l'ensemble « éprouvette - machine de traction » soit en équilibre au point A, $K_I = K_R$ (Figure II.13), lorsqu'on augmente légèrement le déplacement, un accroissement de charge suivant le trajet AB s'ensuit. L'écartement Δ étant maintenu constant sur un certain palier, $\Delta = \Delta_3$, l'éprouvette se fissure par déchirure ductile suivant la direction BC.

Au point C, l'ensemble est à nouveau stable. La courbe K_R est constituée des points obtenus à stabilité de la fissure ($K_I = K_R$) pour une succession de paliers à déplacement donné dont la durée est fixée par l'arrêt de la déchirure ductile. Cette méthode permet de déterminer notamment la partie supérieure de la courbe K_R .

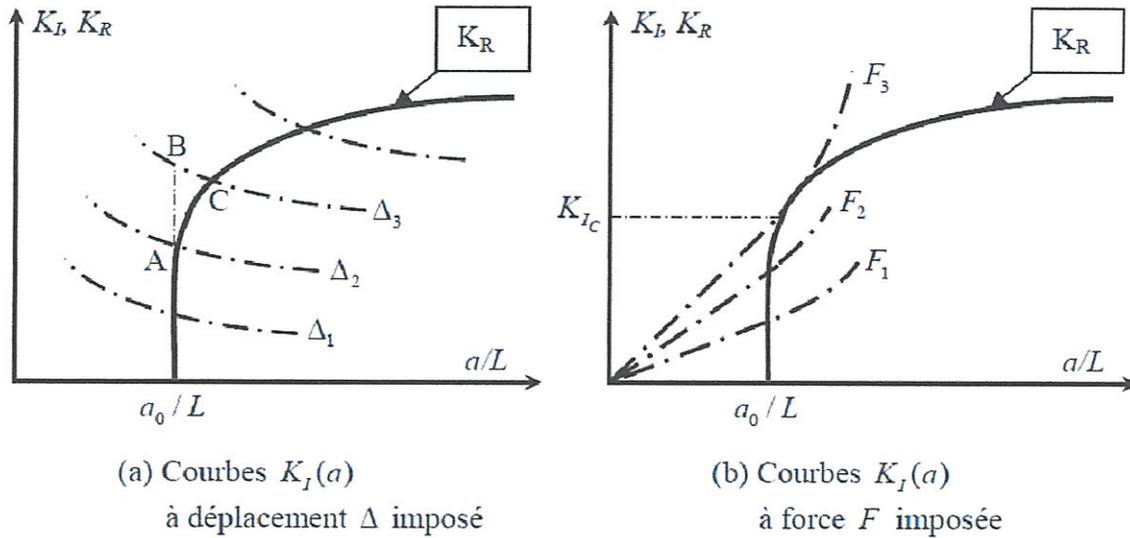


Figure II.14 : Méthodes de détermination de la courbe K_R [15].

b- Force imposée

Le principe de cette seconde méthode (Figure II.13b) est similaire: Cette fois-ci, au point K_R , l'instabilité de l'ensemble provoque la rupture brutale de l'éprouvette. Par suite, lorsqu'on opère à force imposée, la détermination de la partie supérieure de la courbe R est impossible. Car la courbe R (ou K_R) est constante pour un matériau donné à épaisseur donnée, sa représentation graphique est tracée en choisissant pour ordonnée la contrainte à l'infini σ^∞ , présente un intérêt pratique pour les bureaux d'études. La (figure II.23) illustre le type de courbes obtenues.

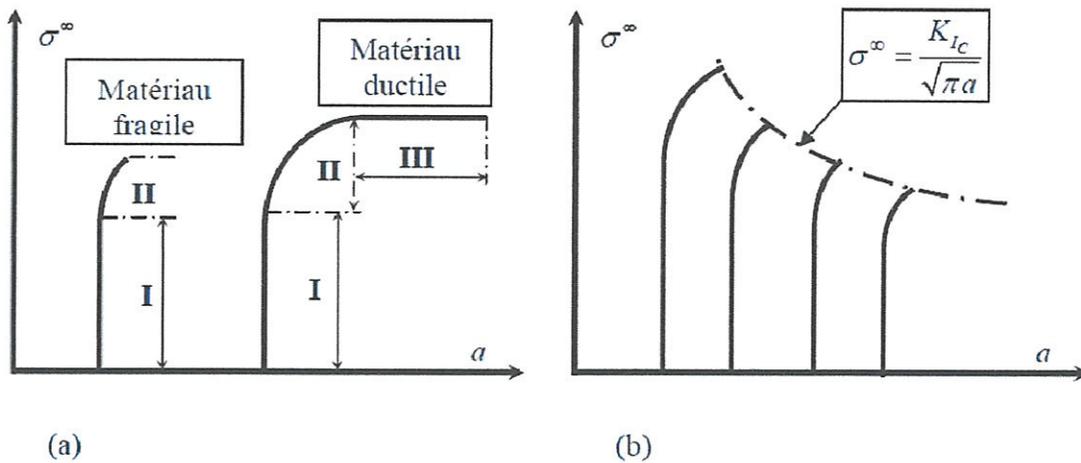


Figure II.15 : Courbe R avec la contrainte appliquée en ordonnée [15].

- (a) comparaison des comportements fragile et ductile
 (b) courbes pour différentes longueurs de fissures

Domaines :

I : représente la montée en charge sans fissuration

II : correspond à la fissuration sous charge croissante

III : Observé uniquement lors d'essais sur matériau ductile, illustre la fissuration en accélération sous charge constante.

On définit ainsi " K_R " à tout instant de la propagation par:

$$K_{Rn} = \sigma_c \cdot Y \cdot \sqrt{a_n} \quad (\text{II.37})$$

II.1.6 Eprouvette de l'essai

De nombreuses types d'éprouvettes furent essayés durant les années 60 avant que ne soient définis des éprouvettes normalisées, adoptées d'abord par l'ASTM, puis par l'AFNOR. On considère deux éprouvettes, l'éprouvette de flexion en trois points ; et l'éprouvette compacte de traction(CT). La nécessité de la normalisation des éprouvettes provient de la variation de K avec l'épaisseur de celles-ci [36].

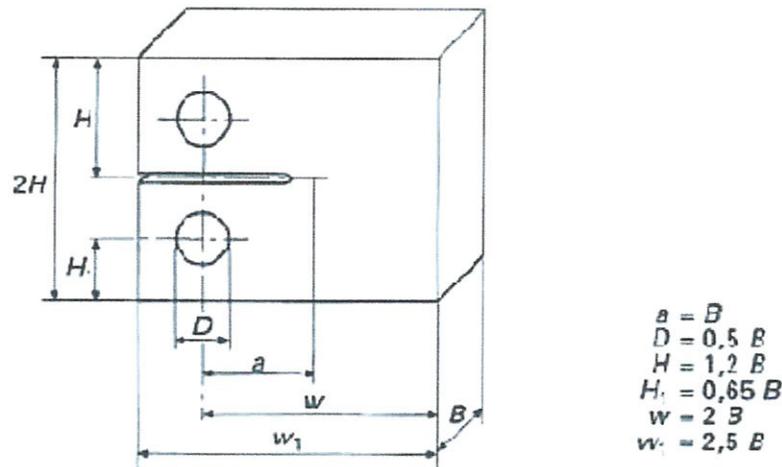


Figure II.16 : Éprouvette compacte de traction [25]

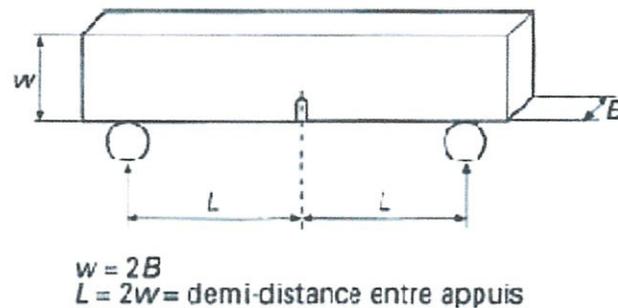


Figure II.17 : Éprouvette de flexion en trois points [25]

II.1.7 Loi des mélanges

Dans les matériaux composites, les matières de renforcements modifient et améliorent les propriétés physico-mécaniques. Les renforts peuvent avoir une vraie variété de géométries, mais ils devraient être –approximativement- de même dimension dans toutes les directions. Pour avoir un renforcement efficace, les particules devraient être petites et distribuer également partout dans la matrice. La première étape d'un calcul composite consiste à déterminer les caractéristiques mécaniques du matériau en fonction de celles de ses composants. Dans la plupart des cas, ces calculs se réduisent uniquement au calcul du module d'Young. Pour un composite biphasé l'expression pour la dépendance du module élastique sur la fraction du volume des phases constituantes est donnée par la loi des mélanges (Rule of mixtures) [39] [40].

$$E_c(u) = E_m V_m + E_f V_f \quad (\text{II.38})$$

Avec :

V_m : Fraction volumique de matrice

V_f : Fraction volumique de fibre

E_c : Module de Young de composite

E_m : Module de Young de matrice

E_f : Module de Young des fibres

La loi des mélange en fonction des contraintes est donné par :

$$\sigma_c = \sigma_m V_m + \sigma_f V_f \quad (\text{II. 39})$$

II.1.8 Conclusion

Tout matériau fortement sollicité s'endommage progressivement jusqu'à présenter des défauts macroscopiques. La mécanique de la rupture a pour objet l'étude de ces défauts, et l'établissement des données expérimentales permettant de déterminer leur cinétique de propagation et la taille critique au-delà de laquelle pour une sollicitation donnée, la rupture brutale se produit. Pour déterminer les paramètres mécaniques propres d'un matériau, on cherche à s'affranchir totalement de l'influence des paramètres externes comme l'épaisseur de l'éprouvette ou l'acuité d'entaille...



Chapitre III
Techniques Expérimentales

Chapitre III

Techniques Expérimentales

Ce chapitre porte sur la présentation des techniques d'élaboration et de préparation des matériaux composites polyester/fibres de verre réalisés (Moulage au contact, tronçonnage et polissage,...), ainsi que les différents essais de caractérisation mécanique mis en jeu ; essais de traction et flexion trois points.

III.1 Présentation des composites « polyester/fibres de verre »

Les matériaux étudiés sont des composites (stratifiés) à matrice organique polyester UP /fibres de verre E. Les renforts se présentent sous deux types : tissus LT et mats, les désignations des différents types de stratifiés étudiés ainsi que leurs nombres de plis sont récapitulées au tableau ci-dessous (Tableau III.1).

Numérotation	Structures (empilement)	Nombre de plis
A	$[2M/\pm 15]_{sym}$	4 tissus+ 4 mats
B	$[2M/\pm 45]_{sym}$	4 tissus+ 4 mats
C	$[2M/\pm 60]_{sym}$	4 tissus+ 4 mats
D	$[2M/\pm 75]_{sym}$	4 tissus+ 4 mats
E	$[7M]$	7 mats

Tableau III.1 : Caractéristiques des éprouvettes Polyester/verre élaborées

III.2 Elaboration des éprouvettes

Les plaques composites ont été élaboré au sein du laboratoire de métallographie à l'université de M'sila. Les échantillons sont réalisés par le procédé de moulage au contact décrit au chapitre I.

