

SOMMAIRE

Introduction générale	10
Chapitre 1 : Etude Bibliographique sur les matériaux composites	13
1.1 Généralité sur les matériaux composites	14
1.1.1 Définition	14
1.1.2 Caractéristiques générales	14
1.1.3 Classement des matériaux composites	14
1.1.3.1 Classification suivant la forme des constituants	14
1.1.3.2 Classification suivant la nature des constituants	15
1.1.3.3 Classification suivant leurs applications et performances	15
1.1.4 Architecture des renforts	17
1.1.5 Les stratifiés composites	18
1.1.6 La matrice	19
1.1.6.1 Les résines thermodurcissables	19
1.1.6.2 Les résines thermoplastiques	20
1.1.7 Technologies de mise en œuvre	20
1.1.7.1 Moulage au contact	20
1.1.7.2 Moulage par projection simultanée	21
1.1.7.3 Moulage sous vide	21
1.1.7.4 Moulage par injection basse pression de résine - RTM	22
1.1.7.5 Moulage à la presse à froid "voie humide" basse pression	22
1.1.7.6 L'infusion de résine sous membrane souple	23
1.1.7.7 Moulage par injection de compound - BMC	24
1.1.7.8 Moulage par compression de mat pré-imprégné - SMC	24
1.1.7.9 Moulage par enroulement filamentaire	25
1.1.7.10 Moulage par centrifugation	25
1.1.7.11 Moulage par pultrusion	26
1.1.7.12 Moulage par injection de résine réactive renforcée fibres broyées (R.R.I.M.)	26
1.1.7.13 Moulage par injection de résine réactive renforcée fibres longues (S.R.I.M.)	26
1.1.8 Comportement viscoélastique des composites stratifiés	26
1.2 Comportement en statique et en fatigue des matériaux composites	28
1.2.1 Comportement en statique des matériaux composites	28

1.2.1.1 Les essais de flexion	28
1.2.1.2 Dimensions des éprouvettes pour l'essai de flexion	28
1.2.1.3 Distance entre appuis	29
1.2.1.4 Séquences d'empilement des stratifiés	29
1.2.2 Comportement en fatigue des matériaux composites	34
1.2.2.1 Comportement en fatigue cyclique des matériaux composites	34
1.2.2.2 Paramètres expérimentaux influant sur la fatigue cyclique	33
1.2.2.2.1 Influence de la fréquence	33
1.2.2.2.2 Influence du chargement	34
1.2.2.2.2.1 Influence du mode de chargement : force ou flèche	35
1.2.2.2.2.2 Influence du rapport de chargement R	36
1.2.2.2.2.3 Influence du niveau de chargement r	37
1.3 Endommagement des matériaux composites	37
1.3.1 Mécanismes d'endommagement et de rupture dans les composites	37
1.4 Modélisations du comportement en fatigue et endommagement des matériaux composites	43
1.4.1 Modèles de durée de vie (approches globales)	43
1.4.2 Modèles phénoménologiques (rigidité ou résistance résiduelles)	44
1.4.3 Modèles d'endommagement progressif	45
1.4.3.1 Approche mécanique de la rupture	46
1.4.3.2 Approche à base de formalisme thermodynamique	48
Chapitre 2 : Etude expérimentale du comportement en flexion statique	51
2.1 Introduction	52
2.2 Matériaux	52
2.2.1 Pyrolyse des matériaux étudiés	53
2.2.2 Préparation des éprouvettes	55
2.3 Banc et principe de l'essai de flexion 3 points	56
2.4 Essais statiques	57
2.5 Analyse des résultats	60
2.6 Endommagement des éprouvettes testées sous sollicitation statique	64
2.7 Conclusion	66

Chapitre 3 : Etude expérimentale du comportement en fatigue cyclique	67
3.1 Introduction	68
3.2 Essai de Fatigue cyclique	70
3.2.1 Analyse des résultats	70
3.2.1.1 Influence du niveau de chargement sur la perte de rigidité	70
3.2.1.1 Comparaison des courbes moyennes du comportement en fatigue des matériaux pour les niveaux de chargement 0.6, 0.7, 0.8 et 0.9	72
3.2.2 Observation des faciès de rupture	74
3.3 Conclusion	76
Chapitre 4 : Simulation numérique des stratifiés composites en flexion statique	77
4.1 Introduction	78
4.2 Propriétés élastiques du pli	78
4.2.1 Pli renforcé de fibres unidirectionnelles	78
4.2.2 Pli du mat	80
4.3 Calcul des modules d'élasticité des matériaux étudiés	81
4.4 Présentation du logiciel ABAQUS	83
4.4.1 Présentation du module ABAQUS/CAE	83
4.4.1.1 Module Part	85
4.4.1.2 Module Assembly	85
4.4.1.3 Module Step	86
4.4.1.4 Module Interaction	86
4.4.1.5 Module Load	87
4.4.1.6 Module Mesh	87
4.4.1.7 Module Job	87
4.5 Calcul de structures par élément finis des matériaux étudiés sous ABAQUS	88
4.5.1 Matériau M1	89
4.5.1.1 Empilement du stratifiés M1	89
4.5.1.2 Maillage et conditions aux limites	90
4.5.1.3 Déformées du stratifié M1	91
4.5.1.4 Contraintes de Von Mises pour le stratifié M1	93
4.5.2 Matériau M2	95

4.5.2.1 Déformées du stratifié M2	95
4.5.2.2 Contraintes de Von Mises pour le stratifié M2	97
4.5.3 Matériau M3	99
4.5.3.1 Déformées du stratifié M3	99
4.5.2.2 Contraintes de Von Mises pour le stratifié M3	101
4.5.4 Matériau M4	103
4.5.4.1 Déformées du stratifié M4	103
4.5.4.2 Contraintes de Von Mises pour le stratifié M4	105
4.6 Comparaison des résultats obtenus : ABAQUS / Expérimentaux	107
4.6.1 Flèche au centre	107
4.6.2 Contraintes	111
4.7 Conclusion	115
Conclusion générale et perspectives	116
Travaux scientifiques effectués dans le cadre de la préparation de cette thèse	118
Références bibliographiques	120

Liste des Tableaux

Tableau 2.1 :	Caractéristiques des matériaux	53
Tableau 2.2 :	Résultats obtenus	54
Tableau 2.3 :	Fraction volumique des matériaux	55
Tableau 2.4 :	Contraintes à la rupture et modules d'élasticité en flexion	60
Tableau 2.5 :	Contraintes à la rupture et modules d'élasticité calculés en flexion trois points statique du matériau M1	61
Tableau 2.6 :	Contraintes à la rupture et modules d'élasticité calculés en flexion trois points statique du matériau M2	62
Tableau 2.7 :	Contraintes à la rupture et modules d'élasticité calculés en flexion trois points statique du matériau M3	62
Tableau 2.8 :	Contraintes à la rupture et modules d'élasticité calculés en flexion trois points statique du matériau M4	63
Tableau 2.9 :	Moyenne des modules d'élasticité en flexion des matériaux étudiés	63
Tableau 4.1 :	Caractéristiques mécaniques d'une couche unidirectionnelle dans son repère d'orthotropie - matériau M1	81
Tableau 4.2 :	Caractéristiques mécaniques d'une couche unidirectionnelle dans son repère d'orthotropie - matériau M2	81
Tableau 4.3 :	Caractéristiques mécaniques d'une couche unidirectionnelle dans son repère d'orthotropie - matériau M3	82
Tableau 4.4 :	Caractéristiques mécaniques d'une couche unidirectionnelle dans son repère d'orthotropie - matériau M4	82
Tableau 4.5 :	Caractéristiques mécaniques des stratifiés M1, M2, M3 et M4	82
Tableau 4.6 :	Comparaison des flèches au centre obtenues par ABAQUS et par l'expérimental pour le matériau M1	107
Tableau 4.7 :	Comparaison des flèches au centre obtenues par ABAQUS et par l'expérimental pour le matériau M2	108
Tableau 4.8 :	Comparaison des flèches au centre obtenues par ABAQUS et par l'expérimental pour le matériau M3	109
Tableau 4.9 :	Comparaison des flèches au centre obtenues par ABAQUS et par l'expérimental pour le matériau M4	110
Tableau 4.10 :	Comparaison des flèches au centre obtenues par ABAQUS et par l'expérimental pour le matériau M1	111
Tableau 4.11 :	Comparaison des flèches au centre obtenues par ABAQUS et par l'expérimental pour le matériau M2	112
Tableau 4.12 :	Comparaison des flèches au centre obtenues par ABAQUS et par l'expérimental pour le matériau M3	113
Tableau 4.13 :	Comparaison des flèches au centre obtenues par ABAQUS et par l'expérimental pour le matériau M4	114

Liste des Figures

Fig. 1.1 : Matériaux Composites à particules et à fibres	15
Fig. 1.2 : Exemple d'utilisation des matériaux composites (GD)	16
Fig. 1.3 : Exemple d'utilisation des matériaux composites (HP) : Airbus A380 et Vélo sport	16
Fig. 1.4 : Nappe unidirectionnelle	17
Fig. 1.5 : Géométries et textures de renforts	18
Fig. 1.6 : Modèle de base des stratifiés	19
Fig. 1.7 : Moulage au contact	20
Fig. 1.8 : Moulage par projection simultanée	21
Fig. 1.9 : Moulage sous vide	22
Fig. 1.10 : Moulage par RTM	22
Fig. 1.11 : Moulage à voie humide	23
Fig. 1.12 : Infusion de résine sous membrane souple	23
Fig. 1.13 : Moulage par SMC	24
Fig. 1.14 : Moulage par enroulement filamentaire	25
Fig. 1.15 : Moulage par centrifugation	25
Fig. 1.16 : Traction uniaxiale courbe σ_x/ε_x	27
Fig. 1.17 : Machine d'essai de flexion	28
Fig. 1.18 : Forme et dimension de l'éprouvette de flexion	29
Fig. 1.19 : Courbes contraintes déplacement	30
Fig. 1.20 : Influence de l'orientation du pli en flexion statique des stratifiés $[0/\pm\theta_4/0]_s$ avec $\theta = 25, 45$ et 75°	31
Fig.1.21 : Deux stratifiés présentant le même nombre de plis répartis de façons différentes	31
Fig. 1.22 : Cycle de sollicitation en force, flèche ou contrainte imposée	32
Fig. 1.23 : Influence de la fréquence de chargement sur la perte de rigidité	33
Fig. 1.24 : Evolution de la température de la surface d'une éprouvette en composite stratifié en fonction de la fréquence de cyclage d'après Kim et Ebert	34
Fig. 1.25 : Courbes de perte de charge pendant le cycle sous diverses amplitudes de flèche nominales	35
Fig. 1.26 : Évolution typique de perte de charge pendant le cycle (diagramme linéaire, $f_a = 0.5$ mm)	36

Fig. 1.27 : Différents modes de rupture de la matrice associés à la rupture d'une fibre	39
Fig. 1.28 : Rupture transverse de la matrice	39
Fig. 1.29 : Rupture longitudinale de la matrice	40
Fig. 1.30 : Décohésion fibre-matrice	40
Fig. 1.31 : Courbe contrainte-déformation d'un composite unidirectionnel soumis à une traction longitudinale, dans le cas où $\epsilon_{fu} < \epsilon_{mu}$	40
Fig. 1.32 : Mécanismes d'endommagement observés dans un stratifié croisé	41
Fig. 1.33 : Densité de fissures sur la tranche en fonction du nombre de cycles pour deux niveaux de contraintes et deux stratifiés. T300/914, R = 0,1, f = 10 Hz	42
Fig. 1.34 : Influence de la micro-structure (répartition des fibres, porosités...) sur le chemin suivi par les fissures	43
Fig. 1.35 : Dégradation de la résistance résiduelle d'un matériau composite unidirectionnel sous chargement constant de fatigue	45
Fig. 1.36 : Loi de cumul de l'endommagement	46
Fig. 2.1 : Forme et dimensions des éprouvettes d'essai en flexion 3 points statique	55
Fig. 2.2 : Eprouvettes d'essai des matériaux étudiés	56
Fig. 2.3 : Machine d'essai Zwick/Roell Z 20	56
Fig. 2.4 : Principe d'essai de flexion 3-points	57
Fig. 2.5 : Courbes de comportement expérimental Charge-déplacement en flexion 3 points statique pour le stratifié M1.	58
Fig. 2.6 : Courbes de comportement expérimental Charge-déplacement en flexion 3 points statique pour le stratifié M2.	58
Fig. 2.7 : Courbes de comportement expérimental Charge-déplacement en flexion 3 points statique pour le stratifié M3.	58
Fig. 2.8 : Courbes de comportement expérimental Charge-déplacement en flexion 3 points statique pour le stratifié M4.	59
Fig. 2.9 : Courbes moyennes de comportement expérimental Charge-déplacement en flexion 3 points statique pour les quatre stratifiés.	59
Fig. 2.10 : Microscope optique	64
Fig. 2.11 : Observation microscopique des faciès endommagés du matériau M1	64
Fig. 2.12 : Observation microscopique des faciès endommagés du matériau M2	65
Fig. 2.13 : Observation microscopique des faciès endommagés du matériau M3	65
Fig. 2.14 : Observation microscopique des faciès endommagés du matériau M4	66
Fig. 3.1 : Influence du niveau de chargement sur la perte de rigidité du matériau M1	70
Fig. 3.2 : Influence du niveau de chargement sur la perte de rigidité du matériau M2	71

Liste des Figures

Fig. 3.3 : Influence du niveau de chargement sur la perte de rigidité du matériau M3	71
Fig. 3.4 : Influence du niveau de chargement sur la perte de rigidité du matériau M4	72
Fig. 3.5 : Comparaison des courbes moyennes du comportement en fatigue des matériaux M1, M2, M3 et M4 pour $r = 0,6$	72
Fig. 3.6 : Comparaison des courbes moyennes du comportement en fatigue des matériaux M1, M2, M3 et M4 pour $r = 0,7$	73
Fig. 3.7 : Comparaison des courbes moyennes du comportement en fatigue des matériaux M1, M2, M3 et M4 pour $r = 0,8$	73
Fig. 3.8 : Comparaison des courbes moyennes du comportement en fatigue des matériaux M1, M2, M3 et M4 pour $r = 0,9$	74
Fig. 3.9 : Faciès de rupture du matériau M1	74
Fig. 3.10 : Faciès de rupture du matériau M2	75
Fig. 3.11 : Faciès de rupture du matériau M3	75
Fig. 3.12 : Faciès de rupture du matériau M4	76
Fig. 4.1 : Composants de la fenêtre principale du logiciel ABAQUS/CAE	84
Fig. 4.2 : Démarche de simulation avec le module CAE	84
Fig. 4.1 : Create Part	85
Fig. 4.2 : Create Material	85
Fig. 4.3 : Create Section	85
Fig. 4.4 : Assign Section	85
Fig. 4.5 : Instance Part	86
Fig. 4.6 : Create Step	86
Fig. 4.7 : Create Field Output	86
Fig. 4.8 : Create History Output	86
Fig. 4.9 : Create Interaction	87
Fig. 4.10 : Create Interaction property	87
Fig. 4.11 : Create Load	87
Fig. 4.12 : Create Boundary Condition	87
Fig. 4.13 : Create Field	87
Fig. 4.14 : stratifié quasi-isotrope (proportion de renfort suivant chaque direction = 25 %)	88
Fig. 4.15 : Orientations des plis des stratifiés quasi-isotropes	88
Fig. 4.16 : Empilement des couches du stratifié M1	89

Liste des Figures

Fig. 4.17 : Exemple de maillage	90
Fig. 4.18 : Conditions aux limites	90
Fig. 4.19 : Déformée du stratifié M1 pour nombre de plis 3, 4, 6, 9, 12 et 18	91
Fig. 4.20 : Contraintes de Von Mises du stratifié M1 pour nombre de plis 3, 4, 6, 9, 12 et 18	93
Fig. 4.21 : Déformée du stratifié M2 pour nombre de plis 3, 4, 6, 9, 12 et 18	95
Fig. 4.22 : Contraintes de Von Mises du stratifié M2 pour nombre de plis 3, 4, 6, 9, 12 et 18	97
Fig. 4.23 : Déformée du stratifié M3 pour nombre de plis 3, 4, 6, 9, 12 et 18	99
Fig. 4.24 : Contraintes de Von Mises du stratifié M3 pour nombre de plis 3, 4, 6, 9, 12 et 18	101
Fig. 4.25 : Déformée du stratifié M4 pour nombre de plis 3, 4, 6, 9, 12 et 18	103
Fig. 4.26 : Contraintes de Von Mises du stratifié M4 pour nombre de plis 3, 4, 6, 9, 12 et 18	105
Fig. 4.27 : Comparaison des flèches au centre obtenues par ABAQUS et par l'expérimental pour le matériau M1	107
Fig. 4.28 : Comparaison des flèches au centre obtenues par ABAQUS et par l'expérimental pour le matériau M2	108
Fig. 4.29 : Comparaison des flèches au centre obtenues par ABAQUS et par l'expérimental pour le matériau M3	109
Fig. 4.30 : Comparaison des flèches au centre obtenues par ABAQUS et par l'expérimental pour le matériau M4	110
Fig. 4.31 : Comparaison des contraintes obtenues par ABAQUS et par l'expérimental pour le matériau M1	111
Fig. 4.32 : Comparaison des contraintes obtenues par ABAQUS et par l'expérimental pour le matériau M2	112
Fig. 4.33 : Comparaison des contraintes obtenues par ABAQUS et par l'expérimental pour le matériau M3	113
Fig. 4.34 : Comparaison des contraintes obtenues par ABAQUS et par l'expérimental pour le matériau M4	114

Introduction générale

Les matériaux composites sont aujourd'hui utilisés dans des structures très sollicitées grâce à leur bonne tenue à la fatigue. Ils présentent des propriétés d'endurance et une tolérance aux dommages largement supérieures aux métaux et en particulier aux alliages légers. Cet aspect est un point fort des composites et justifie leur utilisation dans le domaine des transports, notamment dans l'industrie aéronautique pour des pièces soumises à des sollicitations de fatigue. C'est ainsi que l'on recherche des propriétés mécaniques élevées dans le domaine aéronautique, des capacités d'absorption aux chocs dans le domaine automobile, une bonne tenue mécanique sur le long terme dans le domaine naval.

Environ, 99 % des pièces composites de grande diffusion actuellement fabriquées sont renforcées par des fibres de verre [1].

Pour mettre en œuvre un matériau qui réponde au mieux à l'application envisagée tout en améliorant la résistance à la fatigue, il est nécessaire de bien comprendre les mécanismes de dégradation en fatigue, et de savoir comment prendre en compte au mieux les différents facteurs dont dépend la fatigue des matériaux composites (la nature des fibres et des résines, du drapage, de la qualité des interfaces...) [2].

Le comportement en fatigue des stratifiés composites a été étudié par plusieurs auteurs en s'intéressant d'une part à l'effet de l'empilement et du type de renfort sur les caractéristiques mécaniques des stratifiés [3, 4, 5, 6, 7, 8, 9] et d'autre part à l'influence de la fréquence de sollicitation sur la perte de rigidité et la durée de vie du matériau [10].

L'essai de flexion sur les matériaux composites est largement utilisé en milieu industriel en raison de sa grande souplesse de mise en œuvre et de la simplicité géométrique des éprouvettes [11, 12].

En effet, contrairement aux essais de traction et de compression, cet essai ne demande pas de fixation particulière de l'éprouvette ni de collage de talons.

Par ailleurs, l'essai de flexion est bien souvent la seule méthode disponible pour évaluer les propriétés des composites dans des conditions environnementales particulières voire agressives (température, humidité, brouillard salin, etc.). De plus cet essai nécessite des

Introduction générale

charges à la rupture bien plus faibles que les essais de traction et de compression, autorisant l'emploi de machines d'essais et de cellules de charge de capacités moindres.

Ces constatations expliquent le nombre d'études consacrées à la flexion à la fois en statique et en fatigue [13, 14]. Mais l'analyse de cet essai reste compliquée. Si les états de contraintes sont homogènes en traction et compression, cela n'est pas le cas de la flexion qui, selon les dimensions de l'éprouvette, occasionne des états de contraintes complexes.

L'étude des matériaux composites comporte plusieurs thèmes tels que les procédés de fabrication, élasticité anisotrope, micromécanique, etc. Plusieurs travaux sont menés par des chercheurs [15, 16, 17, 18, 19] pour étudier le sujet de l'endommagement de ces matériaux.

Dans cette thèse on s'intéresse à l'étude des stratifiés composites dont le renfort est constitué de mat de fibres de verre et la matrice est constituée de résine polyester.

Nous avons étudié le comportement en flexion trois points sous chargement statique et cyclique de quatre types de stratifiés composites. Des résultats expérimentaux du comportement en fatigue de ces matériaux et de leur endommagement seront présentés et analysés.

Le travail réalisé est structuré en quatre chapitres :

- Le chapitre 1 traite d'une recherche bibliographique sur les matériaux composites, leurs modes d'obtention, leurs comportements mécaniques en flexion statique, en fatigue et leurs endommagements.
- Le chapitre 2 est consacré entièrement à l'étude expérimentale du comportement statique en flexion trois points des quatre types de matériaux faisant l'objet de notre étude. Y est présentée une analyse des observations des modes de rupture.
- Le chapitre 3 est consacré à l'étude expérimentale du comportement mécanique en flexion 3 points des quatre stratifiés sollicités en fatigue. Des essais cycliques sont réalisés pour la détermination du comportement mécanique des matériaux pendant le cyclage (charge - décharge). Les courbes de comportement en fatigue des matériaux étudiés seront présentées dans ce chapitre ainsi que leurs modes de rupture.

- Le chapitre 4 présente une modélisation numérique du comportement statique en flexion trois points des quatre types de matériaux en utilisant le calcul de structures par éléments finis sous le code ABAQUS. Les résultats obtenus par l'étude expérimentale sont comparés à ceux obtenus par le calcul de structures par éléments finis sous ABAQUS.

Le calcul par éléments finis du comportement mécanique en flexion trois points a abouti à la présentation des résultats en termes numériques et graphiques relatifs aux flèches aux centres des quatre stratifiés et aux contraintes normales de Von Mises au niveau des plis pour les matériaux étudiés.

Chapitre 1

Etude Bibliographique sur les matériaux composites

1.1 Généralités sur les matériaux composites

1.1.1 Définition

Un matériau composite est constitué de l'assemblage de deux matériaux de nature différentes, se complétant et permettant d'aboutir à un matériau dont l'ensemble des performances est supérieur à celui des composants pris séparément [20].

Les matériaux composites ne sont pas une nouveauté ; ils ont été utilisés dès l'antiquité par l'homme ; bois et torchis sont alors des matériaux composites de la vie quotidienne [21].

Généralement, un matériau composite est obtenu par l'association de deux ou plusieurs matériaux aux propriétés complémentaires. Il est constitué d'une matrice dans laquelle sont insérés des renforts. La matrice peut être une matrice organique (thermodurcissable ou thermoplastique), céramique ou métallique. Les renforts peuvent être des fibres courtes ou des fibres longues (carbone, verre, fibres végétales...).

1.1.2 Caractéristiques générales

Les matériaux composites se distinguent par une grande diversité de comportements issue de l'association des fibres et de la résine. La proportion de fibres, le type de renfort, l'orientation, sont autant d'éléments déterminants qui peuvent conduire à des matériaux aux caractéristiques complètement différentes. Il est ainsi possible d'obtenir un matériau à haute performance rigide, au comportement élastique fragile ou bien un matériau souple acceptant de fortes déformations.

Les matériaux composites présentent aussi la particularité de l'anisotropie, c'est-à-dire leurs propriétés mécaniques sont très différentes suivant la direction de sollicitation. Cette propriété physique augmente de manière importante le nombre de paramètres déterminant la rigidité, la résistance, la thermique...(en général, 3 modules d'élasticité, 3 coefficients de poisson et 3 modules de cisaillement).

Les propriétés des matériaux composites résultent des propriétés des matériaux constituants, de leur distribution géométrique et de leur interaction, etc...

La géométrie du renfort est caractérisée par sa forme, sa taille, la concentration du renfort, sa disposition (son orientation) [20].

1.1.3 Classement des matériaux composites

Les matériaux composites peuvent être classés suivant la forme des composants, suivant la nature des composants ou suivant leurs applications et performances.

1.1.3.1 Classification suivant la forme des constituants

En fonction de la forme des constituants, les composites sont classés en deux grandes classes : les matériaux composites à particules et les matériaux composites à fibres [20] (Figure 1.1).

1. Composites à fibres

Les fibres utilisées se présentent soit sous forme de fibres continues, soit sous forme de fibres discontinues (fibres coupées, fibres courtes, etc...). L'arrangement de fibres, leur orientation permettent de moduler à la carte les propriétés mécaniques des matériaux composites pour obtenir des matériaux allant de matériaux fortement anisotropes à des matériaux isotropes dans un plan.

2. Composites à particules

Une particule, par opposition aux fibres, ne possède pas de dimension privilégiée. Les particules sont généralement utilisées pour améliorer certaines propriétés des matériaux ou des matrices, comme la rigidité, la tenue à la température, la résistance à l'abrasion, la diminution du retrait, etc... Dans de nombreux cas, les particules sont utilisées comme charges pour réduire le coût du matériau, sans en diminuer les caractéristiques.

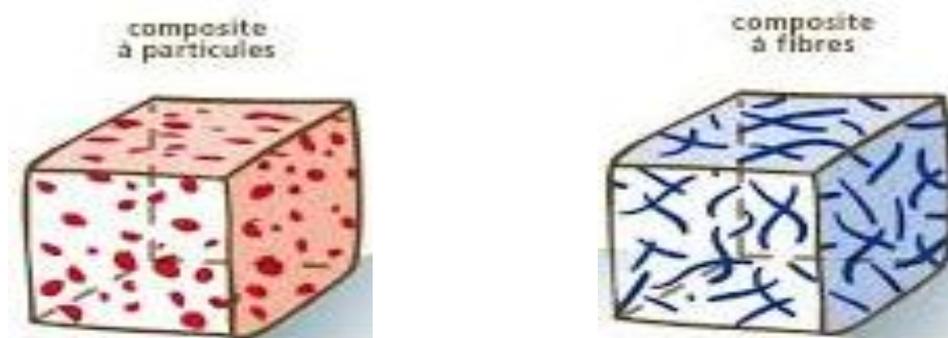


Fig. 1.1 : Matériaux Composites à particules et à fibres

1.1.3.2 Classification suivant la nature des constituants

Selon la nature de la matrice, les matériaux composites sont classés en composites à matrice organique (résine, charge), à matrice métallique (alliages légers et ultralégers d'aluminium, de magnésium, de titane) ou à matrice minérale (céramique) [20].

1.1.3.3 Classification suivant leurs applications et performances

Globalement, on classe les matériaux composites en deux catégories selon leurs performances [22] :

- matériaux de grande diffusion (GD)
- matériaux à hautes performances (HP).

1. Matériaux de grande diffusion (GD)

Les matériaux de grande diffusion représentent environ 95% des matériaux composites. Leurs caractéristiques mécaniques ou thermiques sont relativement faibles.

Le taux volumique de renfort de ces composites avoisine 30%. Principalement, ils sont utilisés pour des raisons économiques et pour leur masse faible. Ce type de matériaux

généralement à base de fibre de verre convient parfaitement aux grandes séries. Leurs principales applications se trouvent dans l'industrie des transports ainsi que les sports et les loisirs (Figure 1.2).

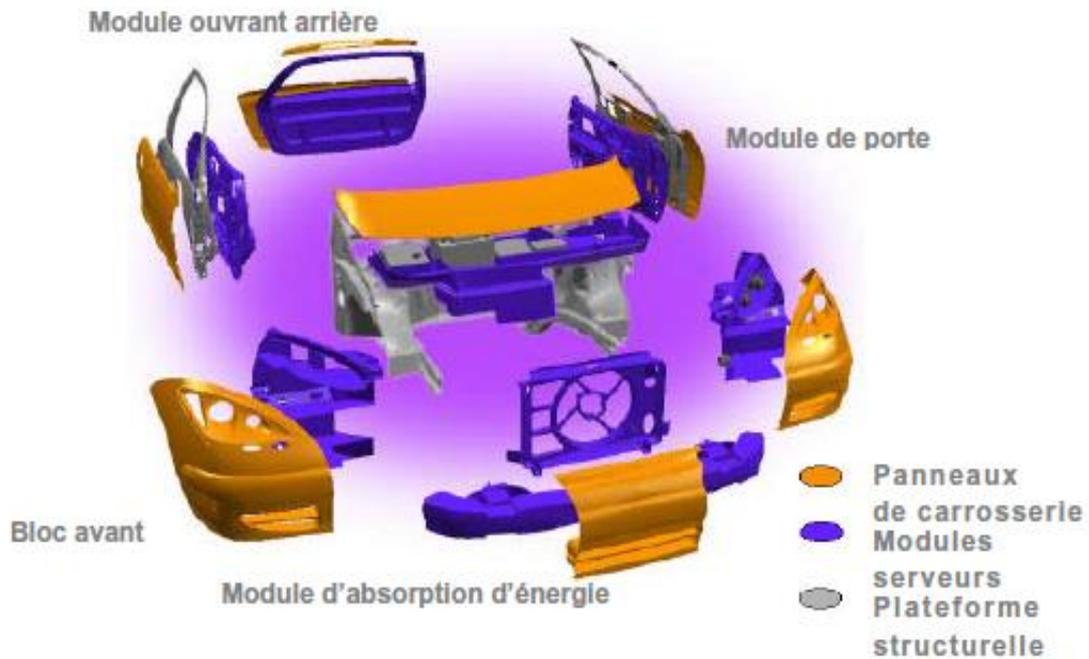


Fig. 1.2 : Exemple d'utilisation des matériaux composites (GD)

2. Matériaux à hautes performances (HP)

Les matériaux à hautes performances (HP) ont des caractéristiques mécaniques massives et des caractéristiques thermiques supérieures à celles des alliages métalliques. Leurs propriétés dépendent des types de renfort et de matrice utilisés, de l'orientation des fibres ainsi que du taux volumique de la fibre. Les renforts sont plutôt des fibres longues et le taux volumique de fibre est supérieur à 50 %. Ce type de matériau est principalement utilisé dans les industries aéronautiques (Figure 1.3).

Le coût de la fabrication des matériaux à hautes performances est plus élevé que celui des matériaux de grande diffusion.



Fig. 1.3 : Exemple d'utilisation des matériaux composites (HP) : Airbus A380 et Vélo sport.

1.1.4 Architecture des renforts

Les structures composites sont anisotropes. La plupart des renforts travaillent bien en traction, mais offrent de moins bonnes performances en compression et cisaillement. Il est donc impératif de jouer sur la texture et la géométrie des renforts pour créer une architecture adaptée. Il existe différentes géométries et textures de renforts [20, 23] :

- **Les unidirectionnels (UD)** : Dans une nappe UD, les fibres sont assemblées parallèlement les unes par rapport aux autres à l'aide d'une trame très légère. Taux de déséquilibre très grand (Figure 1.4).



Fig. 1.4 : Nappe unidirectionnelle

Les tissus se composent de fils de chaîne et de trame perpendiculaires entre eux. Le mode d'entrecroisement ou armure les caractérise.

- **Toile ou taffetas** : Chaque fil de chaîne passe dessus puis dessous chaque fil de trame, et réciproquement. Le tissu présente une bonne planéité et une relative rigidité, mais il est peu déformable pour la mise en œuvre. Les nombreux entrecroisements successifs génèrent un embuvage important et réduisent les propriétés mécaniques (Figure 1.5 a).
- **Serge** : Chaque fil de chaîne flotte au-dessus de plusieurs (n) fils de trame et chaque fil de trame flotte au-dessus de (m) fils de chaîne. Armure d'une plus grande souplesse que le taffetas ayant une bonne densité de fils. Ci-contre, un sergé 2/2 (Figure 1.5 b).
- **Satin** : Chaque fil de chaîne flotte au-dessus de plusieurs (n-1) fils de trame et réciproquement. Ces tissus ont des aspects différents de chaque côté. Ces tissus sont assez souples et adaptés à la mise en forme de pièces à surfaces complexes. Ce type de tissu présente une forte masse spécifique (Figure 1.5 c).

Comme un tissu est difficilement déformable sur une surface gauche, on réalise également pour des utilisations spécifiques de l'armure bi ou tridimensionnelle (Figure 1.5 d, e).

Il est également possible de réaliser des structures de renforts hybrides en tissant des fibres de natures différentes ou, en superposant des tissus ou nappes de renforts de fibres différentes (Figure 1.5f).

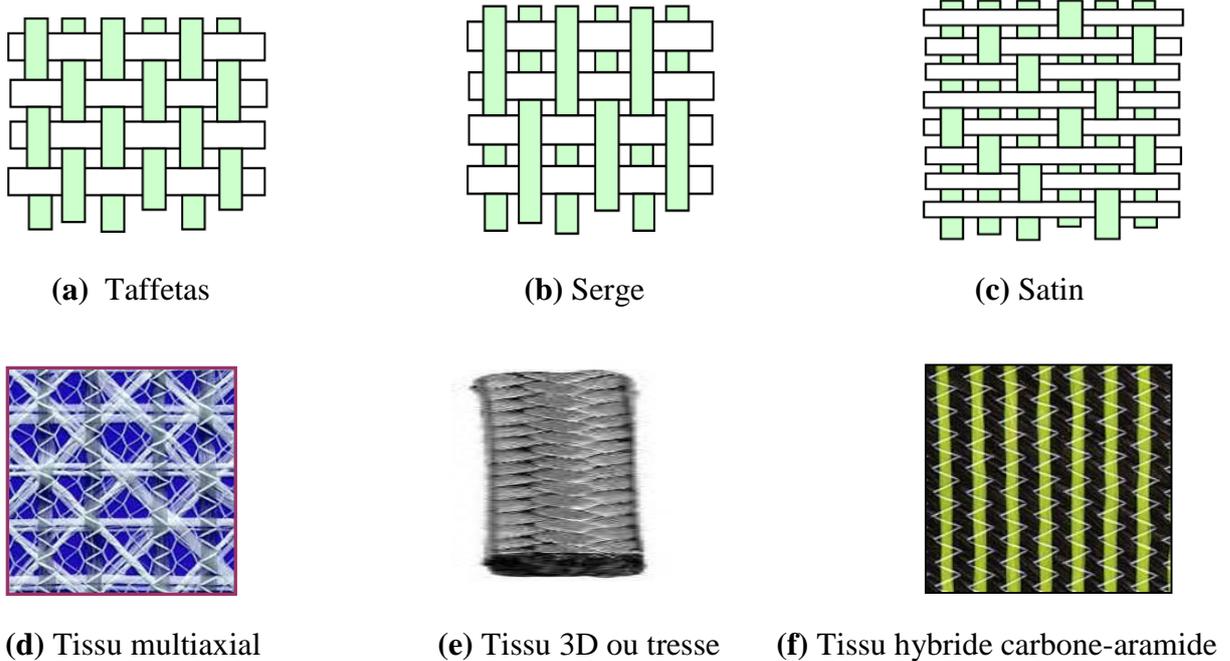


Fig. 1.5 : Géométries et textures de renforts

1.1.5 Les stratifiés composites

Les stratifiés sont des composites formés par un empilement de couches successives de renfort-matrice appelées plis ou encore monocouches constituant l'élément de base de toute structure composite [20].

Les plis sont caractérisés par la forme du renfort (mat, fils, rowing, tissu,..., etc.) qui détermine leur comportement mécanique. Une répartition aléatoire de fibres courtes ou longues (mat par exemple) correspond à une couche pratiquement isotrope dans son plan. Une orientation privilégiée des fibres correspond à une anisotropie marquée.

Les couches peuvent être de natures différentes en matière des fibres et forme du renfort. Ces deux paramètres, en plus de l'empilement et de l'orientation, permettent de moduler les caractéristiques du stratifié pour répondre au mieux aux sollicitations imposées.

La désignation d'un stratifié doit tenir compte de tous ces paramètres. 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 (Figure 1.6).

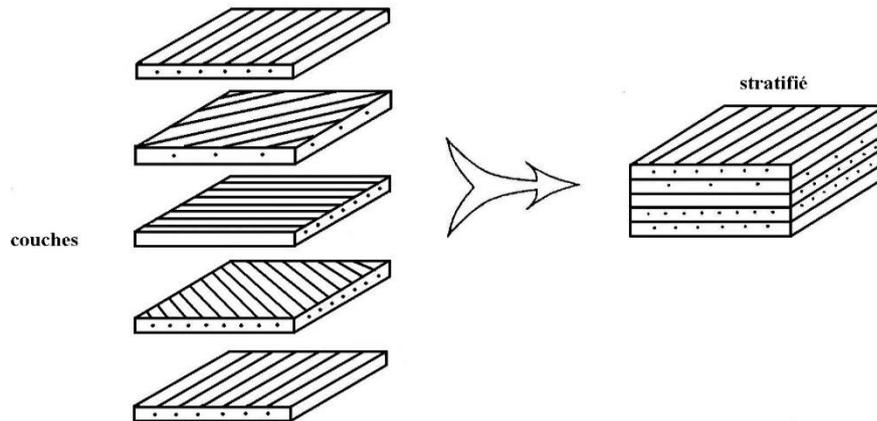


Fig. 1.6 : Modèle de base des stratifiés

1.1.6 La matrice

La matrice utilisée dans les matériaux composites a pour rôle de transférer les sollicitations mécaniques aux fibres et les protéger de l'environnement extérieur. Les résines doivent être assez déformables et présenter une bonne compatibilité avec les fibres. En général, il existe trois grandes catégories de matrices : les résines thermodurcissables, les résines thermoplastiques et les matrices métalliques [24].