Le procédé de moulage fait appel à un moule en bois dont les dimensions permettent d'élaborer une plaque composite (300 x 300 x15) mm³. Ce moule réalisé est schématisé sur la figure III.1. Il est composé d'une plate forme en contreplaqué et des baguettes rectangulaires à l'entourage.

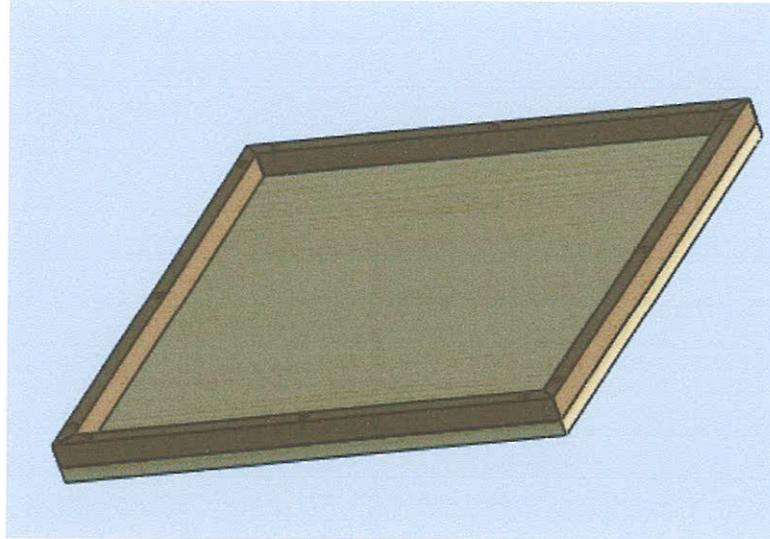


Figure III.1: Moule réalisé pour plaques composites Polyester/Verre

La résine et les renforts utilisés en élaboration des plaques composites sont décrits ci-après.

a) Résine : C'est la résine polyester-thermodurcissable (POLYLITE 440-800) fournie par : REICHHOLD. Inc dont les propriétés physiques sont récapitulées au tableau ci-dessous.

Forme	Couleur	Odeur	Densité à 23°C	Viscosité Dynamique à 23° C
Liquide	Bleu	Caractéristique	$1,1 \pm 0,02g/cm^3$	1100-1300mPa

Tableau III.2 : Propriétés physiques de la résine

Pour initier la polymérisation de résine POLYLITE 440-800 est vendue déjà pré-catalysée par ajout de 1,2% de **Peroxyde de méthyle éthyle cétone (PMEC)**. Pour accélérer la polymérisation, on ajoute 0,5 % de **cobalt-naphthanate (OC₆)**. La résine polyester pré-catalysée a une couleur bleue qui change vers le jaune transparent après polymérisation.

Afin d'éviter les risques d'auto-inflammation ou d'explosion, les ingrédients sont mélangés séparément avec la résine. On aura, soit une résine catalysée (Polyester + P MEC); soit une résine accélérée (Polyester + OC₆)

b) Renforts : Les renforts utilisés se présentent sous deux types : tissus de verre et mats à fils coupés.

b.1 Mats à fils coupés : Ils sont constitués de fils de base coupés de longueur 50 mm, s'imprégnant parfaitement. Les mats de fils coupés ont une masse surfacique de 150g/m².



Figure III.2a: Mats en verre (150 g/m²)

b.2 Tissus de verre : Le tissu est une silionne à tissage LT (Longitudinal & transversal). Ce dernier a une masse surfacique de 300g/m².

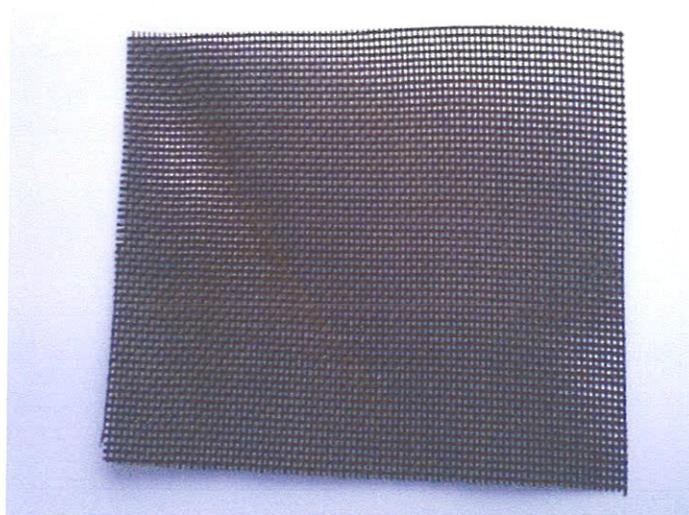


Figure III.2b : Tissus de verre LT (300 g/m²)

L'élaboration des plaques composites a été faite en suivant les étapes ainsi :

1. Dépôt de l'agent démoulant sur le fond du moule pour éviter l'adhésion des plaques au moule et faciliter le démoulage ultérieurement,
2. Préparation des couches de renfort (Tissu coupés à l'orientation désirée ou Mats),
3. Enduction du moule avec une couche mince de résine polyester préparée (pré-catalysée à 1,2% de **PMEC** et accélérée par ajout de 0,5 % **OC6**) au pinceau,
4. Dépôt de la première couche de renfort et débullage à l'aide d'un rouleau débulleur pour diminuer les bulles d'air,
5. Attendre la gélification de la première couche pendant une durée de 20 minutes,
6. On procède de la même façon pour le dépôt des autres couches,
7. Après avoir achevé la stratification, on met le moule dans une étuve (70⁰C) pour une durée de cinq heures pour assurer une polymérisation totale de la plaque composite ; cette opération s'appelle l'étuvage
8. Après l'étuvage, on démoule la plaque soigneusement pour éviter toute cassure ou provocation des fissures.

III.3 Obtention des éprouvettes

Le découpage des éprouvettes est l'opération la plus délicate au cours de notre travail, à cause de son influence direct sur l'état de surface des éprouvettes, ainsi que sur leurs propriétés mécaniques. Pour avoir des éprouvettes ayant différentes orientations des fibres, on les repère sur la plaque et les découper ensuite selon l'orientation.

Les éprouvettes sont obtenues à partir des plaques réalisées précédemment. Le découpage est effectué par une tronçonneuse à disque diamanté (Figure III.3) selon les dimensions des éprouvettes avec la présence d'un lubrifiant (eau) pour éviter l'échauffement de la résine.

Après le découpage, on a sélectionné les meilleures d'entre elles en se basant sur les mesures des dimensions et les observations des défauts macroscopiques déjà existant (fissures et bulles d'air). Avant que les éprouvettes n'aient leurs dimensions finales (h x L x b); elles devront subir un polissage (on utilise le papier verre 380 pour le polissage d'ébauche puis 1000 pour la finition).



Figure III.3 : Tronçonneuse à disque diamanté

III.4 Caractérisation mécanique

III.4.1 Essais de flexion trois points

Les éprouvettes de flexion trois points sont découpées selon la norme AFNOR NF T 57-105 aux dimensions : $L = 20 h$, $l = 16 h$ et $b = 15 \text{ mm}$.

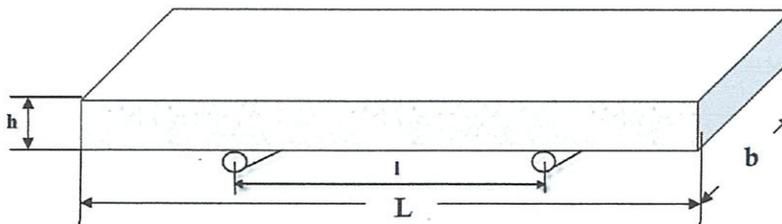


Figure III.3a : Schéma d'éprouvette de flexion



Figure III.3b : Exemples d'éprouvettes de flexion réalisées

Désignation	Numérotations d'éprouvettes	Poids d'éprouvettes (g)	h (mm)	b (mm)	l (mm)	L (mm)
$[2M/\pm 15]_{sym}$	A/1	13,77	6,00	14,8	96	120
	A/2	11,23	5,4	14,8	86,4	108
$[2M/\pm 45]_{sym}$	B/1	14,92	6,3	14,7	100,8	126
	B/2	14,02	6,00	14,7	96	120
$[2M/\pm 60]_{sym}$	C/1	13,02	5,2	14,8	83,2	104
	C/2	12,89	5,9	14,4	94,4	118
$[2M/\pm 75]_{sym}$	D/1	14,4	6,3	14,8	100,8	126
	D/2	12,18	5,6	14,9	89,6	112
7M	E/1	9,52	5,2	14,8	80	104
	E/2	11,05	5,4	14,5	80	108

Tableau III.3 : Dimensions et caractéristiques des éprouvettes de flexion réalisées

La flexion a été sélectionnée parce qu'en pratique ces composites étudiés sont sollicités, surtout, en flexion.

L'essai de flexion trois points est mené sur une machine Zwick Z100, à LMNM de l'université de Sétif, avec le montage d'essai approprié (Figure III.4). Ce dernier comporte deux pannes à élancement réglable disposés sur la mâchoire inférieure de la machine qui est fixe. L'autre mâchoire mobile porte le troisième appui et permet d'exercer une force de flexion de 100 KN. La vitesse de traverse est réglée à 1 mm/min. La cellule de charge (dynamomètre) est reliée à une chaîne d'acquisition qui permet l'enregistrement simultané du temps, du déplacement, de la charge et de la déformation. Les informations sont stockées et traitées par ordinateur à l'aide du logiciel **TestXpert II** qui donne directement les courbes de la contrainte à la flexion en fonction du déplacement (Figure III.5).

La distance entre appuis choisie assure un élancement égal à 16 fois l'épaisseur de l'éprouvette en conformité au tableau III.3.

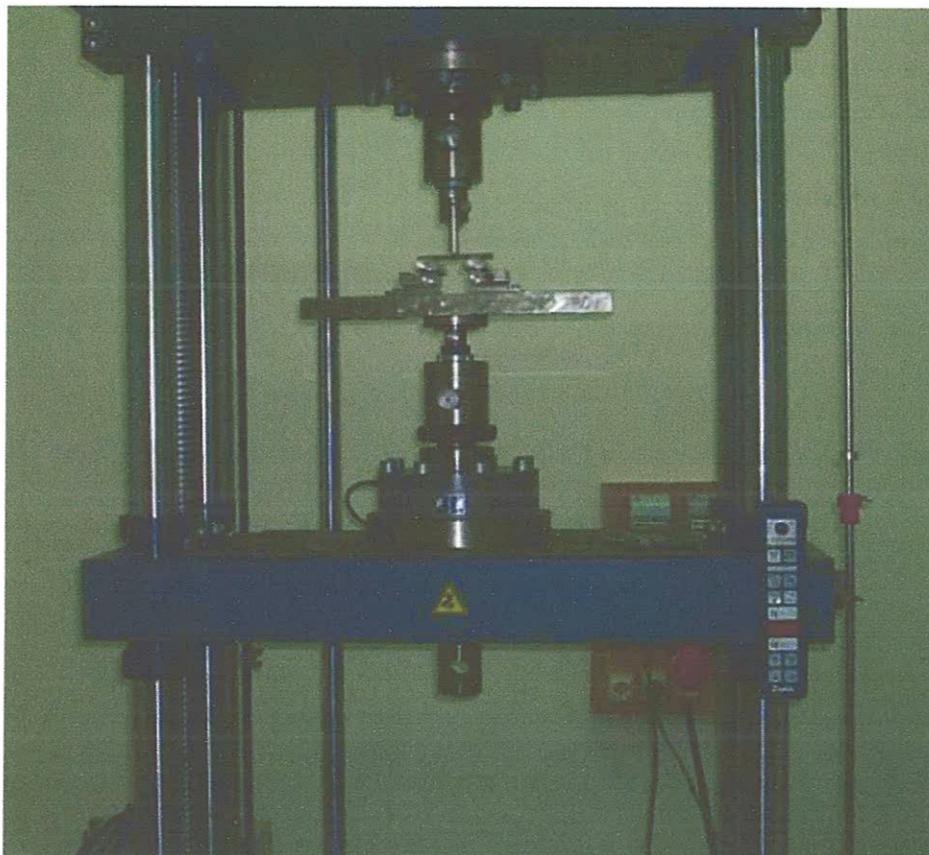


Figure III.4 : Essai de flexion trois points

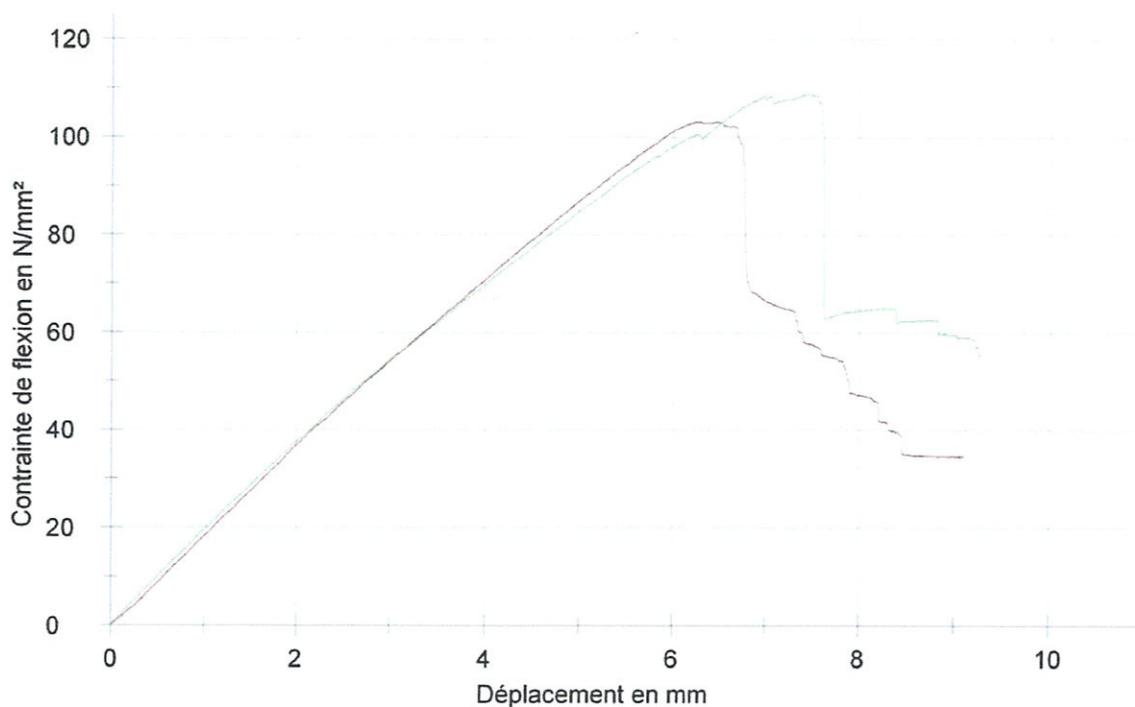


Figure III.5 : Courbe typique d'essai de flexion 3 points

III.4.2 Essais de traction

Les éprouvettes de traction sont testées avec une vitesse de 0,5 mm/min et les déplacements sont mesurés à l'aide d'un extensomètre placé sur la partie calibrée de l'éprouvette (Figure III.7). Les dimensions des éprouvettes sont mesurées avant l'essai et introduites au programme de mise en marche. Le logiciel de commande de la machine permet d'accéder directement aux constantes de l'ingénieur ; c.à.d, au module de Young, à la contrainte maximale et à la déformation à la rupture.

On a utilisé des éprouvettes plates dont la longueur de la section utile est 10 fois supérieure à la largeur. Les dimensions des éprouvettes sont récapitulées au tableau ci-dessous:

Désignation	Numérotation d'éprouvettes	Distance entre mâchoires (mm)	Epaisseur (mm)	Largeur (mm)
$[2M/\pm 15]_{sym}$	1/1	160	6,5	26,2
	1/2	160	5,9	26,8
	1/3	160	6,00	26,1
$[2M/\pm 45]_{sym}$	2/1	160	6,6	25,9
	2/2	160	7,1	26,9
	2/3	160	6,1	26,1
$[2M/\pm 60]_{sym}$	3/1	160	6,4	27,3
	3/2	160	5,9	27,5
	3/3	160	5,9	27,4
$[2M/\pm 75]_{sym}$	4/1	160	6,5	26,5
	4/2	160	6,4	26,6
	4/3	160	6,5	26,7
7M	5/1	160	7,00	26,6
	5/2	160	7,5	26,5

Tableau III.4 : Dimensions et caractéristique des éprouvettes de traction réalisées

Pour éviter la détérioration des éprouvettes au niveau des mors suite au serrage des mâchoires de la machine sur l'éprouvette, on a collé par résine polyester deux talons en aluminium sur chaque extrémité de l'éprouvette. Le collage doit se faire soigneusement pour éviter tout glissement talon/éprouvette. Les talons sont de même largeur que l'éprouvette (Figure III.6a).

L'essai de traction se fait sur la même machine en changeant seulement les mâchoires (Figure III.7). L'éprouvette est maintenue entre les mâchoires de la machine de telle façon qu'elle soit bien droite et parallèle au déplacement de la traverse. Ceci pour qu'il y'ait une bonne répartition de l'effort de traction sur la section de l'éprouvette et aussi pour éviter le risque de décollement des talons de l'éprouvette. La vitesse de traverse est réglée à 1 mm/min.