1.1.6.1 Les résines thermodurcissables

Les résines thermodurcissables sont actuellement les résines les plus utilisées dans l'industrie, leurs propriétés mécaniques et surtout thermomécaniques sont beaucoup plus élevées que celles des résines thermoplastiques.

Les principales résines thermodurcissables utilisées dans la mise en œuvre des matériaux composites sont [20] :

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

Les résines polyesters insaturées viennent de très loin en tête dans la mise en œuvre des matériaux composites ; cela est dû aux avantages suivants : un faible coût de production, une bonne rigidité, une bonne stabilité dimensionnelle, la facilité de mise en œuvre, une bonne tenue chimique, etc...

Du fait de leur bonnes caractéristiques mécaniques, les résines époxydes, généralement utilisées sans charges, sont les matrices des composites à hautes performances (constructions aéronautiques, espace, missiles, etc.).

Les résines de condensation sont caractérisées par : une excellente stabilité dimensionnelle, une bonne tenue à la chaleur et au fluage, un faible coût, de bonnes caractéristiques mécaniques, etc...

1.1.6.2 Les résines thermoplastiques

Les résines thermoplastiques sont encore peu utilisées comme matrices des matériaux composites structuraux. Dans le cas des résines thermoplastiques, les chaînes macromoléculaires sont liées entre elles par des liaisons faibles, de nature physique. Après la mise en forme, ces liaisons peuvent être rompues par une action physique (la chaleur). La propriété des résines thermoplastiques est de passer de façon réversible de l'état solide à l'état pâteux [24].

Actuellement, les résines thermoplastiques les plus utilisées dans l'industrie sont les polystyrènes, les polyamides, les téflons, les polychlorures de vinyle (PVC), les polycarbonates, etc.

Les résines thermoplastiques présentent de nombreux avantages :

- Facile à mettre en œuvre car il n'y a pas besoin de réticulation,
- Temps de stockage illimité,
- Recyclage simple du matériau composite,
- Bonne résistance aux chocs pour les composites à matrice thermoplastique.

Mais ce type de résine présente certains inconvénients :

- Mauvaise résistance aux agressions chimiques,
- Température maximale d'utilisation limitée ($\approx 100^{\circ}\text{C}$),
- Vieillesse mal connu et souvent plus rapide et plus dégradant que celui des thermodurcissables.

1.1.7 Technologies de mise en œuvre

1.1.7.1 Moulage au contact

Procédé manuel pour la réalisation de pièces à partir de résines thermodurcissables, à température ambiante et sans pression. Les renforts sont déposés sur le moule et imprégnés de résine liquide, accélérée et catalysée. Après durcissement de la résine, la pièce est démoulée et détournée (Figure 1.7).

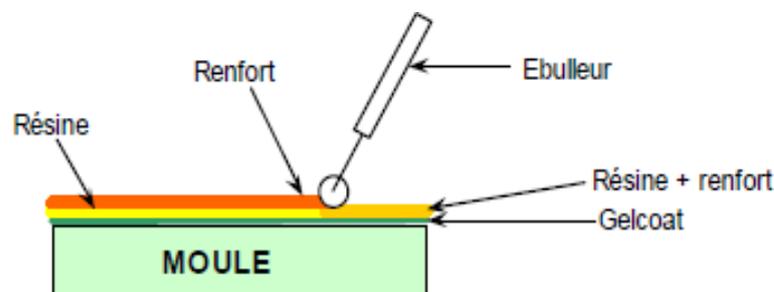


Fig. 1.7 : Moulage au contact

Le moulage au contact est utilisé dans le cas de petites séries pour des pièces de grandes dimensions, dans les domaines tels que le nautisme, la piscine, le génie chimique, le transport, la carrosserie, le bâtiment, les travaux publics (coffrage).

1.1.7.2 Moulage par projection simultanée

Procédé manuel ou robotisé permettant la réalisation de pièces à partir de résines thermodurcissables à température ambiante et sans pression. Les fils coupés et la résine sont projetés sur la surface du moule puis compactés et éboulés à l'aide de rouleaux et d'ébulleurs. La résine pré accélérée est catalysée en continu lors de sa projection (Figure 1.8).

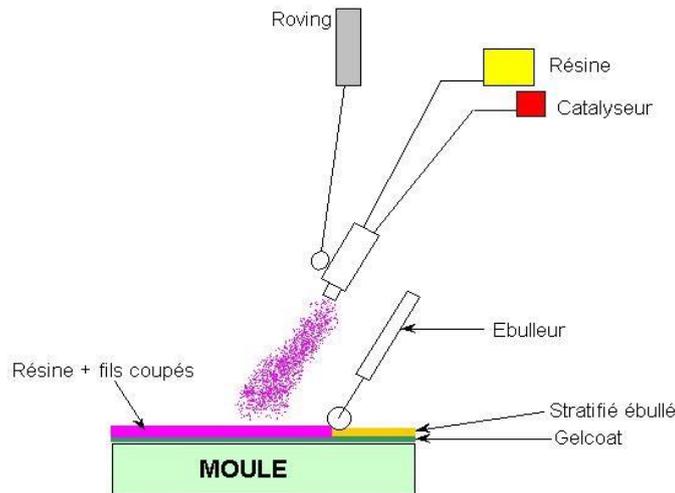


Fig. 1.8 : Moulage par projection simultanée

Ce procédé est utilisé dans la production de pièces de moyennes et grandes dimensions pour petite et moyenne série dans les domaines de production de : Bateaux, Revêtements, Bâtiments, Travaux publics, Capotage industriel, Panneaux sandwichs pour camions isothermes.

1.1.7.3 Moulage sous vide

Le moulage sous vide s'effectue entre moule et contre-moule rigide, semi-rigide ou souple suivant la technologie de mise en œuvre.

Le renfort (mat, tissu, préforme) est placé à l'intérieur du moule ; la résine catalysée est versée sur le renfort. On utilise la pression qui s'exerce sur le moule lors de la mise sous vide pour répartir la résine et imprégner le renfort (Figure 1.9).

Le moulage sous vide est utilisé pour la production en petites séries de pièces nécessitant deux faces lisses dans les domaines des : Bâtiment, Transports, Pièces diverses (casques de protection enveloppants, capotages...).

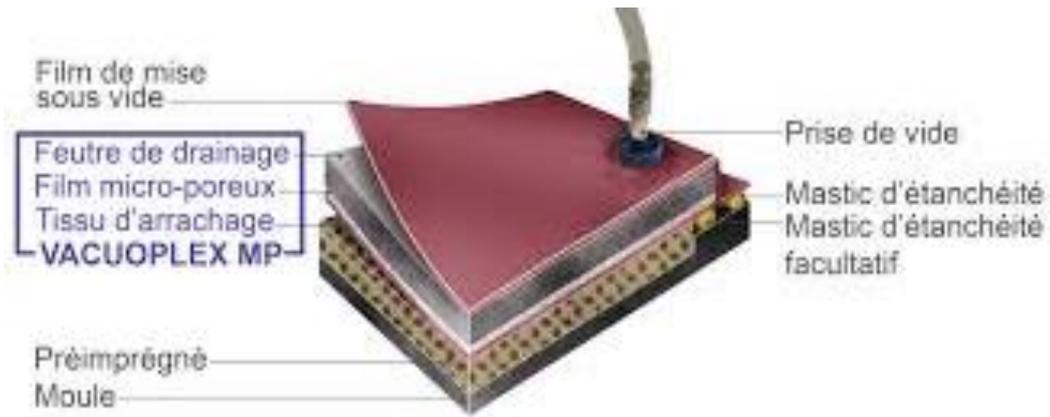


Fig. 1.9 : Moulage sous vide

1.1.7.4 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 (Figure 1.10).

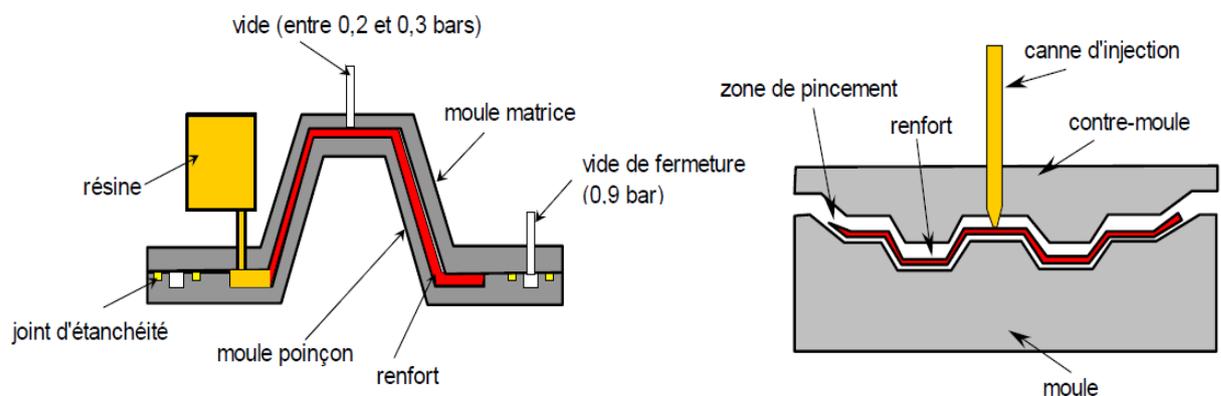


Fig. 1.10 : Moulage par RTM

Le moulage par RTM est utilisé pour la production en moyennes séries des pièces demandant une reproductibilité d'épaisseur dans les domaines de : fabrication des éléments de carrosserie pour véhicules de tourisme ou utilitaires, Petits articles sanitaires, Cuves de petites et moyennes dimensions, Capotages, Pièces industrielles diverses, Fourches de vélo, raquettes de tennis.

1.1.7.5 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 1.11).

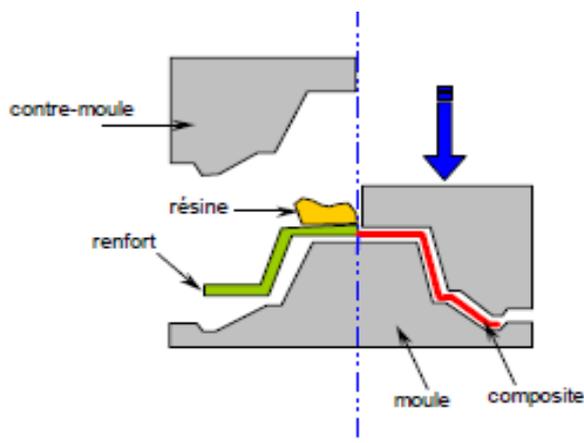


Fig. 1.11 : Moulage à voie humide

Le moulage à voie humide est utilisé pour la production en moyenne série des pièces diverses (capotages, bacs de manutention).

1.1.7.6 L'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 bâche à vide. L'infusion consiste ensuite à injecter de la résine, par dépression réalisée sur la pièce, sur les tissus déposés à sec (Figure 1.12).

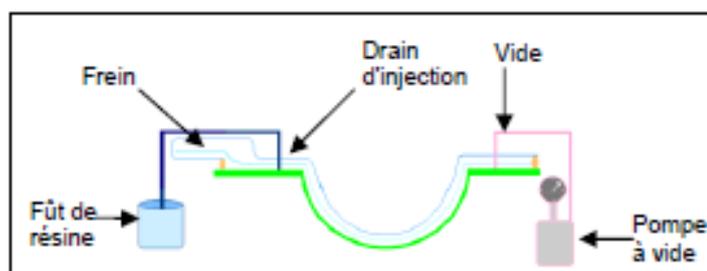


Fig. 1.12 : Infusion de résine sous membrane souple

L'infusion de résine sous membrane souple est utilisée pour la production en petite série (facilement adaptable, permet la réalisation de grande surface) des pièces à très bonne résistance mécanique dans les domaines de : Industrie automobile/nautique, Capot voiture, Coque bateau.

1.1.7.7 Moulage par injection de compound - BMC

Le compound B.M.C (Bulk Molding Compound) préparé dans un malaxeur est une masse à mouler constituée de résine, de charges et d'adjuvants divers, renforcée par des fils de verre coupés.

Le compound est moulé à chaud (130° - 150° °C) par injection (principalement) entre moule et contre-moule en acier usiné. La pression (50 à 100 bars) de fermeture du moule entraîne le fluage de la matière préalablement dosée et le remplissage de l'empreinte. Le temps de durcissement très court permet un démoulage rapide.

Le compound B.M.C est utilisé pour la production en grandes séries des pièces de taille petite et moyenne, pour appareillages électriques, pièces automobiles sous capot, pièces industrielles diverses.

1.1.7.8 Moulage par compression de mat pré-imprégné - SMC

Le mat pré-imprégné SMC (Sheet Molding Compound) est constitué d'une nappe de fils coupés ou continus, imprégnée par un mélange de résine polyester, de charges et d'adjuvants spécifiques divers. Découpé en flans de masse et dimensions déterminées, le mat pré-imprégné est moulé à chaud (140° à 160° °C) par compression entre un moule et un contre-moule en acier usiné. La pression (50 à 100 bars) entraîne le fluage de la matière et le remplissage de l'empreinte. Le temps de durcissement très court (en fonction de l'épaisseur) permet un démoulage rapide (Figure 1.13).

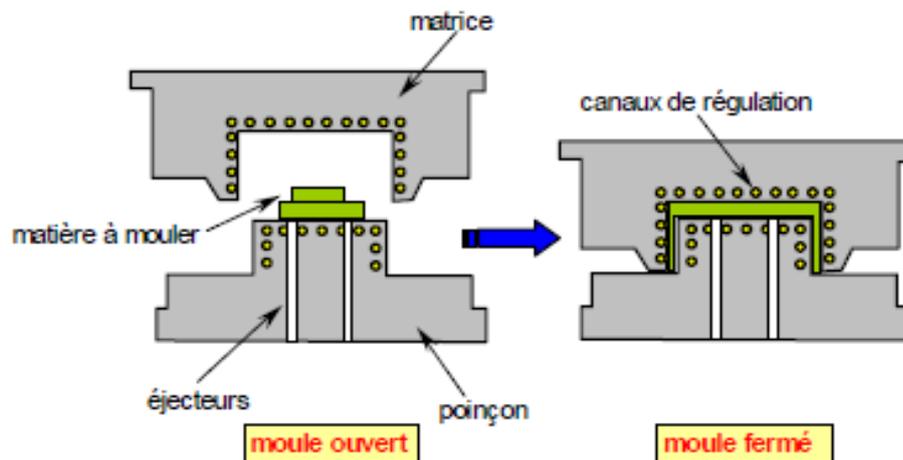


Fig. 1.13 : Moulage par SMC

Le moulage par SMC est utilisé pour la production en grandes séries des pièces d'aspect dans les domaines de : Industrie automobile (pièces de carrosseries sous capots, pièces de protection), Industrie électrique (coffrets de comptage, réglette d'éclairage).

1.1.7.9 Moulage par enroulement filamentaire

Procédé de moulage limité aux formes de révolution. Initialement, destiné à la réalisation d'enveloppes de révolution nécessitant de hautes performances mécaniques par enroulement progressif sur un mandrin, selon un angle déterminé de fils de verre imprégnés de résine.

Par la suite, le procédé a été étendu à des structures moins performantes en associant aux rovings bobinés d'autres types de renfort (fils coupés, mat, tissu) appliqués de façon adaptée. (Figure 1.14).

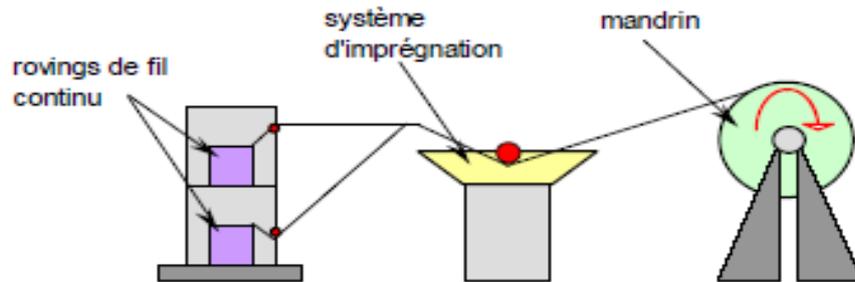


Fig. 1.14 : Moulage par enroulement filamentaire

Le moulage par enroulement filamentaire est utilisé pour la production de toutes les pièces de révolution à produire en série, des pièces nécessitant une résistance élevée, tuyaux devant résister à de fortes pressions, citernes de transport, réservoirs de stockage, appareillage de génie chimique, industrie électrique, armement (tubes lance-roquettes...), automobile (ressorts de suspension), sport (perche, canne à pêche, bouteille de plongée).

1.1.7.10 Moulage par centrifugation

Procédé de moulage limité aux enveloppes cylindriques. A l'intérieur d'un moule cylindrique en rotation à basse vitesse, on dépose des fils coupés à partir de roving (ou du mat), de la résine catalysée et accélérée et éventuellement des charges granulaires. Puis, on augmente la vitesse de rotation du moule pour densifier et débuller la matière. Après durcissement de la résine, éventuellement accélérée par un apport thermique, on peut extraire très facilement la pièce du moule (Figure 1.15).

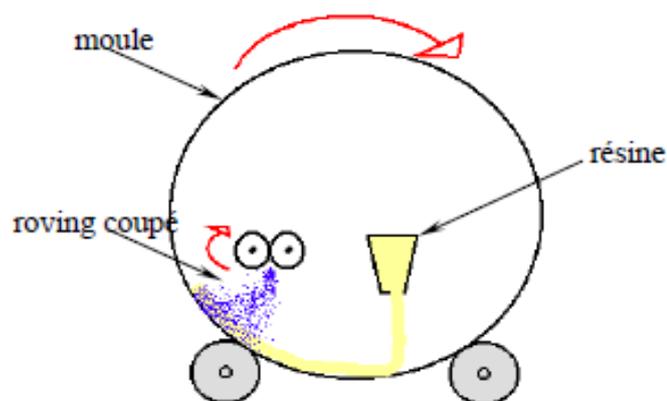


Fig. 1.15 : Moulage par centrifugation

Le moulage par centrifugation est utilisé pour la production de tuyau (écoulement gravitaire et basse pression) et la production de grandes viroles (moulage par rotation : centrifugation basse vitesse).

1.1.7.11 Moulage par pultrusion

Le procédé est destiné à la réalisation en continu de profilés de sections constantes. Des renforts continus, rovings divers, mats et tissus en bandes de largeurs appropriées, tirés par un banc de traction situé en fin de ligne de production, sont successivement prédisposés de façon précise, imprégnés de résine et mis à la forme désirée par passage à travers une filière chauffée dans laquelle s'effectue le durcissement de la résine.

Le moulage par pultrusion est utilisé pour la réalisation de profilés en quantités significatives (plusieurs milliers de mètres linéaires) et la production de : boulons d'ancrage, âmes d'isolatrice électrique haute tension, cannes à pêche, tubes de structure, tout profilé isolant électrique ou résistant à la corrosion, racks à bagages pour bus.

1.1.7.12 Moulage par injection de résine réactive renforcée de fibres broyées (R.R.I.M.)

Il s'agit principalement du moulage de polyuréthanes rigides. Le renfort, fibre de verre broyée, est incorporé dans le polyol, à raison de 10-20 % pondéral (sur le produit final).

Le processus de moulage reste le même que pour les PU non renforcés : alimentation dosée sous pression de chacun des deux composants (polyol et iso cyanate), mélange, injection dans un moule fermé, réaction, durcissement, démoulage.

Le moulage par R.R.I.M est utilisé pour la production de moyennes et grandes séries dans les domaines de : l'industrie automobile, extension d'ailes, éléments d'aménagement d'intérieur d'habitable.

1.1.7.13 Moulage par injection de résine réactive renforcée de fibres longues (S.R.I.M.)

Il s'agit d'un moulage entre moule et contre-moule. Le renfort sous forme de mats ou de tissus (20 à 60 % pondéral) est disposé préalablement dans le moule chauffé (100 - 150 °C). Le système de résine à deux composants très réactifs est injecté sous pression (20 - 30 bars). Après durcissement (1 à 3 min), la pièce peut être démoulée.

Le moulage par S.R.I.M est utilisé pour la production de moyennes et grandes séries des pièces à bonne résistance mécanique dans les domaines de : l'industrie automobile, poutre de pare-chocs, traverse, longeron, châssis.

1.1.8 Comportement viscoélastique des composites stratifiés

La théorie classique des stratifiés offre une souplesse et une rapidité extrême lorsqu'on souhaite prévoir le comportement équivalent d'une séquence complexe de type plaque plane mince. La cinématique particulière qu'elle utilise conduit à ce que la déformation du plan moyen de la séquence guide celle des plis. Si leur comportement est élastique linéaire, cette compatibilité des déformations est induite de fait. Par contre, dès lors que leur comportement est plus complexe cette compatibilité n'est plus assurée. Si l'on souhaite néanmoins toujours

utiliser cet outil afin d'en conserver tous les bénéfices, la compatibilité des déformations doit donc être imposée de manière explicite.

Il y a deux philosophies principales [25], dans le cadre de la théorie des stratifiés, pour prévoir la réponse viscoélastique d'une séquence complexe à partir de la connaissance du comportement du pli de base (Figure 1.16) :

- la première consiste d'abord à faire évoluer chacun des plis sans se préoccuper de ses voisins, mais ensuite, au travers d'un schéma itératif, de leur appliquer à chacun une sollicitation fictive (globalement équilibrée sur l'ensemble des plis) afin de rétablir la nécessaire compatibilité de déformations ;
- la seconde consiste à chercher les équations qui gouvernent le comportement équivalent de la séquence. Cette manière de pratiquer tient compte implicitement de la compatibilité des déformations. En fait, cette homogénéisation est légitime et finalement exacte lorsque le comportement de chaque couche est viscoélastique linéaire.

En revanche, lorsque la viscoélasticité du comportement devient non linéaire, le principe de la méthode n'est plus exact car l'homogénéisation n'est plus justifiable. Elle est donc seulement approchée et ceci d'autant plus que le non linéarité est important.

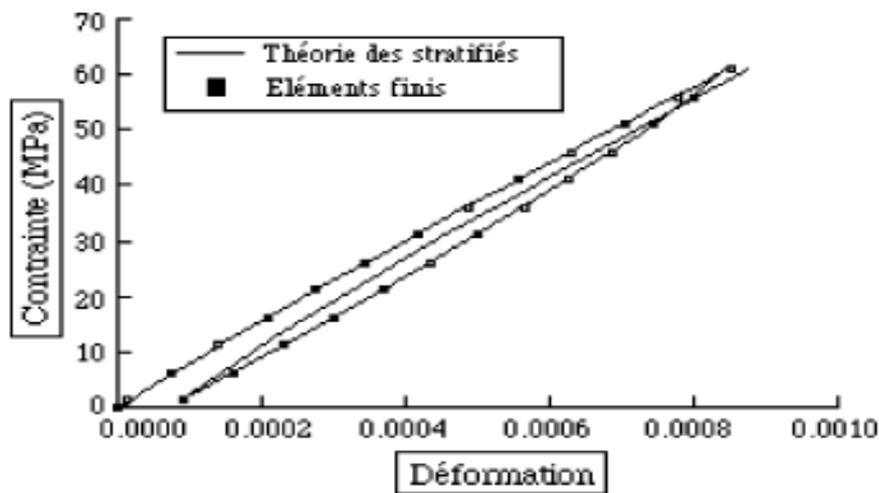


Fig. 1.16 : Traction uniaxiale courbe σ_x/ε_x [25]

A. Thionnet et J. Renard [25] ont mis en place le moyen d'utiliser la théorie des stratifiés avec des comportements de plis plus riches que ceux seulement élastiques tout en conservant la souplesse d'algorithmes simples à mettre en œuvre.

La difficulté d'assurer la compatibilité des déformations des plis a été résolue en traitant ces comportements comme un comportement élastique endommageable.

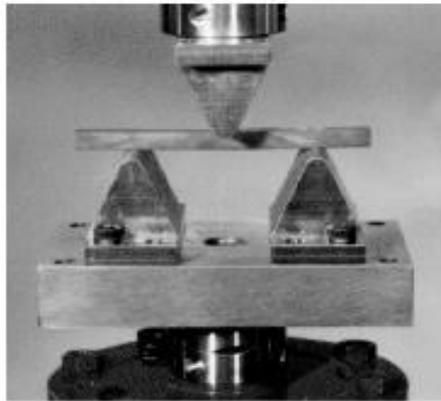
1.2 Comportement en statique et en fatigue des matériaux composites

1.2.1 Comportement en statique des matériaux composites

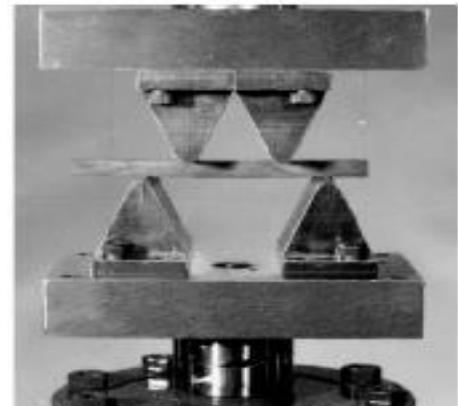
1.2.1.1 Les essais de flexion

Les essais de flexion sont les plus employés pour déterminer les caractéristiques mécaniques des matériaux composites. Généralement on choisit l'essai de flexion pour sa simplicité et parce qu'il permet un arrangement de traction/compression et des contraintes de cisaillement dans des proportions variables.

Il y a deux types d'essai de flexion : - Flexion 3 points – Flexion 4 points (Figure 1.17).



a) Flexion 3 points



b) Flexion 4 points

Fig. 1.17 : Machine d'essai de flexion [23]

Les normes définissent des méthodes d'essai sous l'état simple de contrainte : norme d'ASTM D3039 pour les propriétés de traction, norme d'ASTM D3410 pour les propriétés de compression, norme d'ASTM D2344 pour la résistance au cisaillement inter laminaire, norme d'ASTM D3518 pour le comportement de cisaillement dans le plan et la norme d'ASTM D790-9a pour les propriétés de flexion.

1.2.1.2 Dimensions des éprouvettes pour l'essai de flexion

L'éprouvette d'essai de flexion a une forme parallélépipédique de dimensions :

$L = 20h$, $l = 16h$, $b = 15$ mm, ou L , l , b et h sont respectivement la longueur totale, la distance entre appuis, la largeur et l'épaisseur de l'éprouvette (Figure 1.18).

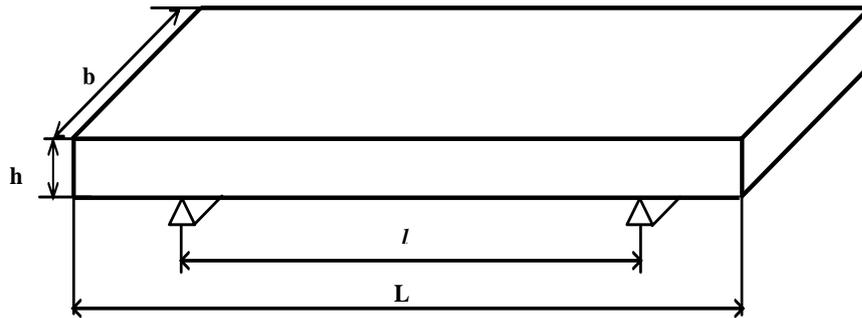


Fig. 1.18 : Forme et dimension de l'éprouvette de flexion

1.2.1.3 Distance entre appuis

La norme ASTM D790-9a et la norme NF-T57-105 définissent les conditions de flexion planes simples qui permettent des caractéristiques de traction/compression d'un matériau composite unidirectionnel de matrice époxyde et les fibres de verre ou de carbone : le rapport de l/h doit être égal à 16, où l : la distance entre les rouleaux fixes et h : l'épaisseur de l'éprouvette.

La norme ASTM D2344 définit les conditions de flexion planes simples qui permettent des caractéristiques de cisaillement inter laminaires d'un matériau composite unidirectionnel avec la matrice époxyde. Pour l'obtenir : le rapport de l/h doit être égal à 4 pour le renfort de verre et égale à 5 pour le renfort de carbone.

1.2.1.4 Séquences d'empilement des stratifiés

Dans la littérature, des études ont montré l'influence de la séquence d'empilement en fatigue mécanique sur le développement de l'endommagement par fissuration matricielle au sein des couches à 90° d'épaisseurs différentes ; les couches épaisses conduisant à un endommagement plus rapide [26-27]. Il a été également montré que le développement de l'endommagement dans les stratifiés peut être suivi grâce à la technique d'émission acoustique [28].

M. Bertin et al [29] ont étudié trois matériaux en essais de traction quasi-statique. Trois types de séquence d'empilement de multicouches ont été testés. Ces drapages sont constitués d'un empilement de couches A de type $(+\theta_1/-\theta_1)$ avec $15^\circ < \theta_1 < 35^\circ$ et de couches B de type $(+\theta_2/-\theta_2)$ avec $75^\circ < \theta_2 < 90^\circ$. Les trois séquences d'empilement étudiées sont : $[A_3B_2]_s$, $[A_2B_2A]_s$ et $[ABABA]_s$. Elles contiennent toutes autant de couches A et B, et ne diffèrent que par l'épaisseur des groupements de couches A et de couches B.

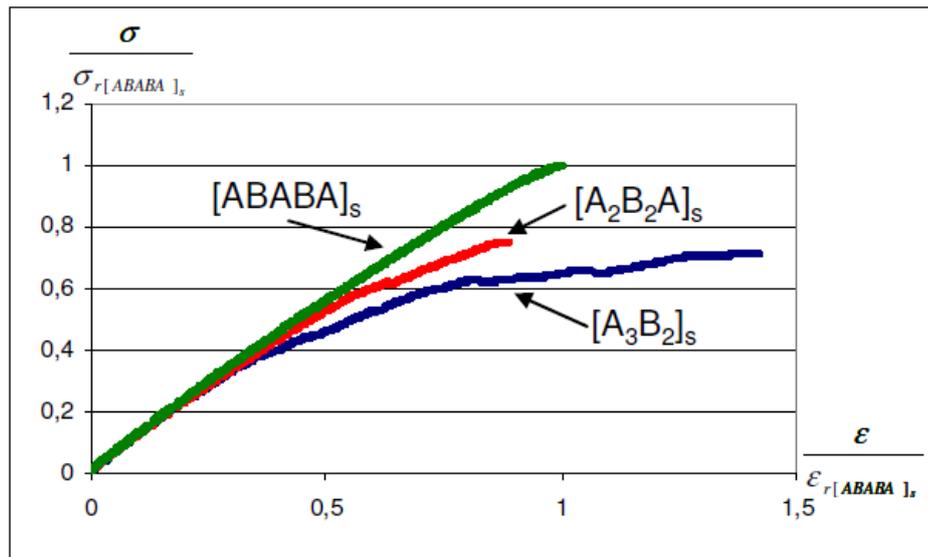


Fig. 1.19 : Courbes contraintes – déformations des essais de traction quasi-statique à rupture sur les multicouche polymère/composite avec trois drapages différents [29].

La figure 1.19 montre que, pour les faibles niveaux de contrainte, les trois séquences d'empilement ont un même comportement élastique linéaire. Ensuite, les courbes se séparent.

Plus les couches A et B sont épaisses, plus la perte de linéarité est précoce et accentuée. Pour la séquence d'empilement $[ABABA]_s$, il a été vérifié par émission acoustique que le premier événement détecté correspond à la perte de linéarité de la courbe contrainte - déformation correspondante. On peut donc associer la perte de linéarité des courbes sur la figure 1.19 à l'apparition de l'endommagement dans la partie composite. Cela montre que plus les couches A et B sont épaisses, plus l'endommagement apparaît tôt. Les trois séquences d'empilement ont été menées à rupture. Les valeurs des contraintes à rupture normalisées par les valeurs obtenues pour le drapage $[ABABA]_s$ montre que lorsque l'épaisseur des couches A et B augmente, la valeur de la contrainte à rupture du multicouche polymère/composite diminue.

L'ensemble de ces résultats montre que l'alternance des couches A et B conduit à de meilleures performances mécaniques du multicouche en traction quasi-statique [29].

L'influence de l'orientation du pli d'un stratifié en flexion est étudiée par Wharmby et Ellyin [30]. Ils ont constaté que l'augmentation de l'angle de pli sert à diminuer la contrainte à la rupture (Figure 1.20).

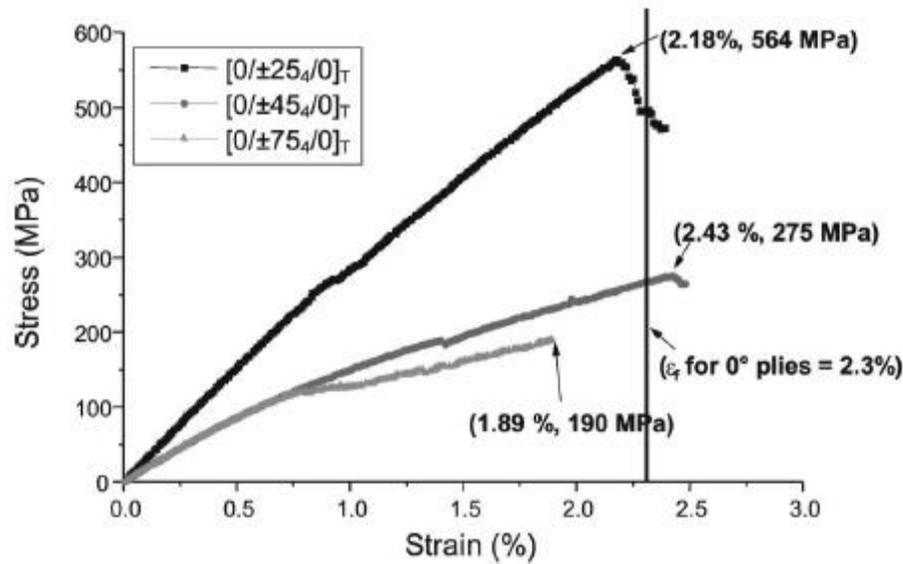


Fig. 1.20 : Influence de l'orientation du pli en flexion statique des stratifiés $[0/\pm\theta_4/0]_s$ avec $\theta = 25, 45$ et 75° [30].

S. Sihnet al [31] comparent deux stratifiés quasi isotropes comportant chacun le même nombre de plis de chaque orientation mais empilés de manières différentes (regroupés ou dispersés). Ils montrent ainsi qu'un stratifié quasi-isotrope de type $[(0^\circ/\pm 45^\circ/0^\circ)_n]_s$ est plus résistant aux dommages qu'un stratifié de type $[0_n^\circ/\pm 45_n^\circ/0_n^\circ]_s$. En outre, ils montrent qu'il est possible de retarder, voire de supprimer l'endommagement (délaminage et splitting) en répartissant les plis sous la forme de couche mince (Figure 1.21).

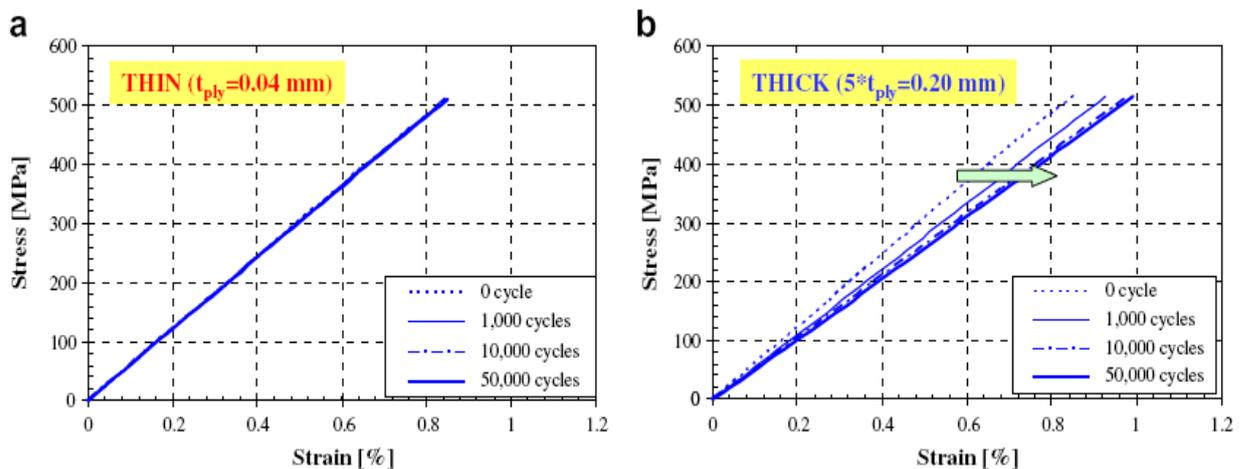


Fig. 1.21 : Deux stratifiés présentant le même nombre de plis répartis de façons différentes [31]

1.2.2 Comportement en fatigue des matériaux composites

1.2.2.1 Comportement en fatigue cyclique des matériaux composites

Les matériaux composites sont largement utilisés dans les véhicules à moteur, aérospatial, aéronautique et l'industrie d'équipement sportif, pour leurs hautes résistances couplées à leur prix relativement bas. Des composites de différentes structures sont soumis à la fatigue sous des contraintes combinées de traction/compression, flexion, torsion. . .

La fatigue cyclique est caractérisée par le cycle de fatigue sinusoïdal, carré ou triangulaire qui est caractérisé par la déformation (ϵ) ou la contrainte (σ) ; le rapport de chargement ou de sollicitation R et la fréquence de chargement (Figure 1.22).