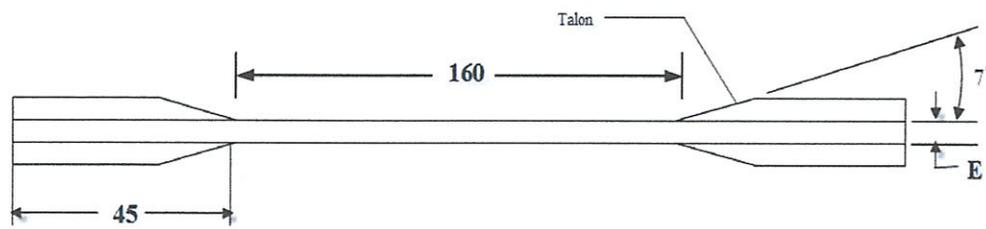


Figure III.6a : Schéma d'une éprouvette de traction

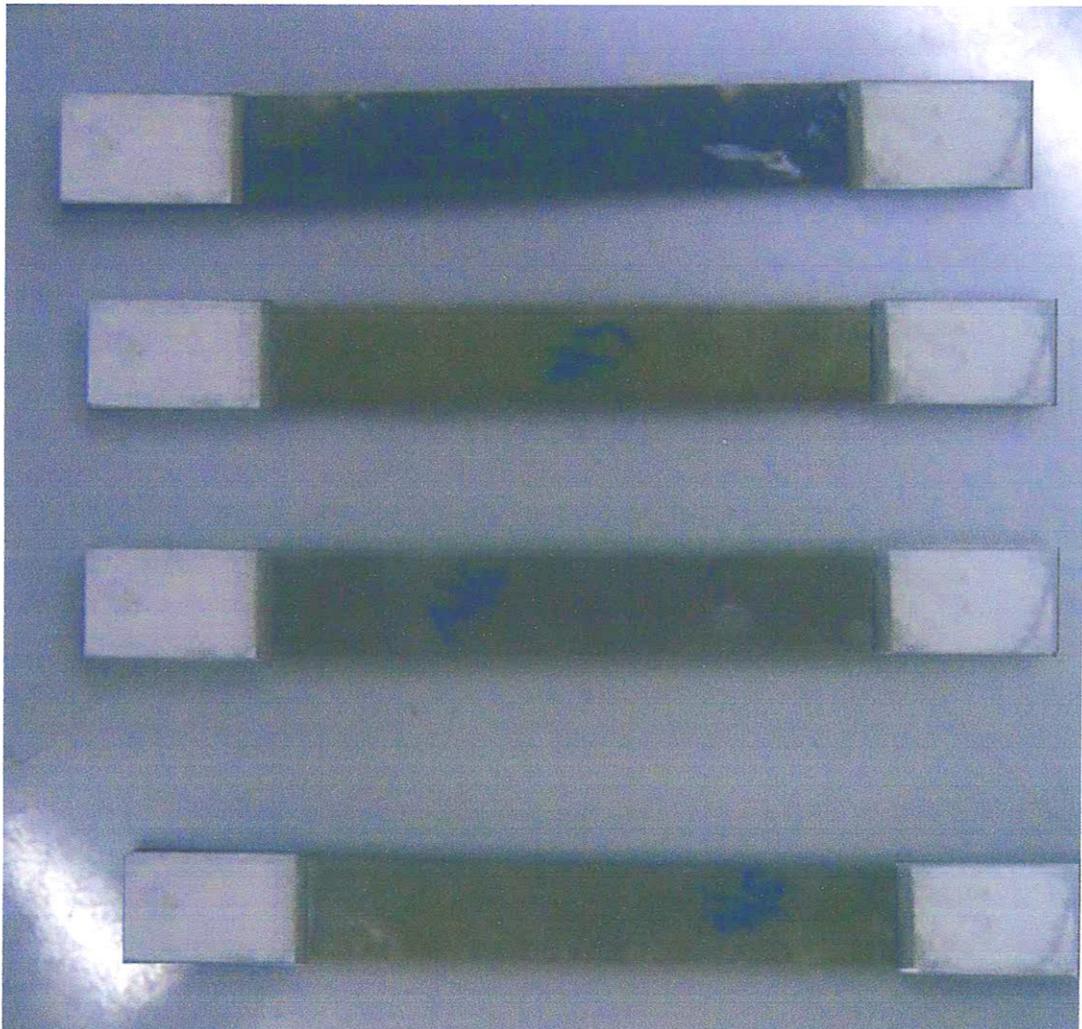


Figure III.6b : Epreuves de traction réalisées

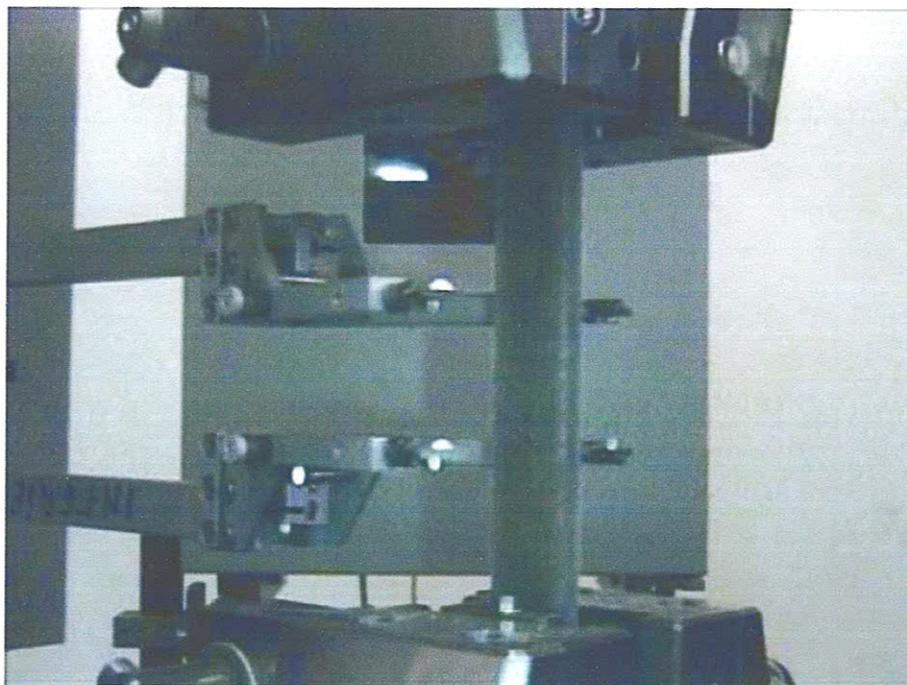


Figure III.7: Mise en place de l'éprouvette de traction avec extensomètre

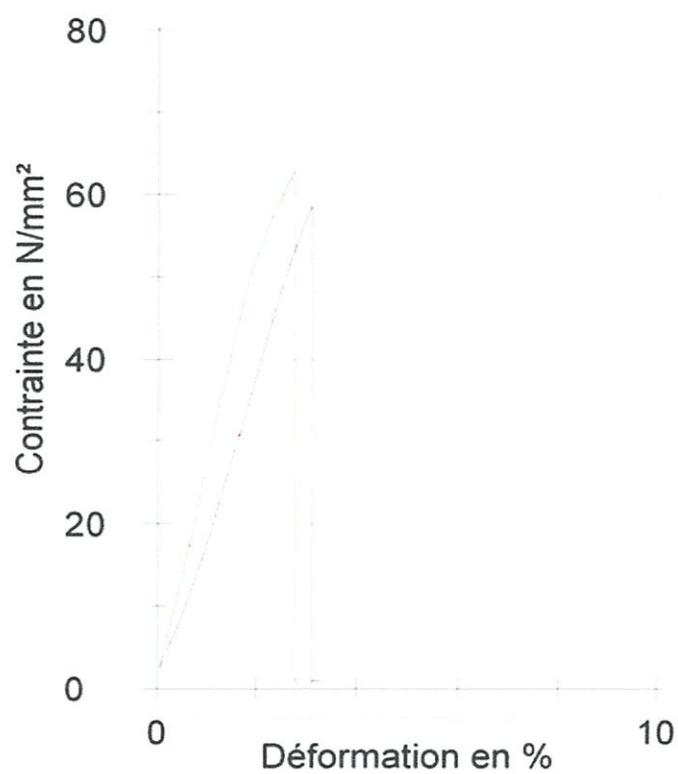


Figure III.8: Courbes typiques de traction

Chapitre IV
Résultats expérimentaux et discussion

Chapitre IV

Résultats expérimentaux et discussion

Dans ce chapitre, nous présentons les résultats expérimentaux des essais de traction et de flexion trois points dans le but d'étudier l'effet de l'orientation des fibres sur le comportement mécanique statique des composites 2D en Polyester/fibres de verre. Les fibres de verre se présentent sous deux types : tissus LT & mat.

Concernant les essais mécaniques de flexion trois points, on a commencé par une analyse de l'évolution des courbes charge-déplacement, puis, une interprétation de la rupture statique des différents types de stratifiés.

Les essais de traction ont pour but de décrire les différents mécanismes d'endommagement des stratifiés, de mettre en effet l'effet de la nature des constituants et de l'orientation des fibres.

Reste à signaler que les essais de flexion trois points sont réalisés avec un effectif de deux éprouvettes pour chaque stratification néanmoins ceux de traction sont réalisés avec un effectif allant de deux à trois éprouvettes.

IV.1 Analyse des Courbes charge-déplacement

IV.1.1 Courbes d'essai de flexion trois points

Pour les différents stratifiés, les courbes (F,d) ont des allures presque similaires signalant que la rupture est de type contrôlée. Deux parties distinctes sont observées sur la courbe (F, d). La première partie est caractérisée par une montée linéaire en charge en fonction du déplacement jusqu'au point de rendement qui peut se définir clairement. Durant cette première phase, aucune fibre n'a été affectée par l'effet de fissuration. Dans La seconde partie de la courbe (F, d), on remarque la présence d'une aire d'affaiblissement accompagnée d'une chute graduelle en charge et apparition de plusieurs mécanismes d'endommagement (fissuration transversale, fissuration matricielle, délaminage, rupture des fibres).

Pour s'affranchir des dispersions des dimensions des éprouvettes, nous avons transformé les courbes charge-déplacement en contrainte-déplacement par la formule :

$$\sigma = \frac{3 F l}{2 b h^2} \quad (\text{III. 1})$$

F : Charge appliquée ;

l : Distance entre appuis ;

b : Largueur de l'éprouvette ;

h : Epaisseur de éprouvette.

Les paramètres l, b et h sont déjà donnés au tableau III.4.

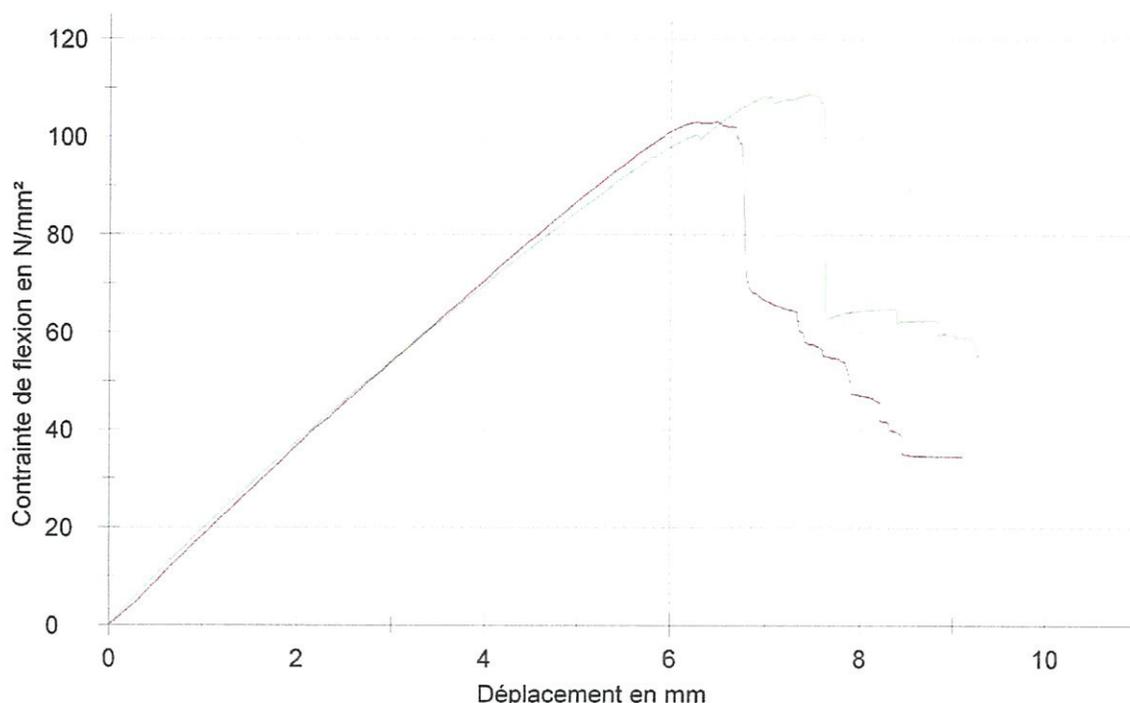


Figure IV. A.1 : Courbes contrainte-déplacement en flexion 3 points du composite A : $[2M/\pm 15]_{sy}$

Dans cet essai, on remarque que les deux éprouvettes ont presque le même comportement, un comportement linéaire dû au comportement élastique de la matrice (résine polyester) jusqu'à sa limite élastique qui avoisine les 100 MPa.

L'éprouvette A2 (En rouge) présente une partie non linéaire. La chute de la contrainte à la flexion est due la propagation de la fissure par délaminage. Les fluctuations de la courbe de contrainte suite à la résistance des fibres ont permis encore un déplacement ($>2\text{mm}$) jusqu'à la rupture de l'éprouvette. Les faciès de rupture montrent la fissuration de la face tendue de la résine suivie d'un délaminage à l'interface résine/fibre sans rupture des fibres.

On constate la même chose qu'avec l'éprouvette A1 (En verre), un léger freinage de la propagation de la fissure par les fibres avant le délaminage.

Les faciès de rupture, nous montrent clairement la fissuration et le délaminage de la face tendue de l'éprouvette (Figure IV. A.2).



Figure IV.A.2: Fissuration de la face tendue de composite A en flexion 3 points :

$[2M/\pm 15]_{sy}$

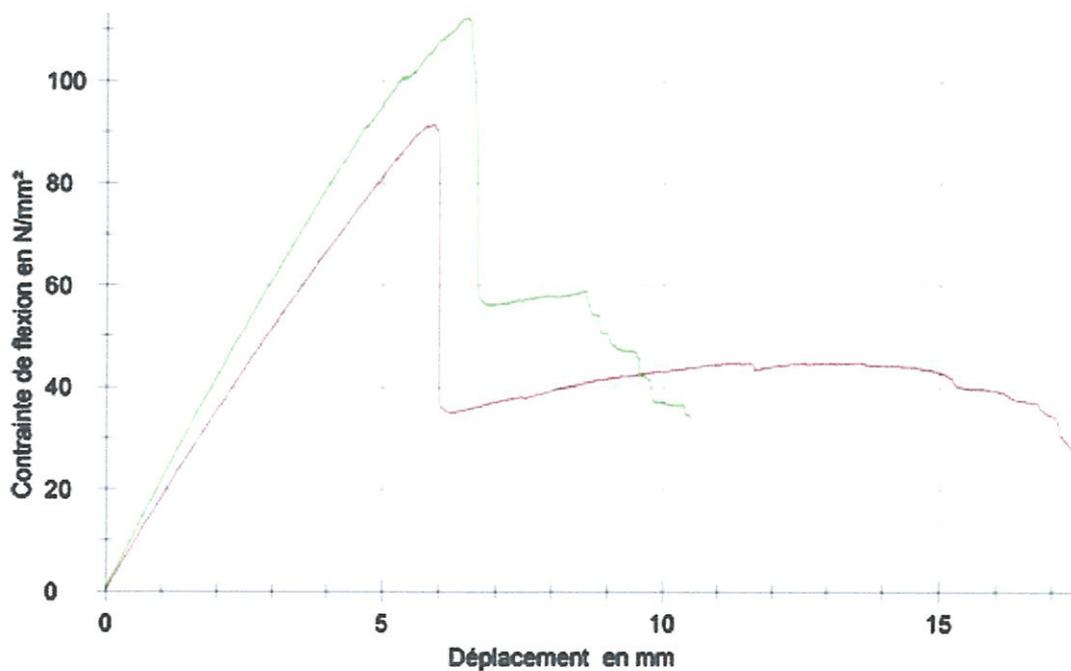


Figure IV. B.1 : Courbes contrainte-déplacement en flexion 3 points de composite B :

$[2M/\pm 45]_{sy}$

On observe que le domaine de chute dans le composite B est plus brusque que celui du composite A, la face comprimée est totalement endommagée. On remarque la rupture de la face tendue ainsi que les renforts (Figure IV. B.2).