Les flèches dynamique et minimale sont déterminées par les relations :

$$f_d = \frac{f_{\max} - f_{\min}}{2}$$

$$R_\sigma = R_F = R_f = \frac{f_{\min}}{f_{\max}} = \frac{F_{\min}}{F_{\max}} = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}}$$

Où :

f_d : Amplitude de la flèche dynamique

f_{\max} : Flèche maximale imposée à l'éprouvette

f_{\min} : Flèche minimale

F_{\max} : Effort maximal correspondant à la flèche maximale

F_{\min} : Effort minimal correspondant à la flèche minimale

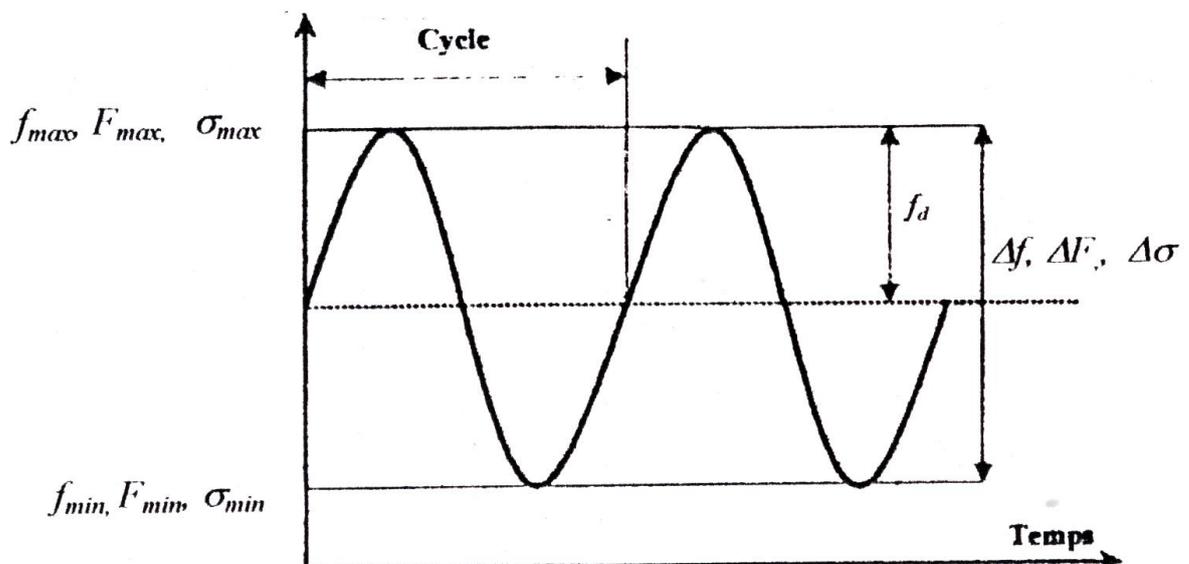


Fig. 1.22 : Cycle de sollicitation en force, flèche ou contrainte imposée [21].

1.2.2.2 Paramètres expérimentaux influant sur la fatigue cyclique

1.2.2.2.1 Influence de la fréquence

K. Bey [10] a étudié l'effet de fréquence de sollicitation sur la perte de rigidité et la durée de vie du matériau. Dans le cas des fréquences de chargement inférieures à 1 Hz l'effet est significatif sur les performances du matériau ; ceci s'explique par le fluage cyclique dont l'influence est nuisible sur la durée de vie du matériau composite en fatigue. Par contre aux fréquences plus élevées variant de 5 Hz à 30 Hz, la dégradation du matériau est progressive. (Figure 1.23).

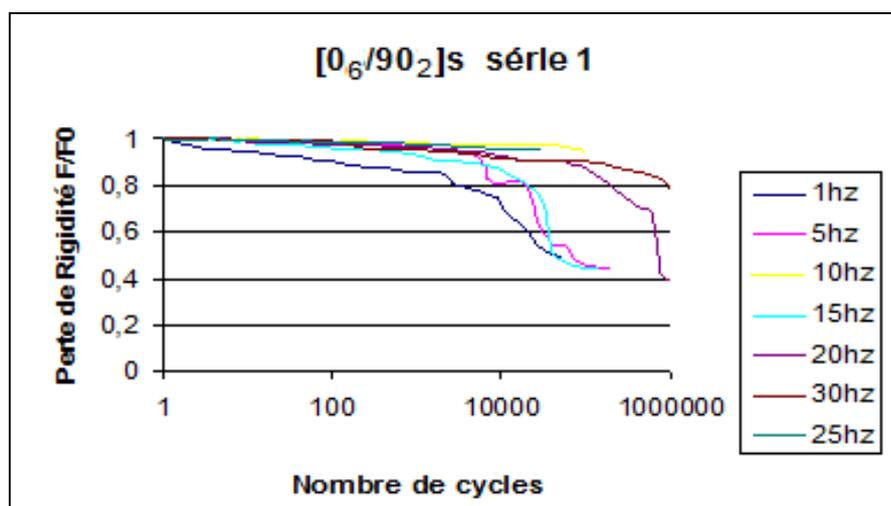


Fig. 1.23 : Influence de la fréquence de chargement sur la perte de rigidité [10]

C. Hénaff-Gardin et M.C. Lafarie-Frenot [32] ont montré une influence marquée, même à la température ambiante, de la fréquence (de 1 Hz à $1,5 \cdot 10^{-4}$ Hz) sur le développement de la fissuration en fatigue dans la couche à 90°C d'un stratifié [(0, 45,-45, 0,90)₃]s en carbone/époxyde T300/914.

A la température de 150°C, pour des stratifiés [0₃/90₃]s de carbone/époxyde IM7/977-2, M.C. Lafarie-Frenot et S. Rouquié [33] ont réalisé des essais de fatigue sous azote sec aux deux fréquences de 0,7 Hz et $8 \cdot 10^{-4}$ Hz ; un effet important de la fréquence sur la fissuration a été observé même sous environnement neutre.

La fréquence de sollicitation en flexion a été étudiée par Kim et Ebert [34] dont les travaux ont mis en évidence une élévation considérable de la température de l'éprouvette pour les fréquences dépassant 10 Hz (Figure 1.24).

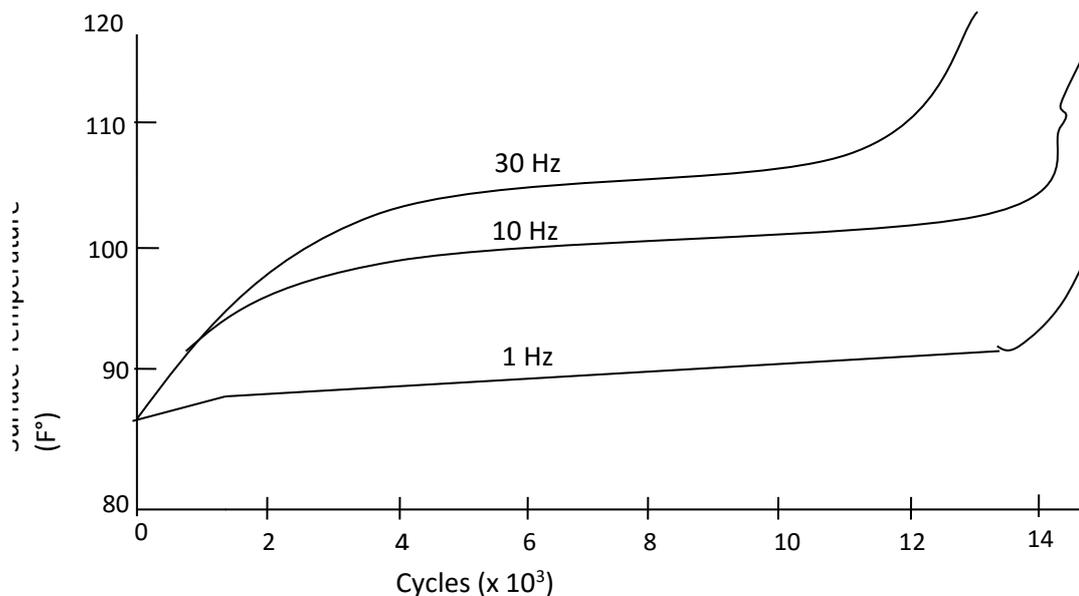


Fig. 1.24 : Evolution de la température de la surface d'une éprouvette en composite stratifié en fonction de la fréquence de cyclage d'après Kim et Ebert [34]

Cette élévation de température peut dépasser la température de transition vitreuse de la résine engendrant ainsi une diminution appréciable de la durée de vie en fatigue du matériau.

Selon les auteurs Nevadunski et Lucas [35] ayant testé des éprouvettes en verre-époxyde à une fréquence de 30 HZ, l'élévation de la température n'est pas une conséquence directe de l'élévation de la fréquence mais plutôt une conséquence de l'échauffement de la résine causée par la rupture de quelques fibres lesquels subissent un frottement continu pendant le cyclage.

El-Kadi [36] a montré, dans le cas des composites unidirectionnels verre/époxyde sollicités en traction-compression, que l'influence de la fréquence sur la température des éprouvettes est presque inexistante.

Il est à noter que beaucoup de polymères, sollicités à des fréquences cycliques basses où le temps à la charge maximale est plus grand, provoquent des effets significatifs de fluage. Le changement de la fréquence influe sur le taux de contrainte.

Selon Juliette Payan [37], lors des essais de fatigue à fréquence élevée (35Hz), les vitesses de déformation sont élevées et les mécanismes de relaxation et de fluage sur un cycle sont négligeables. Cependant dans le cas d'un essai pour lequel, l'éprouvette reste en flexion sur un temps plus long ; ces mêmes phénomènes ne sont plus négligeables.

1.2.2.2 Influence du chargement

Pendant un essai de fatigue cyclique, le chargement est caractérisé par trois paramètres essentiels lesquels sont le mode de chargement (en contrôle force ou en contrôle déplacement), le rapport de chargement R et le niveau de chargement r .

1.2.2.2.1 Influence du mode de chargement : force ou flèche

KIM et Ebert [38], en réalisant des essais de flexion, ont conclu que les essais à force imposée sont plus sévères que les essais à flèche imposée.

Roudet et al [39] ont effectué des essais de fatigue jusqu'à la rupture ou jusqu'à 10^7 cycles par le déplacement imposé du déclencheur. Au cours de réalisation des essais sous le réglage de la flèche nominale, la perte de charge durant le cycle a été employée comme indicateur d'endommagement. Elle correspond à un indicateur de perte de rigidité (Figure 1.25).

Dans le diagramme linéaire, celui qui donne l'amplitude appliquée à la flèche, les courbes en pourcentage de perte de charge selon le nombre de cycles ont la même forme (figure 1.25) et comme exemple typique avec $f_a = 0.5$ mm (Figure 1.26).

En effet, de telles courbes peuvent être décrites comme suit : premièrement, la charge chute rigoureusement pendant l'étape très initiale de la vie de fatigue (partie 1 sur le schéma) ; ceci correspond à l'aspect de matage sous les rouleaux fixes et mobiles.

Puis, la charge diminue beaucoup plus lentement et presque de façon linéaire (partie 2), bien qu'on ne puisse observer aucun endommagement par l'œil nu. Ceci est probablement dû aux endommagements microscopiques diffusés. En conclusion, après une longue période des endommagements microscopiques progressifs, l'éprouvette se casse soudainement, et la charge tombe rigoureusement (partie 3).

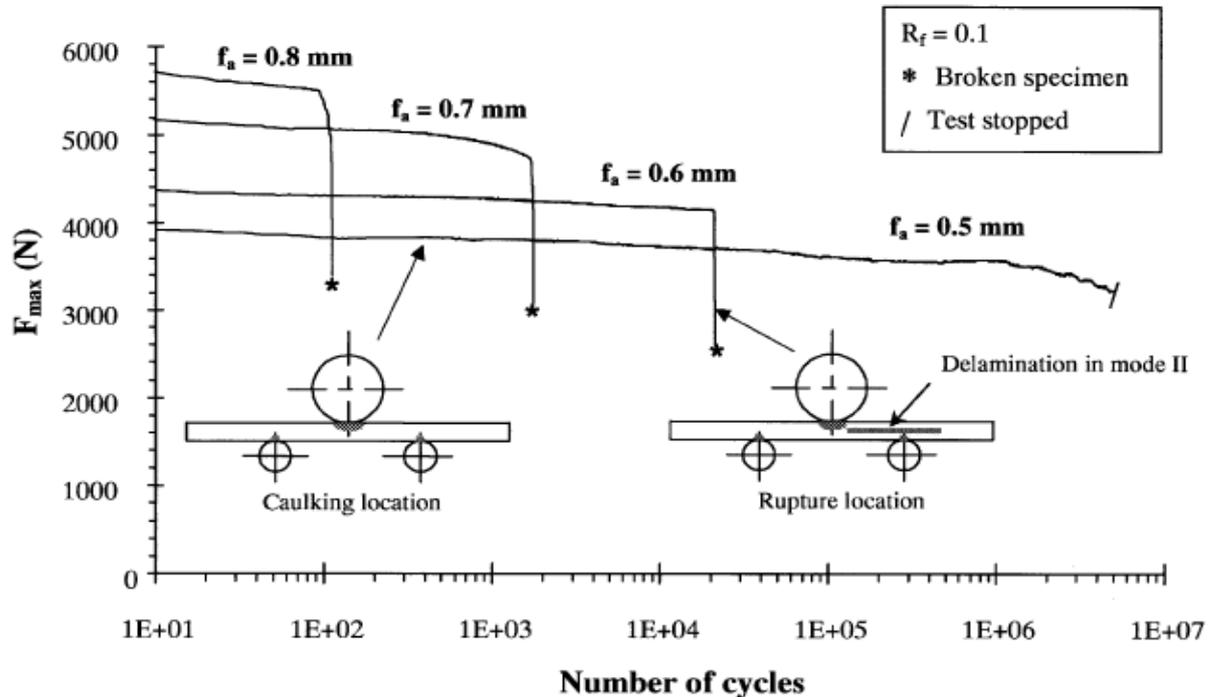


Fig. 1.25 : Courbes de perte de charge pendant le cycle sous diverses amplitudes de flèche nominales [39]

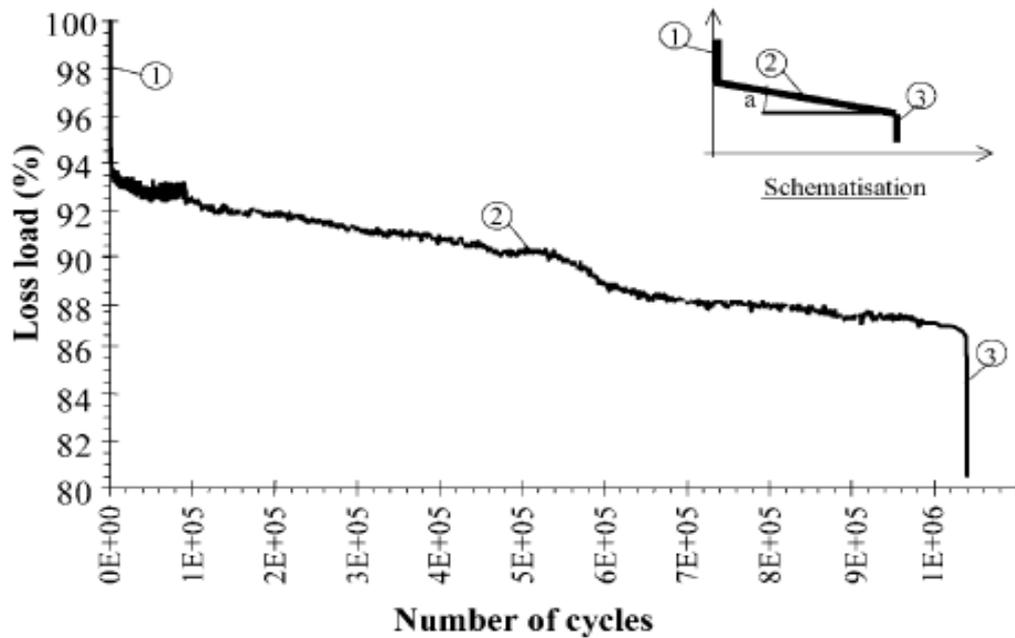


Fig. 1.26 : Évolution typique de perte de charge pendant le cycle
(diagramme linéaire, $f_a = 0.5$ mm) [39]

Selon les essais de flexion 3 points, El-Mahi et al [40] ont constaté que dans le cas du contrôle en déplacement (flèche), il y a croissance rapide de l'endommagement au cours des premiers cycles suivie d'une diminution de la pente de la courbe. Ces résultats montrent que l'endommagement s'accumule plus rapidement au début du cyclage et qu'il est ensuite progressif lorsque le nombre de cycles augmente.

Par contre, dans le cas du contrôle en force, il y a variation linéaire de l'endommagement, résultant d'un développement progressif de celui-ci tout au long de l'essai de fatigue.

1.2.2.2.2 Influence du rapport de chargement R

Le rapport de chargement a une influence certaine sur la durée de vie en fatigue du matériau.

L'évaluation du rapport ($R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}}$ ou $\frac{\varepsilon_{\min}}{\varepsilon_{\max}}$ ou $\frac{F_{\min}}{F_{\max}}$) est beaucoup plus significative pour un chargement de compression que pour un chargement de tension selon Rotem [41].

L'étude des stratifiés croisés $[0^\circ/90^\circ]$ verre E/époxyde pour des valeurs de R variant de 0 à 1, selon Mandell [42] a permis d'établir que l'augmentation de R engendre l'augmentation de la durée de vie en fatigue jusqu'à l'obtention d'une charge constante régulière ($R=1 \Rightarrow$ charge de fluage).

Cette indication permet de déduire qu'une charge cyclique en fatigue est plus endommageante qu'une même charge en fatigue statique.

De plus, quand le mouvement est cyclique, il y a impérativement une amplitude qui existe. Ainsi il est constaté selon El-Mahi et al [40] pour un même déplacement maximum que lorsque :

- Le rapport R est faible, l'amplitude est grande (déplacement moyen faible) causant un faible endommagement initial, la vitesse de croissance de celui-ci est très importante correspondant à une durée de vie très faible ;
- Le rapport R est important, l'amplitude est faible (déplacement moyen élevé) d'importants mécanismes d'endommagement sont activés mais leur propagation se fait très lentement d'où une durée de vie très grande.

El Kadi [33] a effectué des essais de traction sur des composites stratifiés UD verre/époxyde avec différentes orientations de fibres en appliquant différents rapports de chargement ($R = -1$, $R = 0,5$ et $R = 0$). Il a montré que les éprouvettes sollicitées avec des rapports $R = -1$ sont beaucoup plus sensibles à l'endommagement que celles sollicitées avec les rapports $R = 0,5$ ou $R = 0$.

Le tracé des courbes de Wöhler confirme l'importance des pentes accentuées pour les essais alternés symétriques ($R = -1$) comparativement aux autres lesquelles sont de moindre accentuation.

1.2.2.2.3 Influence du niveau de chargement r

Le niveau de chargement s'exprime par le rapport :

$$r = \frac{\sigma_{\max}}{\sigma_{rup}} \quad \text{ou} \quad r = \frac{F_{\max}}{F_{rup}} \quad \text{ou} \quad r = \frac{d_{\max}}{d_{rup}}$$

L'influence du niveau de chargement sur l'endommagement des matériaux composites a été étudiée par plusieurs auteurs qui ont tous remarqué le changement des mécanismes d'endommagement en fonction du chargement imposé.