Figure IV. B.2 Rupture de la face tendue et les renforts du composite B en flexion 3 points :

$[2M/\pm 45]_{sv}$

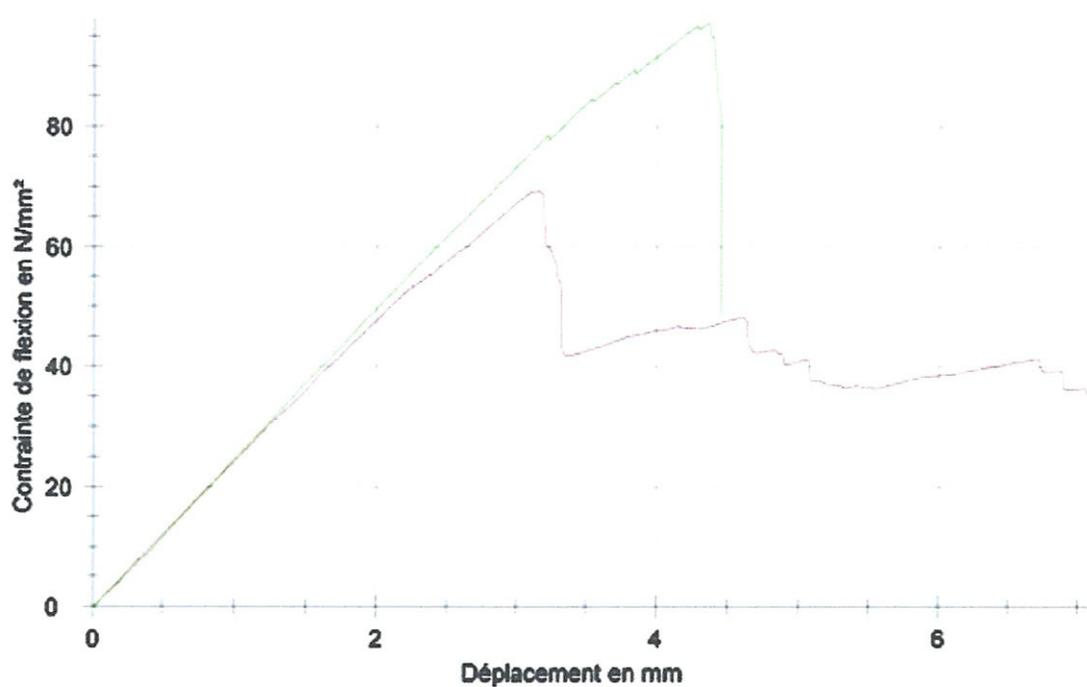


Figure IV. C.1 : Courbes contrainte déplacement en flexion 3 point de composite C :

$[2M/\pm 60]_{sy}$

La différence de comportement est claire, l'observation montre une zone de fissuration au cœur du composite C 2. La propagation de la fissure est de type contrôlé car le tissu absorbe et guide la direction de la fissure (Figure IV. C.2).



Figure IV. C.2: Délaminage et fissuration de composite C en flexion 3 points :
 $[2M/\pm 60]_{sy}$

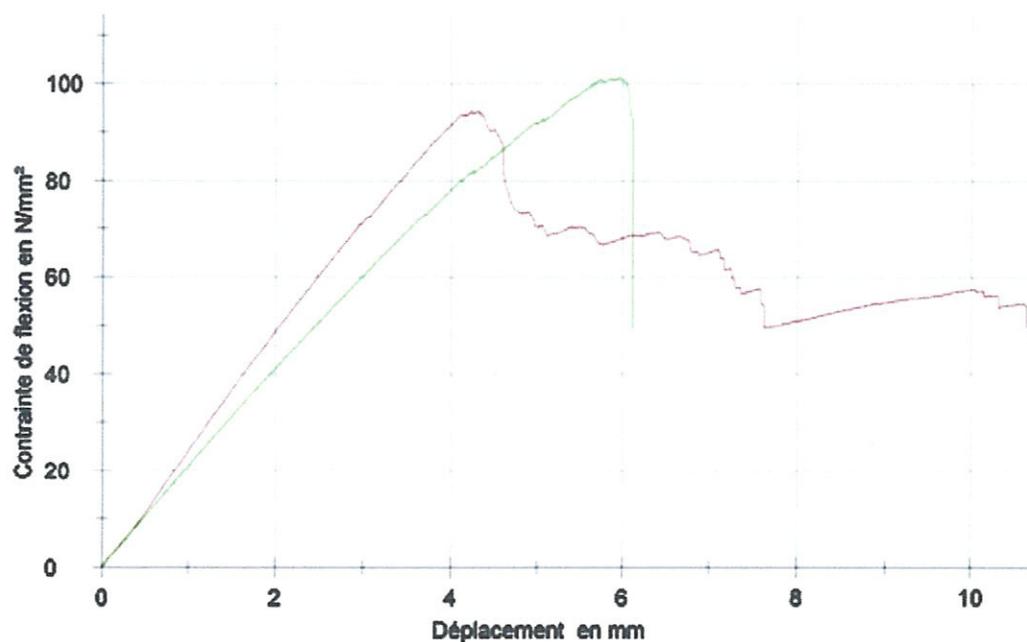


Figure IV. D.1 : Courbes contrainte déplacement en flexion 3 points de composite D :
 $[2M/\pm 75]_{sy}$

Dans la première éprouvette, la face comprimée est fissurée avec une zone de délaminage plus étendue que celle de la deuxième éprouvette par contre on observe une fissuration transversale dans la partie interne de la face tendue (Figure IV. D.2).

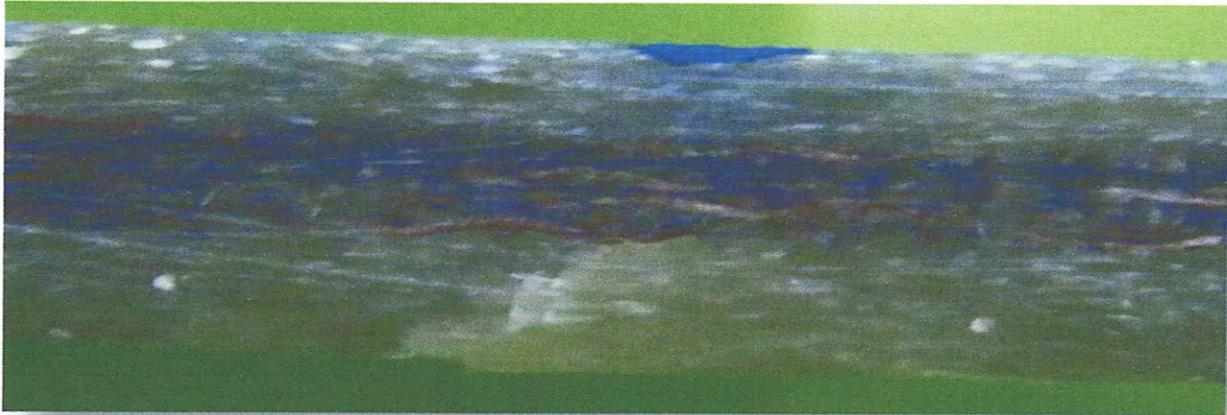


Figure IV. D.2: Délaminage et fissuration de la face comprimée de composite D en flexion 3 points : $[2M/\pm 75]_{sy}$

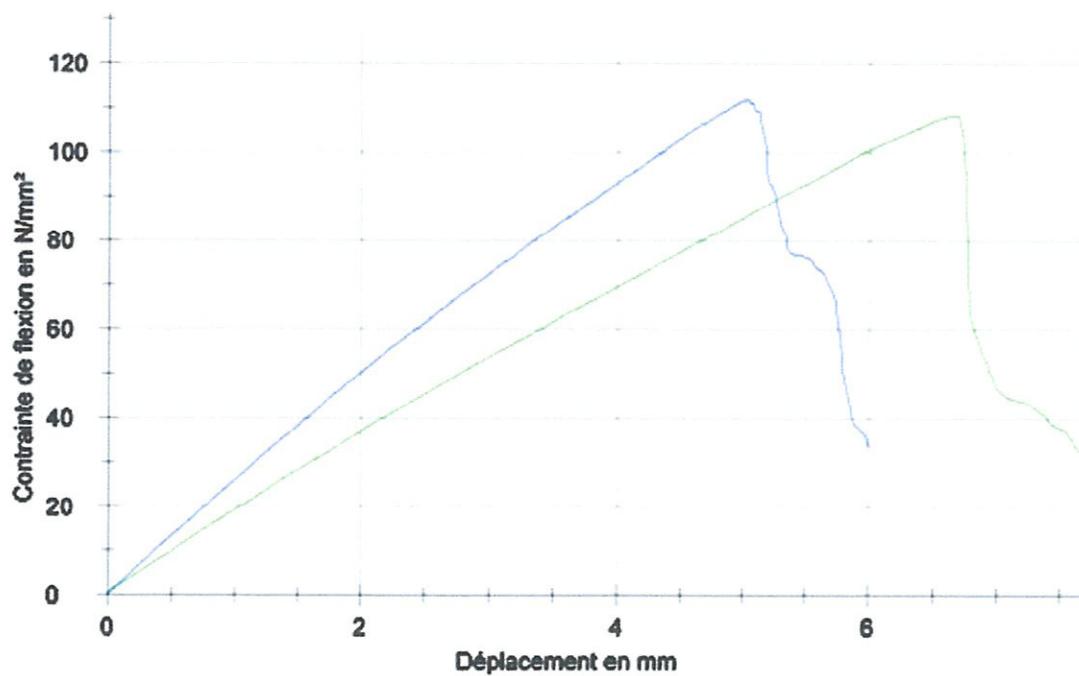


Figure IV. E.1 : Courbes contrainte-déplacement en flexion de composite E : $[7M]$



On remarque le même comportement dans les deux éprouvettes qui sont constituées de 7 couches de mats, nous savons que la structure des mats est aléatoire (fibres de verre coupés sous forme de nappes). Cette structure donne un bon renforcement et adhésion à la matrice et par observation on remarque un faible délaminage avec une fissuration de type contrôlée de grandes parties des éprouvettes. Le comportement linéaire concret.



Figure IV.E.2: Délaminage et fissuration de la face comprimée de composite E en flexion 3 points : 7M

IV.1.2 Comparaison entre les matériaux étudiés en flexion 3 points

L'observation des cinq courbes montre clairement l'effet d'orientation des fibres sur le comportement des stratifiés. On peut constater que l'orientation aléatoire des fibres donne une bonne adhésion entre les fibres et la matrice car cette orientation rend le stratifié bien imprégné voir picoté et donc moins affecté par le délaminage. Le problème réside dans le fait que cette structure favorise la formation des fissures car il n'y a pas de liens entre les fibres coupées, donc pour avoir un matériau plus performant il faut ajouter des tissus pour affaiblir l'effet des fissurations.

Chaque orientation a ses influences sur le comportement du stratifié mais on constate que l'orientation A $[2M/\pm 15]_{sy}$ est la plus performante car le stratifié croisé $\pm 15^\circ$ freine mieux la fissuration transversale du stratifié de l'extérieur et une fois aura lieu c'est les mats qui vont atténuer l'effet du délaminage.

IV.1.2 Courbes de traction

Les essais de traction sont réalisés sur cinq types de stratifiés (A, B, C, D, E). L'analyse des courbes (F, d) montre que ces différents types de matériaux sont des composites fragiles. Chacun des composites a une allure presque similaire à celle de l'autre.

Les stratifiés ont un comportement linéaire jusqu'à la charge maximale, donc il ya une proportionnalité linéaire entre les efforts et les allongements puis une chute brusque. Les mécanismes de la rupture observés sont des types différents. Les difficultés que nous avons rencontrées au cours de nos essais sont la présence des concentrateurs de contraintes tels que : les bulles d'air, les microfissures. L'initiation de la rupture se produit généralement soit par la rupture des fibres lorsque la déformation à la rupture des fibres est plus faible que celle de la matrice, soit par rupture transverse de la matrice.

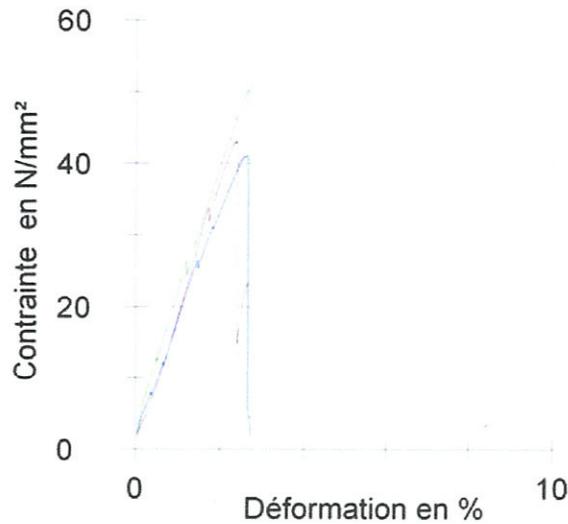


Figure IV.B.3 : Courbes contrainte-déformation en traction de composite B : $[2M/\pm 45]_{sy}$

On observe que les courbes ont des allures presque similaires. Les stratifiés ont un comportement linéaire jusqu'à la contrainte maximale avec la présence de piques dus au glissement des talons des éprouvettes. Une chute provient lorsqu'on dépasse la limite élastique de la matrice et la rupture de renfort après le délaminage (Figure IV.B.4), (Figure IV.B.5).



Figure IV.B.4 : Rupture transversale de la matrice et renforts dans le composite B : $[2M/\pm 45]_{sy}$



Figure IV.B.4 : Rupture transversale de la matrice et renforts plus le délaminage dans le composite B : $[2M/\pm 45]_{sy}$ (Vue latéral).

N.B: Le mode de rupture montre que l'adhésion entre matrice-renforts est faible

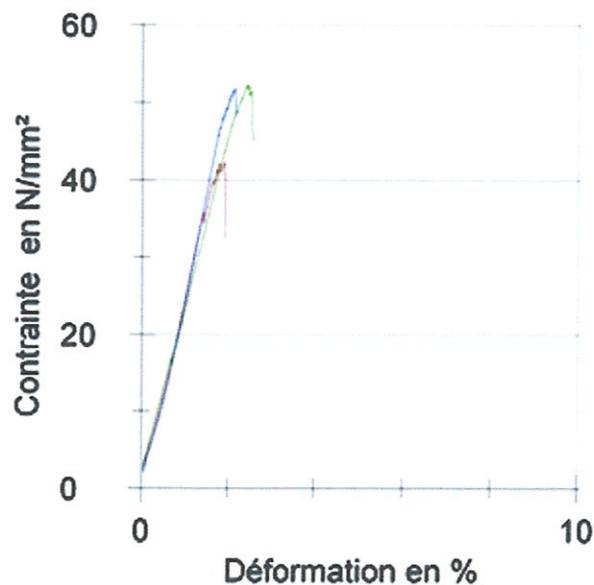


Figure IV.C.3 : Courbes contrainte-déformation en traction de composite C : $[2M/\pm 60]_{sy}$

Les mêmes observations que le composite B, la rupture se provoque lorsque on attendre les contraintes maximales. La rupture de type fragile. Le mode de rupture montre que l'adhésion entre matrice-renforts est faible (Figure IV.C.4), (Figure IV.C.5).



Figure IV.C.5 : Rupture transversale de la matrice et renforts plus le délaminage dans le composite C : $[2M/\pm 60]_{sy}$ (Vue latéral).



Figure IV.C.4 : Rupture transversale de la matrice est renforts dans le composite C : $[2M/\pm 60]_{sy}$

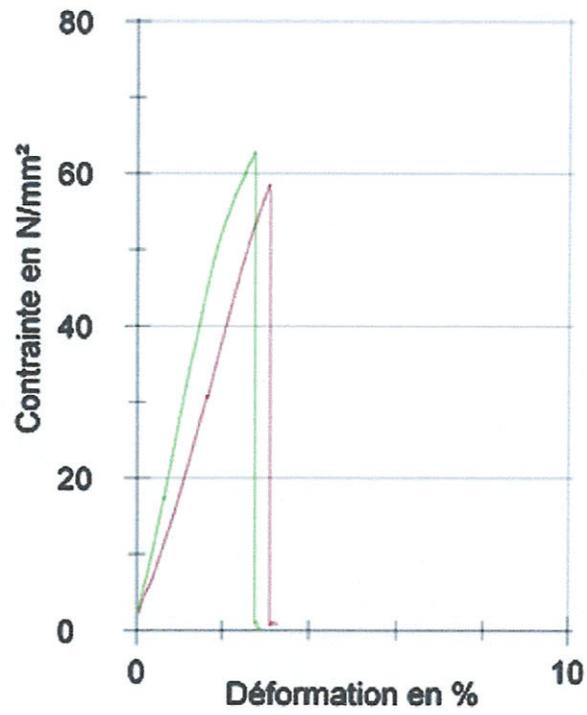


Figure IV.D.3 : Courbes contrainte-déformation en traction de composite D : $[2M/\pm 75]_{sy}$

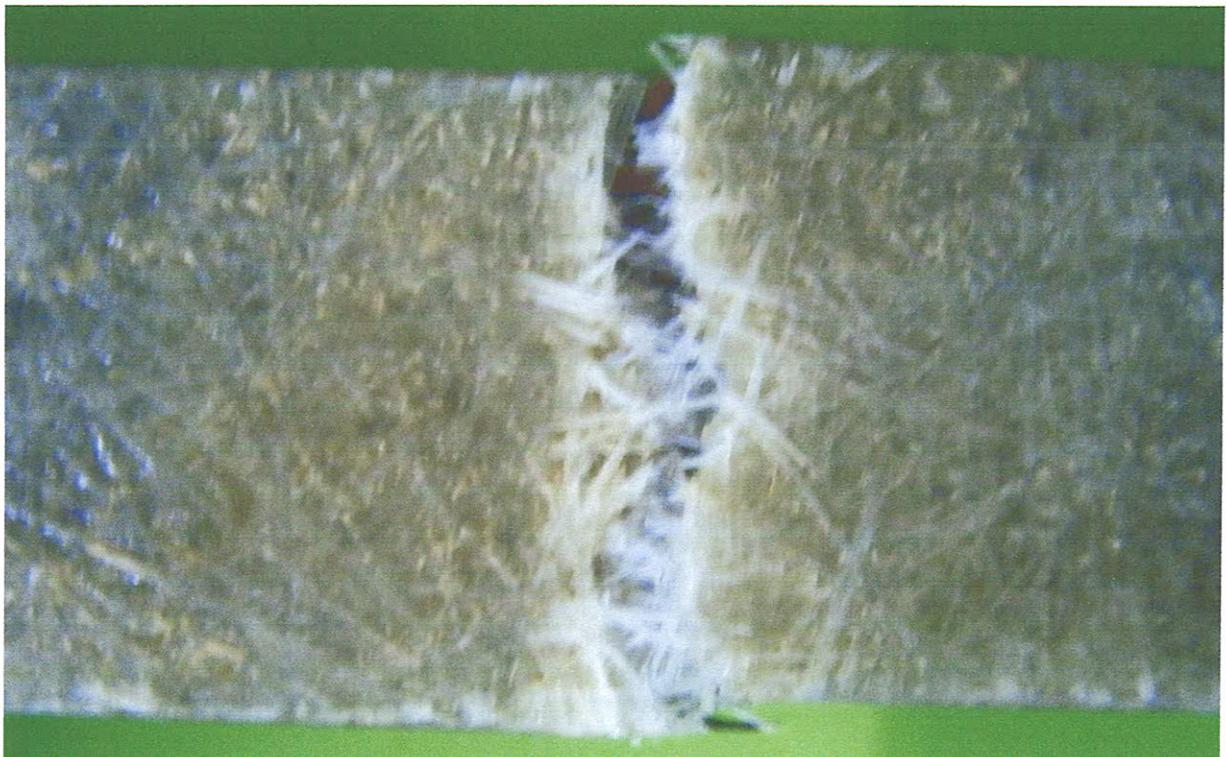


Figure IV.D.4 : Rupture transversale de la matrice et renforts dans le composite D : $[2M/\pm 75]_{sy}$

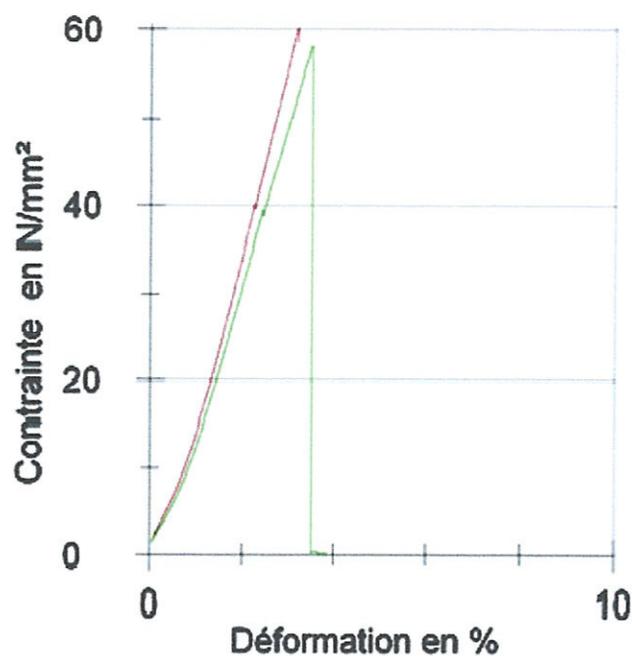


Figure IV.E.3 : Courbes contrainte-déformation en traction de composite E : [7M]

Lorsque les contraintes sont augmentées, le nombre de fissures croît jusqu'à atteindre un état de saturation de la fissuration, des concentrations de contraintes qui conduisent à l'interface puis à la propagation du délaminage à l'interface entre les couches.