Ils ont tous conclu que quand le niveau de chargement est important alors, l'endommagement est aussi important et rapide ce qui engendre des durées de vie des composites faibles.

1.3 Endommagement des matériaux composites

L'évolution des dégradations dans les matériaux composites est un phénomène complexe qui résulte de différents modes d'endommagements souvent couplés, comme la fissuration matricielle, le délaminage entre les couches, la rupture des fibres, etc...

1.3.1 Mécanismes d'endommagement et de rupture dans les composites

Sous l'influence de chargements thermomécaniques, monotones ou cycliques, les principaux modes d'endommagement, dans les matériaux composites, peuvent être classés en quatre catégories [40] :

- *Fissuration transverse* : il s'agit de fissures qui traversent toute l'épaisseur des couches les plus désorientées par rapport à l'axe de sollicitation. Des micro-défauts au sein du matériau

(comme des vides, des fibres cassées, le décollement fibre/matrice ou des microfissures de la matrice) peuvent être à l'origine de ces fissures amorcées par une forte concentration de contrainte locale. Ces fissures sont assez rectilignes et généralement perpendiculaires aux interfaces entre les couches adjacentes.

- *Fissuration longitudinale* : Il s'agit de fissures qui sont analogues aux précédentes, apparaissant toujours dans la matrice et sont perpendiculaires aux interfaces des couches, mais qui traversent toute l'épaisseur des couches orientées à 0° par rapport à l'axe de sollicitation.
- *Délamination entre couches* : c'est un mécanisme de décohésion entre les couches qui apparaît sur le bord libre ou/et à l'intérieur de l'éprouvette. A cause des contraintes interlaminaires élevées près des bords, le délaminage s'amorce généralement à cet endroit, puis progresse en séparant les couches.
- *Rupture des fibres* : c'est un dernier mécanisme qui va généralement conduire à la rupture finale de l'éprouvette.

La rupture finale d'un composite est le résultat de l'accumulation de divers mécanismes élémentaires [44] :

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

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

Dans un matériau composite unidirectionnel soumis à des sollicitations mécaniques, la rupture intervient lorsque la contrainte de traction (σ_f) dans une fibre atteint la contrainte ultime (σ_{fu}) de la fibre. La rupture de la fibre crée une concentration de contrainte au voisinage de la rupture. La redistribution des contraintes et par conséquent le processus de rupture résultant, dépend principalement :

- de la contrainte à la rupture des fibres
- de la capacité de la matrice à absorber l'énergie libérée
- des propriétés de l'interface fibres/matrice

Les figures suivantes montrent les différents processus de rupture de la matrice associés à la rupture d'une fibre (Figure 1.27) :

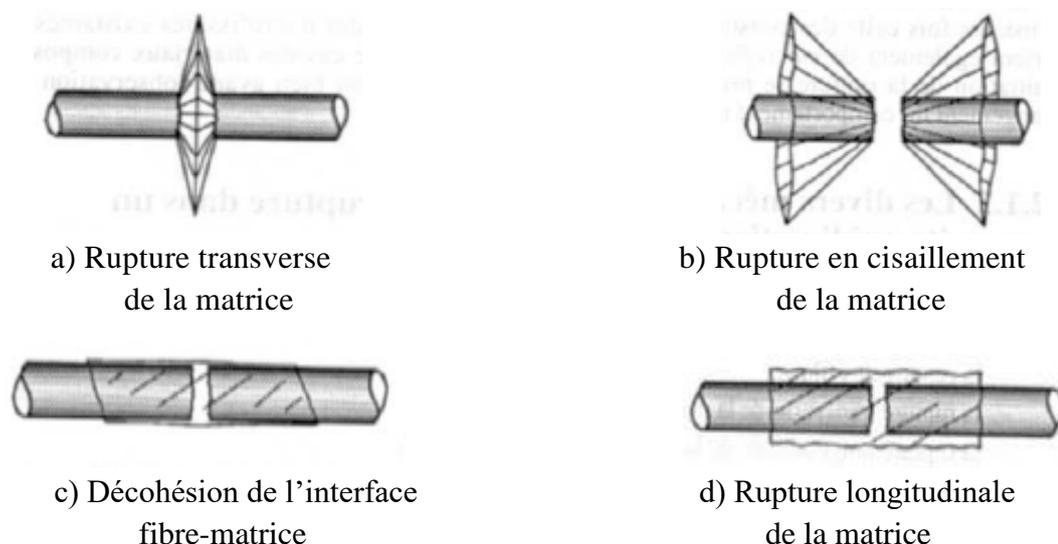


Fig. 1.27 : Différents modes de rupture de la matrice associés à la rupture d'une fibre

La fissuration de la matrice peut se produire, soit par fissuration transverse (Figure 1.28) lorsque la contrainte en traction σ_m dans la matrice atteint la contrainte à la rupture σ_{mu} de la matrice, soit par fissuration longitudinale (Figure 1.29) lorsque la contrainte de cisaillement τ_m dans la matrice atteint la contrainte de cisaillement ultime τ_{mu} , généralement au voisinage d'une fibre.

Ce dernier mode de rupture appelé « splitting », se produit lorsque la contrainte de décohésion est supérieure à la contrainte en cisaillement à la rupture de la matrice : $\tau_d > \tau_{mu}$.

Dans le cas contraire où $\tau_d < \tau_{mu}$, il se produit une rupture par décohésion de l'interface fibre-matrice (Figure 1.30).

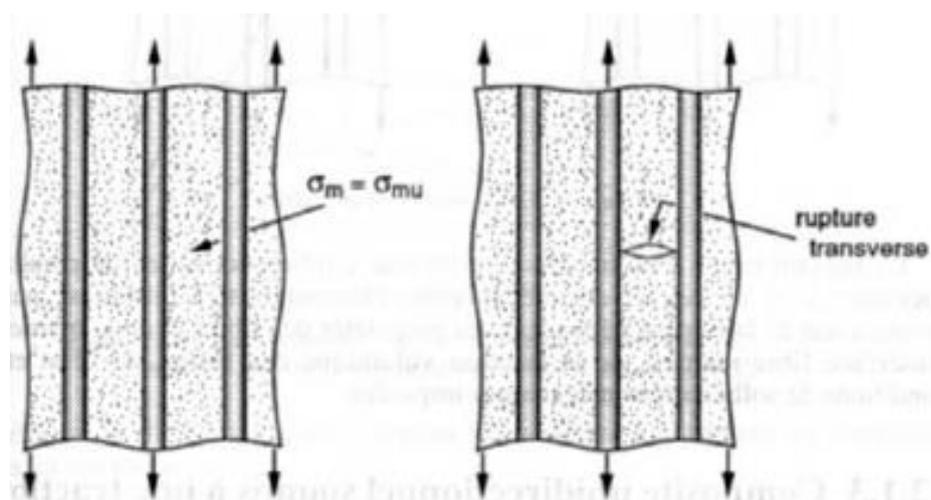


Fig. 1.28 : Rupture transverse de la matrice

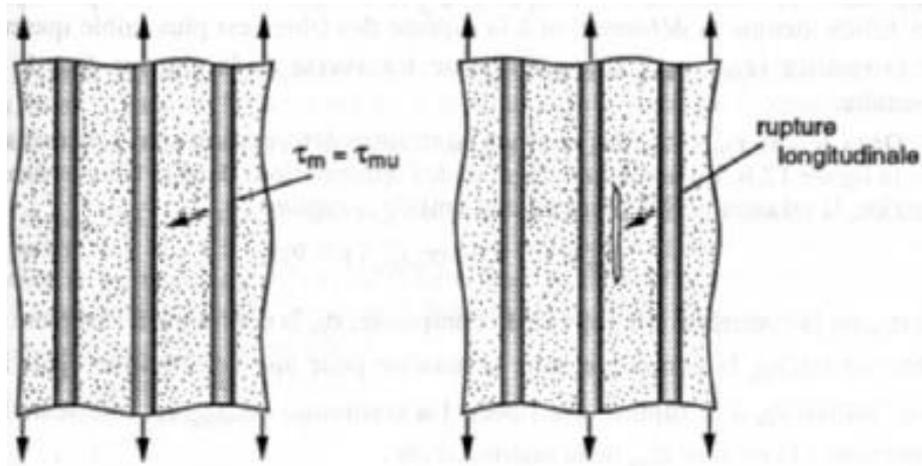


Fig. 1.29 : Rupture longitudinale de la matrice

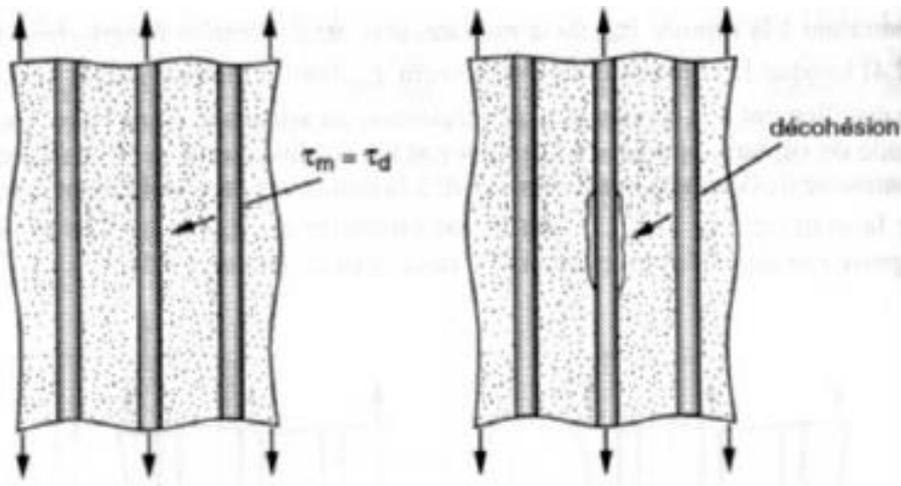


Fig. 1.30 : Décohésion fibre-matrice

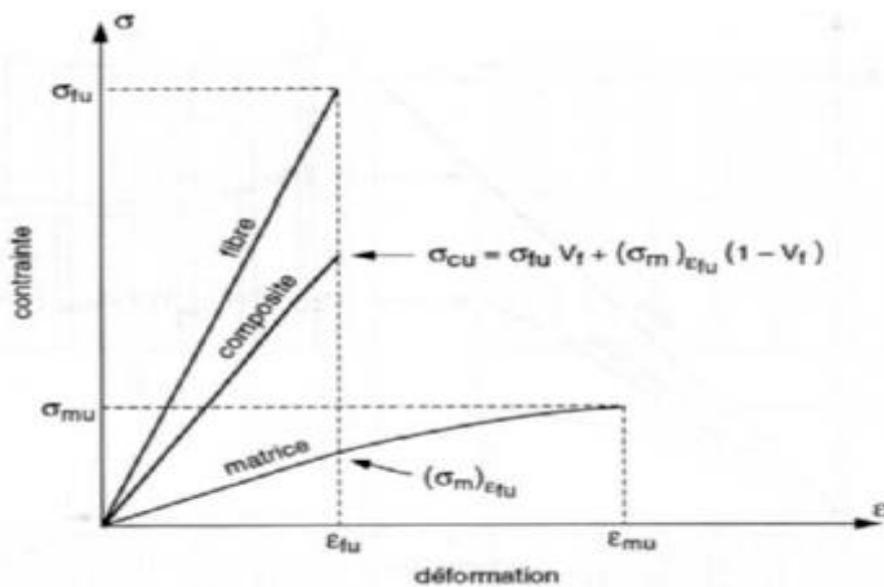


Fig. 1.31 : Courbe contrainte-déformation d'un composite unidirectionnel soumis à une traction longitudinale, dans le cas où $\epsilon_{fu} < \epsilon_{mu}$ [44]

La figure 1.31 présente un exemple d'un composite unidirectionnel soumis à la traction, le comportement du matériau suivant le classement des propriétés entre fibre et matrice en contrainte et déformation.

En général tous les modes de rupture sont possibles dans les stratifiés (Figure 1.32).

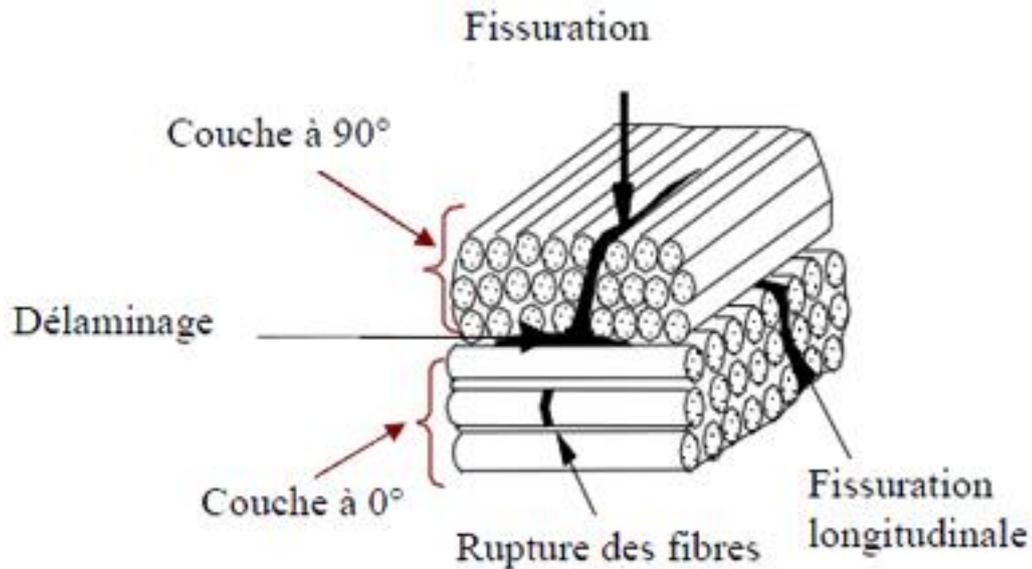


Fig. 1.32 : Mécanismes d'endommagement observés dans un stratifié croisé [20].

Lafarie-Frenot et Hénaff-Gardin [45] ont réalisé des essais de fatigue, sur deux types d'empilements différents de stratifiés carbone/époxyde T300/914, à deux niveaux de contrainte maximale différents (60% et 80% de la contrainte à rupture notée σ_R) : les résultats expérimentaux concernant l'évolution de la densité de fissures en fonction du nombre de cycles ont montré que, pour chaque stratifié, un chargement plus élevé donne une accélération de la multiplication des fissures transverses.

Hénaff-Gardin et Lafarie-Frenot [45] ont montré que la valeur de la densité à saturation reste sensiblement indépendante du niveau de chargement appliqué (Figure 1.33).

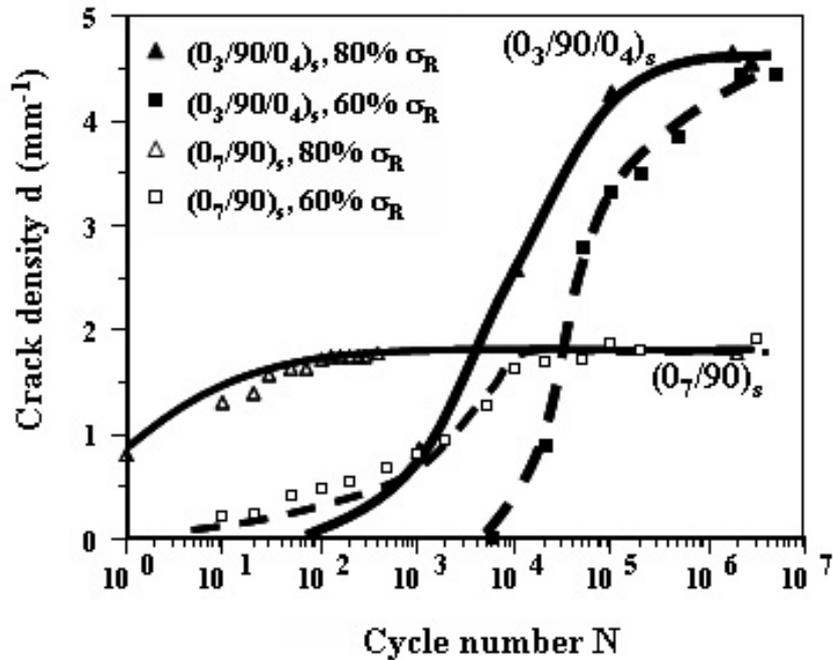


Fig. 1.33 : Densité de fissures sur la tranche en fonction du nombre de cycles pour deux niveaux de contraintes et deux stratifiés. T300/914, $R = 0,1$, $f = 10$ Hz [45]

N. Revest [46] a fait une étude expérimentale sur des stratifiés formés de plis unidirectionnels pour trois séquences d'empilement judicieusement choisies ($((0_3^{\circ}/90_n^{\circ})_{n=3;6;12})$, $(0_3^{\circ}/\pm 55_3^{\circ})$ et $(0_3^{\circ}/\pm 45_3^{\circ})$) soumises à des sollicitations quasi-statiques et cycliques.

Les principales caractéristiques mises en évidence lors de ces essais sont les suivantes : (Figure 1.34)

- les fissures se présentent sous la forme d'un réseau de fissures planes et parallèles entre elles ;
- elles sont géométriquement identiques qu'elles soient créées par un chargement quasi-statique ou un chargement de fatigue ;
- l'apparition et la propagation complète des fissures sont quasi-simultanées ;
- les fissures sont réparties de façon homogène dans les plis fissurés ;
- la densité de fissures atteint un état de saturation en statique comme en fatigue.
- la densité de fissures est inversement proportionnelle à l'épaisseur du pli fissuré.

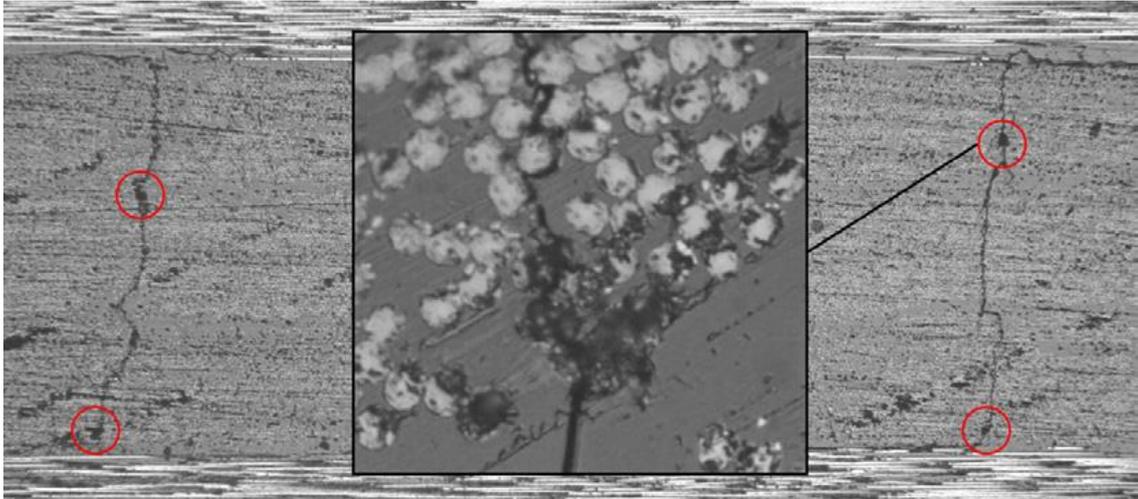


Fig. 1.34 : Influence de la microstructure (répartition des fibres, porosités...) sur le chemin suivi par les fissures [46]

1.4 Modélisations du comportement en fatigue et endommagement des matériaux composites

Dans l'étude du comportement en fatigue des matériaux composites, la prévision de l'endommagement et de la durée de vie de ces matériaux, fait l'objet de nombreuses investigations.