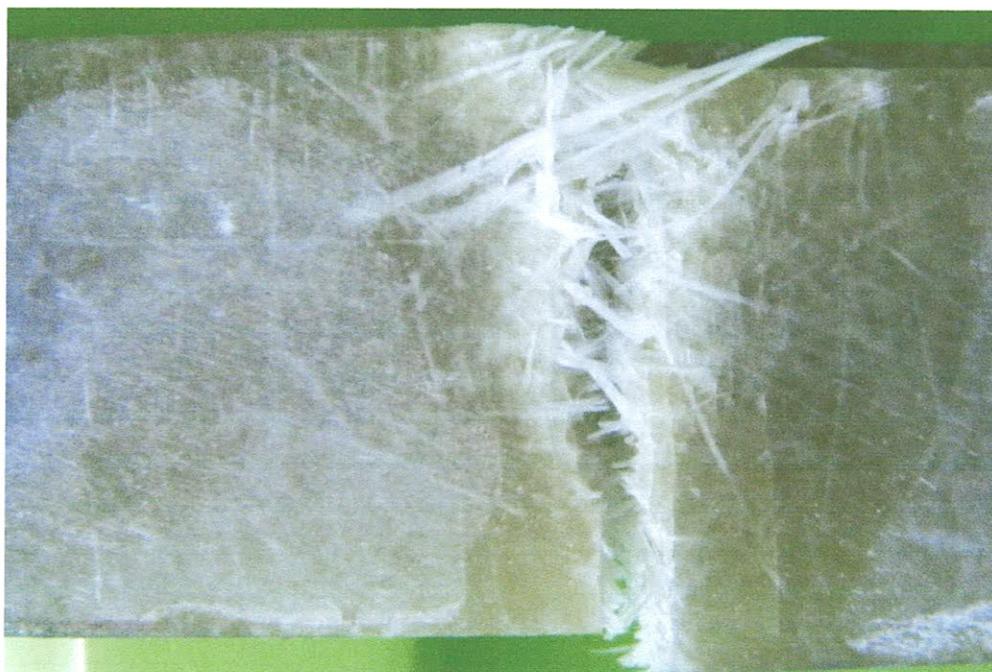


Figure IV.E.4 : Rupture transversale de la matrice et renforts dans le composite E : [7M]

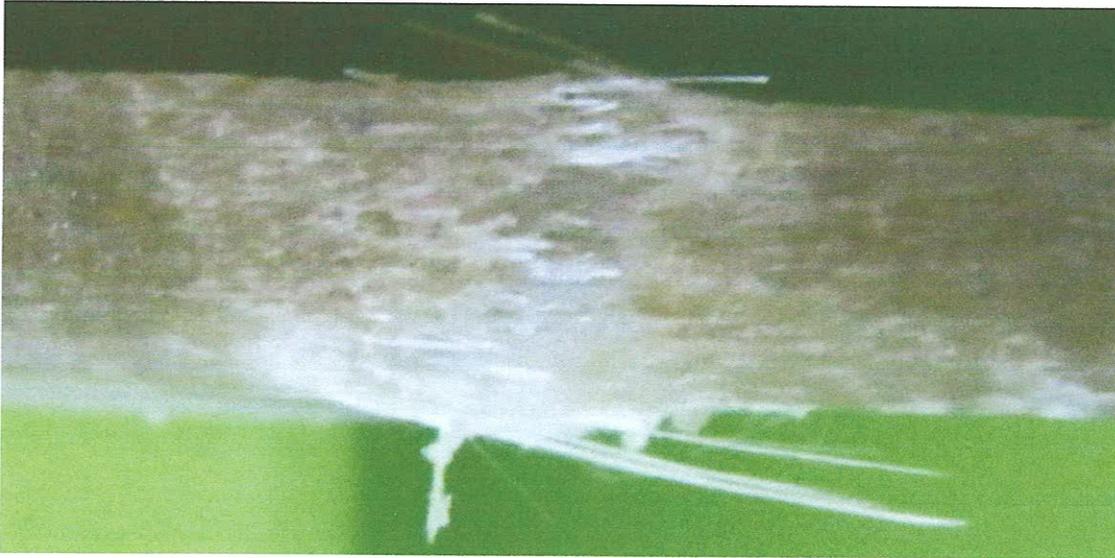


Figure IV.E.5 : Rupture transversale de la matrice et renforts plus le délaminage dans le composite E: [7M] (Vue latéral).

IV.2.2 Comparaison entre les matériaux étudiés en traction

L'analyse des résultats obtenus en traction montre que les 4 stratifiés ont un comportement linéaire jusqu'à la rupture fragile. L'orientation $[2M/\pm 75]_{sy}$ permet d'avoir le plus importante contrainte. L'orientation $[2M/\pm 60]_{sy}$ permet d'avoir le maximum de rigidité, le stratifié [7M] possède le déplacement à la rupture le plus important.

L'endommagement des stratifiés est initié par fissuration transversale, suivi d'un délaminage au niveau des couches tendues. La rupture totale n'a lieu qu'après rupture des faces tendues. Notons que les faces comprimées sont peu endommagées.

IV.2 Conclusion

L'étude statique présentée dans cet article a permis de mettre en évidence l'influence de l'orientation des plis des stratifiés quasi-isotropes sur le mode d'endommagement des stratifiés. L'analyse des faciès de rupture, des éprouvettes rompues, montre que le délaminage est le phénomène le plus prépondérant. L'endommagement des stratifiés peuvent être séparés en trois classes : la fissuration transversale des plis à 90° , ensuite et durant le prolongement du chargement, il y a un amorçage de nouveaux modes d'endommagements qui sont soit le délaminage local à l'interface des couches, soit la rupture des fibres notamment dans les faces tendue ou/et comprimée. L'accumulation de ces modes tend à accélérer la ruine du matériau.

Conclusion générale

Notre étude s'intéresse à une caractérisation mécanique expérimentale d'un matériau composite verre/polyester moyennant deux types de chargement : traction et flexion trois points.

A partir des résultats obtenus, nous pouvons conclure que la variation de la contrainte en fonction de la déformation longitudinale se fait selon deux allures. Lors d'un essai de traction, la variation de la force en fonction de l'allongement pour un essai de flexion trois points, évolue selon une allure linéaire avant de se courber. Nous remarquons aussi que les valeurs ne sont pas identiques lors de la traction par rapport à la flexion.

Dans notre travail nous pouvons dire que la rupture d'un composite 2D dépend essentiellement de l'orientation des fibres et à la fin on conclue que le stratifié A $[2M/\pm 15]_{sy}$ est le plus performant car il donne un faible chute à la flexion, donc il a un bon coefficient de sécurité. Par contre, en traction l'orientation $[2M/\pm 75]_{sy}$ permet d'avoir la plus importante contrainte. L'orientation $[2M/\pm 15]_{sy}$ permet d'avoir le maximum de rigidité et le stratifié $[7M]$ possède le déplacement à la rupture le plus important avec une meilleure résistance au délaminage.

Nous Suggérons que ce travail sera complété par des essais sur des éprouvettes de flexion 3points entaillées et des éprouvettes CT pour tenir compte des paramètres de la mécanique de la rupture lors de l'interprétation des résultats.

Annexe

Annexe

Tableaux des résultats des essais de flexion 3 Point:

Composite	N°	F_M N	σ_M MPa	ε_M %	F_B N	σ_B MPa	ε_B %	σ_{x1} MPa	σ_{x2} MPa	σ_{x3} MPa	σ_{x4} MPa	h	b	l_v
A	1	441	103	3.4	-	-	-	17.6	35.3	68.8	98.1	6	14.8	83.2
A	2	364	109	3.3	182	54.3	4.1	22.1	42.4	78.4	107	5.4	14.8	86

Composite	N°	F_M N	σ_M MPa	ε_M %	F_B N	σ_B MPa	ε_B %	σ_{x1} MPa	σ_{x2} MPa	σ_{x3} MPa	σ_{x4} MPa	h	b	l_v
B	1	353	91.4	2.2	106	27.4	6.5	24.6	46.8	86.5	39.5	6.3	14.7	108
B	2	413	107	2.4	124	27.7	3.9	27.7	52.8	95.6	55.1	6.0	14.7	108

Composite	N°	F_M N	σ_M MPa	ε_M %	F_B N	σ_B MPa	ε_B %	σ_{x1} MPa	σ_{x2} MPa	σ_{x3} MPa	σ_{x4} MPa	h	b	l_v
C	1	328	94.4	1.8	164	47.2	4.5	29	57.8	73.6	63.2	5.2	14.8	89.6
C	2	393	101	2.2	191	49.3	2.3	28	54.5	96.7	-	5.9	14.7	108

Composite	N°	F_M N	σ_M MPa	ε_M %	F_B N	σ_B MPa	ε_B %	σ_{x1} MPa	σ_{x2} MPa	σ_{x3} MPa	σ_{x4} MPa	h	b	l_v
D	1	277	69.5	1.6	138	34.6	3.6	24	47.4	45.8	38.4	6.3	14.8	89.6
D	2	344	97.1	1.7	172	48.5	1.8	31	62	-	-	5.6	14.9	94.4

Composite	N°	F_M N	σ_M MPa	ε_M %	F_B N	σ_B MPa	ε_B %	σ_{x1} MPa	σ_{x2} MPa	σ_{x3} MPa	σ_{x4} MPa	h	b	l_v
E	1	361	108	3.3	108	32.5	3.7	19.7	38	71.2	103	5.2	14.8	80
E	2	395	112	2.6	118	33.5	3.0	25.8	49.6	92.1	37.7	5.4	14.5	80

Tableaux des résultats des essais de traction:

Comp osite	E_{mod}	F_{pour} dL pls 0.2%	F_{max}	dL pls pour F_{max}	dL pour F_{max}	F_{rup}	dL plas à la rup mm	dL à la rup mm	W Jusqu' à F_{max} N.mm	W À rupt N.m m	a_0 m m	b_0 m m	S_0 mm ²
	GPa	N	N	mm	mm	N	mm	mm	N.mm	N.m	m	m	mm ²
A1	0.23	2020	114 00	1.8	6.2	-	-	-	36811. 01	-	-	26. 2	170 3
A2	4.45	2680	117 00	2.6	5.3	109 00	2.8	5.3	33432. 88	3343 2.88	5.9	26. 8	158. 12
A3	3.82	2450	111 00	2.3	5.3	104 00	2.5	5.3	31218. 27	3149 2.56	6	26. 1	156. 6