Degrieck et Van-Paepegem [47] ont classé les principaux modèles proposés depuis les dernières décennies en trois grandes catégories :

- a) Les modèles de durée de vie (approches globales) : ne prennent pas vraiment en compte le mécanisme de dégradation, mais utilisent la courbe de WÖHLER (courbes S-N) et introduisent certains critères de rupture en fatigue. Ces approches nécessitent un travail expérimental considérable.
- b) Les modèles phénoménologiques : concernent la rigidité et la résistance résiduelle. Ces modèles proposent une loi d'évolution de la dégradation des propriétés à l'échelle macroscopique des stratifiés.
- c) Les modèles d'endommagement progressif : introduisent une ou plusieurs variables d'endommagement pour décrire la dégradation des stratifiés composites.

Ces approches décrivent différents phénomènes et font intervenir différentes échelles :

- échelle microscopique au niveau des constituants
- échelle mésoscopique au niveau des plis
- échelle macroscopique au niveau du stratifié

1.4.1 Modèles de durée de vie (approches globales)

Ce sont des approches macroscopiques qui ne tiennent pas compte des mécanismes d'endommagement mais permettent de prédire le nombre de cycles à partir duquel intervient la rupture sous un chargement de fatigue fixe et donné. Ces données sont basées sur l'utilisation des courbes de WÖHLER, appelées aussi courbes S-N ou courbes d'endurance.

Les courbes de WÖHLER, développées initialement pour les matériaux métalliques, permettent de déterminer la durée de vie N_f (nombre de cycles à rupture) en fonction de l'amplitude de la sollicitation cyclique uni-axiale, pour un rapport de charge $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$ et une fréquence f fixés.

Ces courbes sont obtenues par des essais de fatigue uni-axiale sous chargements cycliques d'amplitude constante.

Hashin et Rotem [48] ont proposé deux critères pour distinguer les modes de rupture de fibres et de la matrice :

$$\sigma_A = \sigma_A^u \quad \text{pour la rupture de fibres.}$$

$$\left(\frac{\sigma_T}{\sigma_T^u}\right)^2 + \left(\frac{\tau}{\tau^u}\right)^2 = 1 \quad \text{pour la rupture de la matrice.}$$

Où :

σ_A et σ_T : sont respectivement les contraintes longitudinale et transverse ;

τ : est la contraintes de cisaillement ;

σ_A^u et τ^u : sont des contraintes de rupture, fonctions de la contrainte maximale, du rapport de chargement et du nombre de cycles.

Ce critère n'est valable que pour les composites unidirectionnels. Il permet de différencier les deux types d'endommagement au moment de la rupture.

1.4.2 Modèles phénoménologiques (rigidité ou résistance résiduelles)

De nombreux chercheurs se sont intéressés à développer des modèles basés sur l'utilisation de la rigidité résiduelle pour décrire la dégradation des propriétés élastiques d'un matériau composite soumis à un chargement de fatigue.

Sidoroff et Subagio [49] ont proposé un modèle développé concernant les matériaux composites unidirectionnels chargés dans la direction des fibres. Le modèle est écrit en déformations. Les auteurs introduisent une variable d'endommagement D et séparent les domaines de la traction et de la compression.

$$\sigma_{11} = E(D) \varepsilon_{11}$$

$$E(D) = E_0 (1 - D)$$

$$D = 1 - \frac{E}{E_0}$$

$$\frac{dD}{dN} = \begin{cases} \frac{a \cdot (\Delta \varepsilon_{11})^c}{(1-D)^b} & \text{en traction} \\ 0 & \text{en compression} \end{cases}$$

Où :

E_0 : le module d'Young longitudinal de matériau non endommagé.

a , b , et c sont des constantes caractéristiques du matériau étudié.

σ et ε sont respectivement la contrainte et la déformation.

$\Delta \varepsilon$: l'amplitude de la déformation.

Ce modèle a été identifié par un essai de flexion 3 points. La rupture en fatigue est définie lorsque la variation de chute de rigidité atteint 10 %.

Shokrieh et Lessard [50, 51] ont mis en œuvre des modèles qui décrivent la dégradation de la résistance résiduelle en utilisant le critère de rupture. Ils ont évolué les résistances en cisaillement et en transverse en fonction de nombre de cycles.

$$\frac{dR}{dN} = -A(\sigma) * m * (R(N))^{m-1}$$

Où :

A : une fonction de la contrainte maximale,

m : une constante.

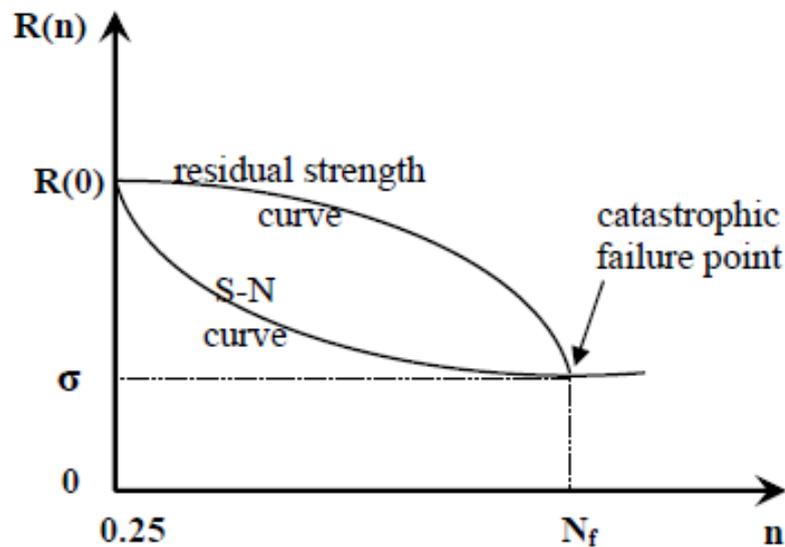


Fig. 1.35 : Dégradation de la résistance résiduelle d'un matériau composite unidirectionnel sous chargement constant de fatigue [50].

La figure 1.35 décrit la dégradation de la résistance résiduelle en fonction du nombre de cycle d'un matériau composite unidirectionnel sous chargement statique, ou en fatigue pour le premier quart du cycle ($N=1/4$ cycle). La résistance en fatigue $R(N)$ se dégrade en fonction du nombre de cycle N . Lorsque $R(N)$ atteint l'amplitude de la contrainte appliquée σ , le matériau sera à l'état de la rupture totale et le nombre de cycles correspondant est dit nombre de cycles à la rupture.

1.4.3 Modèles d'endommagement progressif

Les modèles d'endommagement progressif ont pour objet la description de l'évolution de l'endommagement. Donc le développement de ces modèles permet de prendre en charge l'aspect progressif et cumulatif des dégradations des matériaux (Figure 1.36).

Miner [51] a développé une loi de cumul de l'endommagement linéaire en posant une variable d'endommagement D :

$$D = \frac{N}{N_R}$$

Où :

N : nombre de cycles effectués.

N_R : nombre de cycles à la rupture pour le chargement considéré.

Pour une sollicitation de fatigue constituée de différents niveaux de chargements k l'endommagement prend la forme suivante :

$$D = \sum_{i=1}^k \frac{N_i}{N_{R_i}}$$

Où :

N_i : nombre de cycles effectués au niveau de chargement i .

N_{R_i} : nombre de cycles à la rupture pour le chargement considéré i .

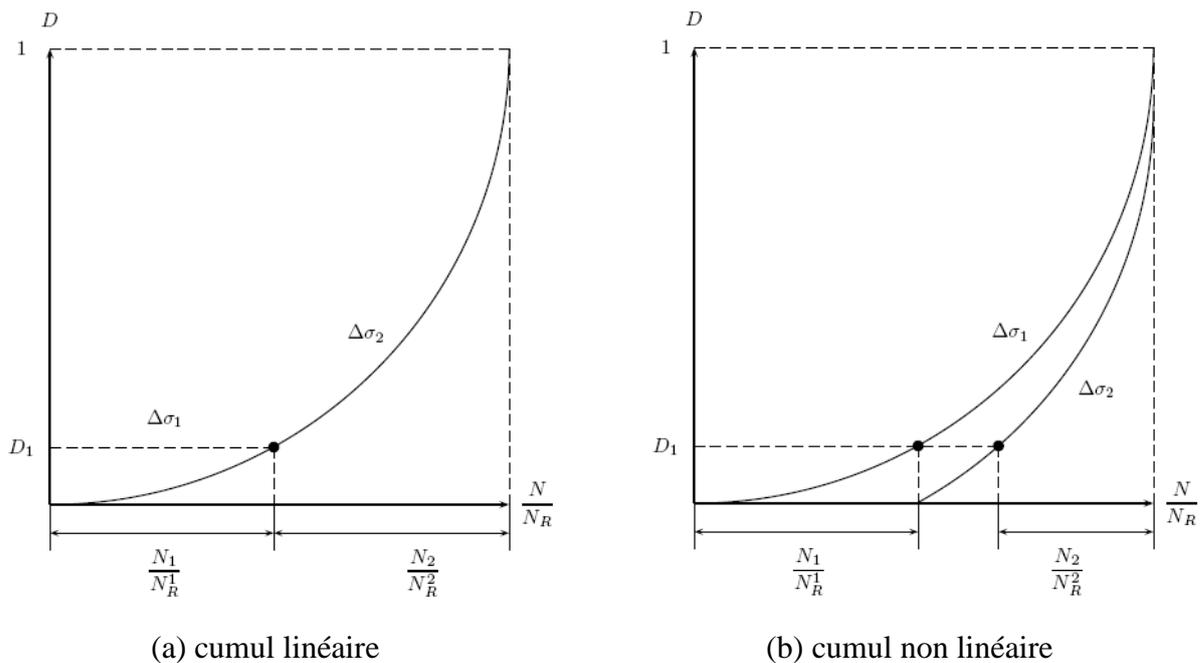


Fig. 1.36 : Loi de cumul de l'endommagement [52].

L'utilisation de la loi de Miner n'a besoin d'aucun paramètre particulier à déterminer : elle nécessite simplement la connaissance de la courbe S-N du matériau.

1.4.3.1 Approche mécanique de la rupture

La mécanique de la rupture a pour objet l'étude du comportement mécanique d'une structure en présence de fissures macroscopiques. Elle peut être abordée soit par une étude de ces champs mécaniques au voisinage de la pointe d'une fissure ou à travers une étude énergétique

du solide fissuré. La mécanique de la rupture est une discipline relativement récente puisque les premiers travaux remontent aux années 1920 avec les travaux de Griffith [53].

L'approche mécanique de la rupture est adaptée pour les matériaux métalliques où une seule fissure peut s'initier, se propager et conduire à la ruine de la structure.

Pour les matériaux composites, l'approche est développée pour prendre en compte l'apparition de multiples fissures.

En utilisant la loi de Paris qui donne la vitesse de fissuration en fonction du facteur d'intensité de contrainte, Caron et Arlacher [54] proposent un calcul analytique de la décroissance de la résistance résiduelle du pli transverse d'un stratifié $[0/90]_s$ qui permet d'écrire une expression analytique de la variation de la résistance par rapport au nombre de cycles.

$$\frac{dR_e}{dN} = g(R_e, \Delta\sigma_{11}) = -CR_e^{3-\eta} \Delta\sigma_{11} \geq 0$$

Où : C et η sont les paramètres de la loi de Paris. Ils sont identifiés expérimentalement par un lissage de la courbe représentant la probabilité de rupture du pli à 90° en fonction de R_e par une loi de type WEIBULL. Ils en déduisent une expression de la durée de vie résiduelle N_r d'un matériau de résistance résiduelle initiale R_e^{init} soumis au chargement cyclique défini par $(\Delta\sigma_{11}, R)$:

$$N_r = \int_{R_e^{init}}^{\sigma_{11}} \frac{1}{g(R_e^{init}, \Delta\sigma_{11}, R)} dR_e$$

Ce modèle se limite au cas des matériaux composites de type $[0_n/90_m]_s$ soumis à un chargement de traction cyclique uni-axiale.

Hénaff et al [55,56] proposent dans leurs travaux une expression qui utilise la surface fissurée pour caractériser l'endommagement :

$$\frac{dS}{dN} = A \left(\frac{G_I}{G_{max}} \right)^n$$

Où :

S est la surface fissurée.

G_I est le taux de restitution d'énergie correspondant à l'énergie libérée lors de la création de la surface fissurée considérée en mode I.

G_{max} est la valeur du taux de restitution d'énergie lors de la création de la première fissure.

A et n sont des constantes déterminées expérimentalement pour une fréquence f et un rapport de charge R donnés.

N.V. Akshantala et R. Talreja [57] ont ajouté dans leurs études le phénomène de délaminage pour modéliser l'endommagement par multiplication des ruptures transverses. La prise en charge du délaminage complique la modélisation en ajoutant la dimension hors-plan au problème bidimensionnel initial où on trouve que les contraintes hors-plan gouvernent la cinétique de délaminage.

Caron et al. [58] ont proposé des modèles multi-particulaires pour décrire le mécanisme de décollement inter-couches appelé délaminage dans les matériaux multicouches. Les différentes orientations des plis formant le stratifié entraînent des différences d'anisotropie par rapport au repère de référence qui sont à l'origine de contraintes interlaminaires. Ce sont ces contraintes qui pilotent l'apparition et la propagation du délaminage.

1.4.3.2 Approche à base de formalisme thermodynamique

Les approches thermodynamiques permettent la description de l'état du matériau. Elles prennent en compte l'aspect progressif des dégradations. On peut classer ces approches en deux types :

a) Approche de description physique du défaut

Talreja [59] a utilisé dans ses travaux une approche physique de l'endommagement. Il a considéré que chaque fissure est représentée par un vecteur dont la direction est normale à la fissure et la norme égale à la longueur de fissure.

En se basant sur les travaux de Talreja, Thionnet et al. [60, 61] ont appliqué l'approche à l'échelle du pli ce qui lui donne l'avantage d'un caractère intrinsèque au pli et ont permis de décrire le comportement d'un stratifié quelconque.

J.M. Berthelot et al. [62] ont proposé une simulation de l'évolution de la fissuration transverse. La largeur de l'échantillon est divisée en bandes dans lesquelles le champ des contraintes est évalué au moyen d'un modèle analytique simple. Un critère de type «contrainte», appliqué sur les bords libres de l'échantillon régit la naissance des fissures, aux points où le critère est vérifié, en utilisant une distribution statistique de la contrainte à rupture. Aux autres points, un second critère indique quel est le nombre de cycles nécessaires pour que le critère en contrainte soit vérifié ; ensuite, la vitesse de propagation des fissures dans le sens de la largeur est une fonction de l'énergie dissipée en pointe de fissure au cours des cycles de fatigue. La simulation a été comparée à des résultats expérimentaux obtenus sur des stratifiés verre/époxyde.

b) Approche mécanique d'endommagement

Les premiers travaux sur la mécanique de l'endommagement pour les matériaux composites sont développés par Ladvèze et al. [63]. Ils ont proposé un modèle appliqué sur les matériaux composites en statique. Ce modèle a été étendu pour étudier le comportement des matériaux composites sous chargements de fatigue.

Payan et al. [37, 64] ont développé ce modèle pour étudier le comportement unifié dans le cadre de la mécanique de l'endommagement des matériaux anisotropes. Ils ont proposé des lois pour décrire l'évolution de l'endommagement cumulé sous chargement statique et de fatigue. Le modèle est basé sur deux étapes :

1 : traitement de la variable d'endommagement liée au nombre de cycles.

2 : traitement du problème de statique avec la nouvelle valeur de l'endommagement.

Le modèle est appliqué dans le cas de contraintes imposées et pour le cisaillement seul.

$$\begin{aligned}
 d_{n+1}^{tot} &= d_{n+1}^{fa} + d_{n+1}^{stat} && \text{Endommagement cumulé} \\
 \sigma_{12_{n+1}} &= G_{12}^0 (1 - d_{n+1}^{tot}) \gamma_{12_{n+1}}^e && \text{Comportement} \\
 f_{n+1} &= |\tilde{\sigma}_{12_{n+1}} - \alpha \tilde{\varepsilon}_{12_{n+1}}^p| - R_0 && \text{Fonction seuil} \\
 \tilde{\sigma}_{12_{n+1}} &= \frac{\sigma_{12_{n+1}}}{(1 - d_{n+1}^{tot})} && \text{Contrainte effective} \\
 \dot{\varepsilon}_{12_{n+1}}^p &= \dot{\varepsilon}_{12_{n+1}}^p (1 - d_{n+1}^{tot}) && \text{Taux de déformation effective} \\
 d_{12_{n+1}}^{stat} &= \frac{\sqrt{Y_{n+1}} - \sqrt{Y_0}}{\sqrt{Y_c} - \sqrt{Y_0}} && \text{Evolution endo statique} \\
 Y_{n+1} &= \frac{(\sigma_{12_{n+1}})^2}{2G_{12}^0 (1 - d_{n+1}^{tot})^2} && \text{Force associée}
 \end{aligned}$$

Où :

c, α, β et Y_0 sont des caractéristiques du matériau

Y_{of} correspond à la limite de fatigue du matériau (seuil d'endurance).

La fatigue après un certain nombre de cycles est déterminée par l'expression :

$$\frac{\Delta d_{12}^{fat}}{\Delta N} = C_f \langle Y_{max}^\beta Y_\Delta^\alpha - Y_0^f \rangle$$

Le modèle de Ladevèze [63] a été appliqué par Sedrakian et all [65] qui ont simplifié l'intégration numérique en prenant la potentielle en fonction des déformations au lieu des contraintes. Ils définissent trois variables d'endommagement d_{11} , d_{22} et d_{33} respectivement associées à la rupture de fibres, la fissuration transverse et la décohésion fibre/matrice. Les lois d'évolution de l'endommagement sont sous la forme suivante :

$$\frac{d(d_{ij})}{dN} = \frac{\partial \varphi(\sigma, R, f)}{\partial Y_{ij}}$$

Où :

d_{ij} sont les variables d'endommagement

Y_{ij} sont les variables thermodynamiques déterminées par l'expression :

$$Y_{ij} = \frac{\partial W_e}{\partial d_{ij}}$$

W_e est l'énergie élastique de déformation.