Comp osite	E_{mod}	F_{pour} dL pls 0.2%	F_{max}	dL pls pour F_{max}	dL pour F_{max}	F_{rup}	dL plas à la rup mm	dL à la rup mm	W Jusqu' à F_{max} N.mm	W À rupt N.m m	a_0 m m	b_0 m m	S_0 mm ²
	GPa	N	N	mm	mm	N	mm	mm	N.mm	N.m	m	m	mm ²
B1	2.39	1940	746 0	1.0	3.7	-	-	-	14378. 41	-	6.6	26. 9	177. 54
B2	3.82	2330	936 0	2.2	4.3	-	-	-	21786. 7	-	6.1	26. 1	190. 99
B3	3.15	1710	765 0	2.2	4.3	-	-	-	17857. 31	-	7.1	26. 9	190. 99

Comp osite	E_{mod}	F_{pour} dL pls 0.2%	F_{max}	dL pls pour F_{max}	dL pour F_{max}	F_{rup}	dL plas à la rup mm	dL à la rup mm	W Jusqu' à F_{max} N.mm	W À rupt N.m m	a_0 m m	b_0 m m	S_0 mm ²
	GPa	N	N	mm	mm	N	mm	mm	N.mm	N.m	m	m	mm ²
C1	3.9	1990	725 0	1.3	3.1	557 0	1.7	3.1	12187. 74	1235 9.27	6.4	27. 3	174. .2
C2	4.05	1990	828 0	1.9	3.9	712 0	2.4	4.1	17564. 71	1923 7.39	5.9	27. 4	162. 25
C3	3.23	2120	828 0	1.1	3.5	765 0	1.1	3.5	14629. 06	1478 9.74	5.9	27. 4	161. 66

Composite	E_{mod} GPa	F_{pour} dL pls 0.2% N	F_{max} N	dL pls pour F_{max} mm	dL pour F_{max} mm	F_{rup} N	dL plas à la rup mm	dL à la rup mm	W Jusqu' à F_{max} N.mm	W À rupt N.m m	a_0 m	b_0 m	S_0 mm ²
D1	3.01	1380	978 0	2.0	4.9	-	5.3	5.3	24345. 04	2484 0.96	6.5	26. 5	172. 25
D2	4.29	2450	104 00	2.1	4.4	-	-	-	26356. 31	-	6.4	26. 6	170. 24

Composite	E_{mod} GPa	F_{pour} dL pls 0.2% N	F_{max} N	dL pls pour F_{max} mm	dL pour F_{max} mm	F_{rup} N	dL plas à la rup mm	dL à la rup mm	W Jusqu' à F_{max} N.mm	W À rupt N.m m	a_0 m	b_0 m	S_0 mm ²
E1	1.82	1520	108 00	0.0	5.1	105 00	0.2	5.1	25503. 4	2559 3.22	7	26. 6	186. 2
E2	1.77	1140	111 00	0.6	5.6	-	-	-	29347. 11	-	7.5	26. 5	198. 7

**Références
Bibliographiques**

Références Bibliographiques

- [1]-Glossaire des matériaux composites (Centre d'Animation Régional en Matériaux Avancés-France)-CARMA-Actualisation Octobre 2006, 34P.
- [2]-Daniel Guillon, (Fibres de verre de renforcement) Technique d'Ingénieurs A-2110.
- [3]-Azzedine Ayadi (Technologie du verre)-OPU-2ème édition 2007, 129P.
- [4]-J.M.BERTHELOT (Matériaux composites: Comportement mécanique et analyse des structures), Ed. MASSON, Paris, 1992, 620P.
- [5]-Daniel Gay (Matériaux composites), 5ème édition révisée –Lavoisier 2005- PP. [37-48] polytechnique et universitaire Romandes, 670P.
- [6]-Pierre Etienne et All (Matériaux composites à Matrice Organique –Traité des Matériaux tome 15- 233P.
- [7]-TEC et DOC (Guide de la technique 2 -Les matériaux, Métaux, Plastique, Composites, Matériaux vivants) presse polytechnique et universitaire Lausanne 1991 PP. [143-148].
- [8]- H. OSMANI (Rupture des composites céramique-céramique à fibres), thèse de doctorat, INSA de Lyon, 1989, 226P.
- [9]-Mebarki Abed Elyamine (Analyse dynamique libre des plaques composites multicouches), Mémoire Magister, Université de Constantine, 2009, 170p, PP. [24-27].
- [10]-Mansour ROKBI (Comportement a la Rupture et Caractérisation Mécanique de Composite Polyester –Fibres de verres)- Thèse de Magister 2001-université de M'Sila-Algérie.
- [11]-Claude Bathis et All. (Matériaux composites), Dunod, Paris, 2005, 417p, pp [73-76].
- [12]-Pierre CANARD et All. (Polyesters insaturés), Techniques de l'Ingénieur, traité Plastiques et Composites ; A 3 445 19P.
- [13] - LAMET and coll –'Mechanical Testing and Evaluation- volume 8- ASM-International)- 2235- pp [1270-1275]
- [14]-Jean-luc ENGERAND- (Mécanique de la rupture-Technique d'ingénieur B5060)- 2 [1-12].

- [15] –A. ZEGHLOUL – (Concepts fondamentaux de la mécanique de la rupture)- Université de Metz, France- 172 p
- [16]-Dr Noel O’Dowd- (Advanced fracture mechanics, lectures on Fundamentals of Elastics, Elastic-plastic and Creep Fracture)- Imperial College London- 2002-2003- 107p [1-64].
- [17]-Victor E. SAOUMA - (Lecture Notes in Fracture Mechanics) - University of Colorado, Boulder, CO 80309-0428- 79 P.
- [18]-Clément Lemaignan- (La rupture des Matériaux- EDP Science 2003) .142 P.
- [19]-NESTOR PEREZ- (Fracture Mechanics)- Kluwer Academic Publishers- 299 P.
- [20]-Majid MIRZAEI - (Fracture Mechanics, theory and applications) Dept of Mechanical Eng., TMU .137 P.
- [21]-Bernard BARTHELEMY- (Notions Pratiques de Mécanique de la Rupture)- edition Eyrolles 1980- P283. PP 140-141].
- [22]-L.L.Faulkner - (Practical Fracture Mechanics in Design)- Ohio State University-PP- [37-39]- 523 P.
- [23]-C.H. Wang- Introduction to Fracture Mechanics- 82 P, PP [25-26] - DSTO Aeronautical and Maritime Research Laboratory.
- [24]-David Broek- Elementary engineering fracture mechanics- 467P, PP [132-136] - MARTINUS NIJHOFF PUBLISHERS 1982.
- [25]- J. Rösler and All - Mechanical Behaviour of Engineering Materials (Metals, Ceramics, Polymers, and Composites) ISBN 978-3-540-73446-8 Springer Berlin Heidelberg New York 540 p .pp [301-305].
- [26]-William D. Callister, Jr. (Fundamentals of Materials Science and Engineering) - University of Utah Department of Metallurgical Engineering 910p .pp [710-712].
- [27]-Issac. M .Daniel (Engineering Mchanics of composite materials) Oxford University Prees 1994 410 P.
- [28]-Mansour ROKBI – (Comportement à la rupture et caractérisation mécanique de composite polyester-fibre de verre) -Thèse de Magister- université de M’sila 148 P.

- [29]-LAMET and Coll –‘Mechanical Testing and Evaluation- volume 8- ASM-International)- 2235- pp [1270-1275].
- [30]-Jean-luc ENGERAND- (Mécanique de la rupture-Technique d’ingénieur B5060)- 2 [1-12].
- [31] –A. ZEGHLOUL – (Concepts fondamentaux de la mécanique de la rupture)- Université de Metz, France- 172 p.
- [32]-Dr Noel O’Dowd- (Advanced fracture mechanics, lectures on Fundamentals of Elastics, Elastic-plastic and Creep Fracture)- Imperial College London- 2002-2003- 107p [1-64].
- [33]-Victor E. SAOUMA - (Lecture Notes in Fracture Mechanics) - University of Colorado, Boulder, CO 80309-0428- 79 P.
- [34]-NESTOR PEREZ- (Fracture Mechanics)- Kluwer Academic Publishers- 299 P.
- [35]-Majid MIRZAEI - (Fracture Mechanics, theory and applications) Dept of Mechanical Eng., TMU .137 P.
- [36]-Bernard BARTHELEMY- (Notions Pratiques de Mécanique de la Rupture)- edition Eyrolles 1980- P283. PP 140-141].
- [37]-C.H. Wang- Introduction to Fracture Mechanics- 82 P, PP [25-26]- DSTO Aeronautical and Maritime Research Laboratory.
- [38]-David Broek- Elementary engineering fracture mechanics- 467P, PP [132-136] - MARTINUS NIJHOFF PUBLISHERS 1982.
- [39]-J. Rösler and Coll - Mechanical Behaviour of Engineering Materials (Metals, Ceramics, Polymers, and Composites) ISBN 978-3-540-73446-8 Springer Berlin Heidelberg New York 540 p .pp [301-305].
- [40]-Issac. M .Daniel (Engineering Mchanics of composite materials) Oxford University Prees 1994 410 P.

Résumé

L'étude présentée dans cet ouvrage nous a permis de caractériser notre matériau élaboré.

Premièrement, la qualité et la performance du composite réside essentiellement dans l'importance qu'il faut donner aux différentes étapes de l'élaboration en vue de diminuer les défauts de fabrication qui peuvent affaiblir les propriétés mécaniques du composite.

Deuxièmement, la modification du comportement mécanique du composite se fait en jouant sur le facteur de l'orientation des fibres par rapport au sens de la sollicitation.

Troisièmement, Les propriétés mécaniques les plus intéressantes sont obtenues lorsque le matériau est sollicité parallèlement à l'orientation des fibres, mais au fur et à mesure que l'angle d'orientation augmente, les propriétés mécaniques deviennent de plus en plus faibles.

Quatrièmement, des défauts de fabrication qu'on n'a pas pu éviter tel que : bulle d'air, épaisseur non uniforme, défaut de résines, n'ont pas permis d'obtenir des résultats souhaitables.

Abstract

The survey presented in this work allowed us to pull a general idea on our elaborate material.

First, the quality and the performance of the composite essentially resides in the importance that it is necessary to give to the different stages of the development in order to decrease the shortcomings of manufacture that can weaken the mechanical properties of the composite.

Secondly, the modification of the mechanical behavior of the composite makes itself while playing on the factor of the orientation of the fibers in relation to the sense of the sollicitation.

Thirdly, the most interesting mechanical properties are gotten when the material is solicited in the same way to the orientation of the fibers, but as the angle of orientation increases, the mechanical properties become more and more weak. At the end of the shortcomings of manufacture that one could not avoid as: bubble of air, thickness non uniform, defect of resins, didn't permit to get desirable results