φ représente le potentiel thermodynamique défini par l'expression :

$$\varphi = \frac{\alpha_{11}}{1 + \beta_{11}} Y_{11}^{\beta_{11}} + \frac{\alpha_{22}}{1 + \beta_{22}} Y_{22}^{\beta_{22}} + \frac{\alpha_{33}}{1 + \beta_{33}} Y_{33}^{\beta_{33}}$$

Ces lois d'évolutions sont identifiées par des essais de traction cyclique sur des stratifiés de types $[0^\circ/90^\circ]_s$ et $[\pm 45^\circ]_s$.

N. Revest [46] a proposé un modèle de comportement basé sur la thermodynamique des milieux continus. Le modèle consiste à utiliser l'approche de type saut de cycles proposée par Van Paeppegem et Degriek [66]. Dans l'approche qu'ils proposent le saut de cycles ΔN n'est pas fixé à l'avance mais il est calculé de manière automatique. Le principe de l'approche consiste à imposer un incrément d'endommagement et d'évaluer le saut de cycle local ΔN_{loc} en chaque point de Gauss correspondant à cet incrément d'endommagement. Pour cela, une méthode simple consiste à utiliser une intégration explicite d'Euler :

$$\alpha_{N+\Delta N} = \alpha_N + \Delta N_{loc} \left. \frac{d\alpha}{dN} \right|_N$$

Le modèle de N. Revest [46], écrit à l'échelle du pli dans le cadre de la mécanique de l'endommagement, vise à modéliser la multiplication des fissures et à déterminer les chutes de rigidité associées. La fissuration est décrite par deux variables internes : l'une scalaire qui caractérise l'état d'endommagement, l'autre vectorielle qui traduit l'aspect directionnel de l'endommagement.

$$\Delta N_{loc} = \frac{\alpha_{N+\Delta N} - \alpha_N}{\left. \frac{d\alpha}{dN} \right|_N} = \frac{(P - 1)\alpha_N}{\left. \frac{d\alpha}{dN} \right|_N}$$

La description du phénomène d'endommagement a été faite via une approche mésoscopique (écrite à l'échelle du pli) qui lui a permis d'écrire une loi d'évolution de la fissuration sur le pli homogène équivalent. L'apparition et la propagation des fissures étant supposées quasi-instantanées, l'évolution de la fissuration est caractérisée, non pas par la propagation des fissures, mais par la multiplication de ces dernières.

Chapitre 2

**Etude expérimentale du
comportement mécanique en
flexion statique 3-points**

2.1 Introduction

Dans le monde industriel, les matériaux composites prennent une place prépondérante et leur utilisation augmente continuellement dans différents domaines aussi bien dans le transport (aéronautique, aérospatial, maritime, ferroviaire ...) que dans le domaine des loisirs et du sport, car ils présentent des caractéristiques plus intéressantes : grande rigidité dans une direction donnée, simplicité d'élaboration, légèreté, bonne résistance à la fatigue et des gains de masse. Ils permettent donc d'atteindre des performances que les matériaux classiques ne peuvent fournir [20, 21].

De nombreux travaux ont été réalisés afin d'étudier d'une part le comportement mécanique et d'autre part le suivi et l'évolution des mécanismes de rupture et d'endommagement au cours de l'essai et après rupture des éprouvettes [67, 68, 69].

Dans le but d'apporter notre contribution et vu la complexité de ces matériaux liée à la technique de stratification, les modes de fabrication ainsi que les types de renforts utilisés, nous présentons dans ce chapitre les matériaux considérés, leur mode d'obtention, la vérification des taux des constituants en utilisant la technique de l'ingénierie inverse, suivie de leurs caractérisations sous sollicitation de flexion, tout en observant les mécanismes de rupture et d'endommagement.

Ce chapitre est composé de deux parties :

- Dans la première partie, on présente les matériaux faisant l'objet de notre étude, le banc et le principe d'essai en flexion trois points statiques. Les courbes de comportement expérimental charge – déplacement y sont représentées.
- La deuxième partie est consacrée à la présentation des modes de rupture obtenus par l'observation microscopique des faciès des éprouvettes testées en flexion trois points des matériaux étudiés.

2.2 Matériaux

Les matériaux utilisés dans cette recherche sont quatre stratifiés composites (M1, M2, M3 et M4) composés de quatre couches de mat de fibre de verre E d'une masse surfacique de 300 g/m^2 . La matrice utilisée est une résine polyester.

Deux matériaux (M1 et M4) sont fabriqués par moulage à la presse à froid « voie humide » à basse pression. Le matériau M2 est élaboré par moulage par injection de résine liquide RTM (Resin Transfert Molding).

Le matériau M3 est fabriqué par moulage par compression de mat pré-imprégné SMC (Sheet Molding Compound). Il est constitué d'une matrice polyester chargée de particules de carbonate de calcium CaCO_3 et renforcé par le mat de fibre de verre.

Les caractéristiques des quatre matériaux sont résumées dans le tableau 2.1 :

Matériau	Epaisseur (mm)	Fraction volumique V_f	Mode de fabrication
M1	2,5	20 %	moulage à la presse à froid « voie humide »
M2	2,5	20 %	moulage par injection de résine liquide RTM
M3	2,5	40 %	moulage par compression de mat pré- imprégné SMC + charge de CaCO_3
M4	2,5	40 %	moulage à la presse à froid « voie humide »

Tableau 2.1 : Caractéristiques des matériaux

2.2.1 Pyrolyse des matériaux étudiés

Pour vérifier les taux de résine et de renfort contenus dans chaque matériau nous avons eu recours à une technique appelée pyrolyse [70], en découpant quatre échantillons de surface approximativement égale à $2 \times 2 \text{ cm}^2$, suivi d'un pesage de chacun d'eux noté P_1 en gramme.

Les échantillons sont alors fixés dans un four à renouvellement d'air enflammé. La calcination a lieu à 600°C pour une durée de 10 heures.

Après refroidissement, le résidu de verre est pesé et noté P_2 en gramme. La perte de résine par calcination est notée P : $P = P_1 - P_2$

Le taux de fibres de verre en pour cent : $F (\%) = P_2/P_1 (\%)$.

Le taux de résine en pour cent est donc R : $R (\%) = 100 - F$.

Les résultats obtenus sont représentés sur le tableau 2.2.

	Echantillon	Poids (g)			Taux (en %)			
		Avant	Après	Résine	Fibre	Moyen	Résine	Moyen
M1	1	0,97	0,39	0,573	40,93	41,80	43,51	40,11
	2	1,12	0,478	0,646	42,32		38,22	
	3	1,003	0,412	0,581	42,07		44,52	
	4	1,258	0,504	0,731	41,89		34,2	
M2	1	1,614	0,891	0,723	55,20	51,26	42,51	48,75
	2	1,23	0,674	0,556	54,80		43,25	
	3	1,669	0,774	0,895	46,38		57,82	
	4	1,354	0,659	0,695	48,67		51,4	
M3	1	1,064	0,634	0,43	59,59	58,22	34,12	34,98
	2	1,326	0,759	0,567	57,24		39,97	
	3	1,56	0,916	0,644	58,72		30,77	
	4	1,749	1,003	0,746	57,35		35,05	
M4	1	0,891	0,682	0,209	76,54	77,93	45,68	44,88
	2	0,949	0,742	0,207	78,19		47,1	
	3	0,712	0,561	0,151	78,79		44,1	
	4	0,725	0,567	0,158	78,21		42,62	

Tableau 2.2 : Résultats obtenus par la pyrolyse

La fraction volumique est donnée par la relation suivante :

$$V_f = \frac{\rho}{\rho_f} P_f \quad (2.1)$$

Où :

ρ : Masse volumique du matériau

P_f : Fraction massique (%)

V_f : Fraction volumique (%)

$\rho_f = 2600 \text{ kg/m}^3$ (masse volumique de fibre de verre E) [20].

Les valeurs calculées de la fraction volumique des quatre matériaux sont représentées sur le tableau 2.3.

	ρ	P_f (%)	V_f (%)
M1	1289,52	59,89	20,73
M2	1021,54	51,25	20,14
M3	1832,81	65,02	41,04
M4	1323,46	55,12	39,67

Tableau 2.3 : Fraction volumique des matériaux

2.2.2 Préparation des éprouvettes

Les éprouvettes parallélépipédiques ont été découpées à l'aide d'une tronçonneuse à disque diamanté, à partir de plaques de $(300 \times 300) \text{ mm}^2$. Leurs dimensions, selon la norme AFNOR NF T 57-105, sont : $L = 50 \text{ mm}$, $b = 15 \text{ mm}$ et $h = 2,5 \text{ mm}$, où L , b et h sont respectivement la longueur totale, la largeur et l'épaisseur de l'éprouvette (Figures 2.1 et 2.2).

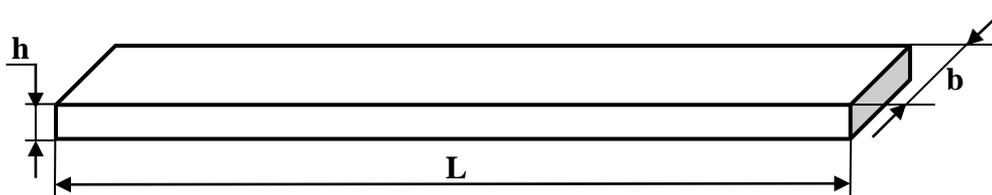


Fig. 2.1 : Forme et dimensions des éprouvettes d'essai en flexion 3 points statique

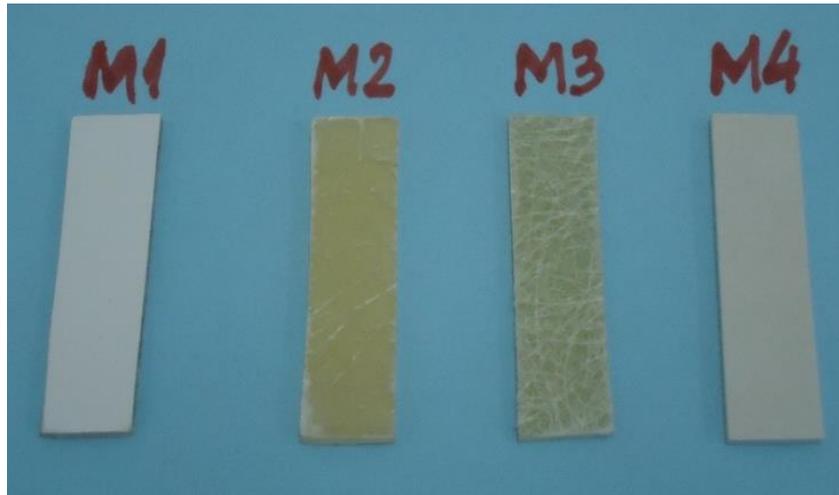


Fig. 2.2 : Eprouvettes d'essai des matériaux étudiés

2.3 Banc et principe de l'essai de flexion 3 points

L'essai de flexion détermine l'aptitude à la déformation d'un matériau sur deux appuis avec une application de l'effort au milieu de l'éprouvette (cas de flexion 3 points).

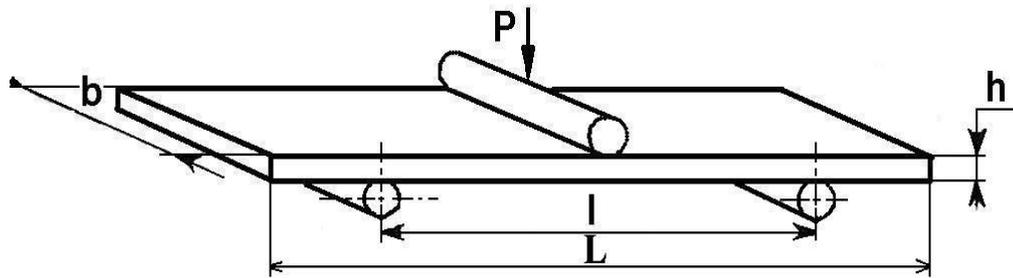
On impose à une éprouvette normalisée - soit une déformation ou flèche, à vitesse de déformation constante en mesurant la force qu'oppose l'éprouvette à cette déformation, - soit une charge en arrivant à définir la flèche correspondante.

Dans notre étude, Les essais de flexion 3-points sont réalisés sur une machine d'essais « Zwick/Roell » Z20 de capacité de 20 KN, pilotée par ordinateur (Figure 2.3).



Fig. 2.3 : Machine d'essai Zwick/Roell Z 20

La figure 2.4 représente le principe d'essai : l'éprouvette est posée sur deux tiges cylindriques de cinq millimètres de rayon (pannes inférieures), la charge est appliquée au milieu de l'éprouvette à l'aide de la panne supérieure. Selon la norme AFNOR NF T 57-105 la distance entre appuis est $l = 40$ mm.



(a)



(b)

Fig. 2.4 : Principe d'essai de flexion 3-points

2.4 Essais statiques

Cinq éprouvettes sont testées pour chaque type de matériau. Leurs courbes moyennes de comportement mécanique charge-déplacement obtenues en flexion 3-points statique sont représentées sur les figures 2.5, 2.6, 2.7 et 2.8.

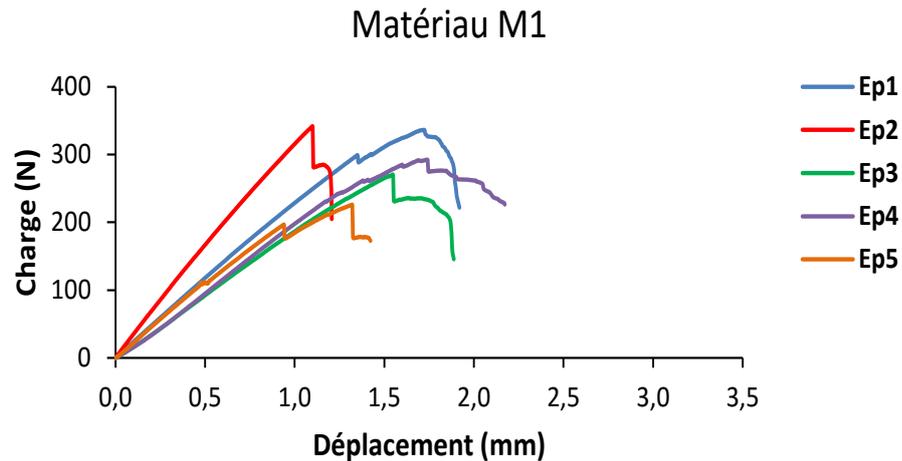


Fig. 2.5 : Courbes de comportement expérimental Charge-déplacement en flexion 3 points statique pour le stratifié M1.

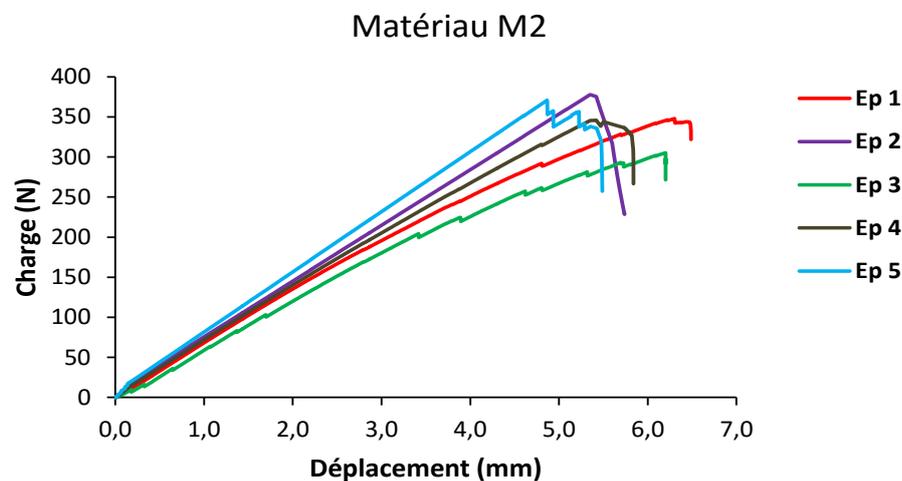


Fig. 2.6 : Courbes de comportement expérimental Charge-déplacement en flexion 3 points statique pour le stratifié M2.

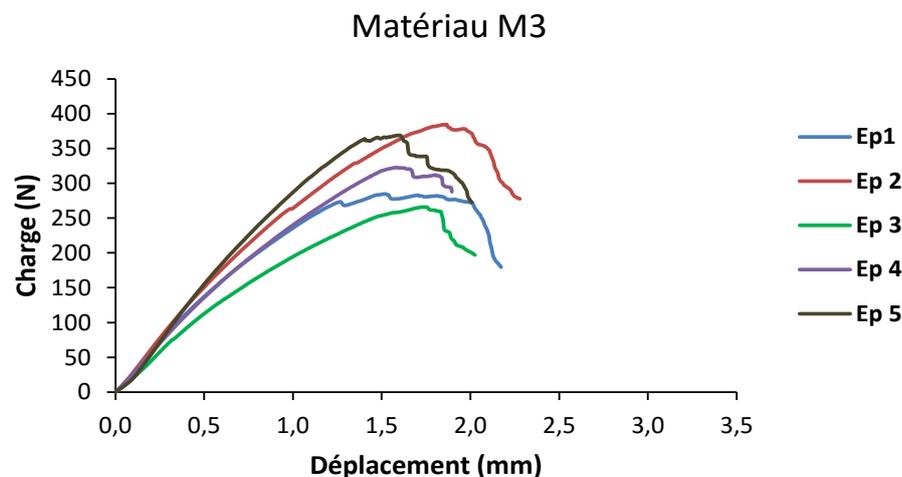


Fig. 2.7 : Courbes de comportement expérimental Charge-déplacement en flexion 3 points statique pour le stratifié M3.

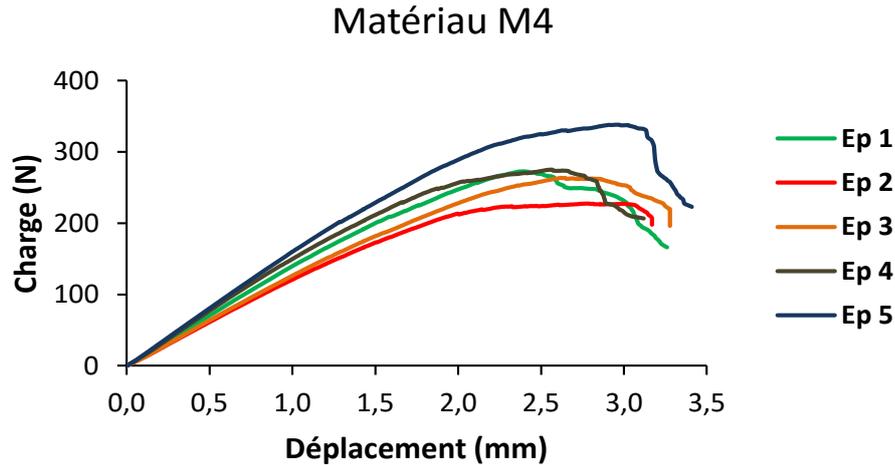


Fig. 2.8 : Courbes de comportement expérimental Charge-déplacement en flexion 3 points statique pour le stratifié M4.

Les courbes moyennes de comportement mécanique charge-déplacement obtenues en flexion 3 points statique pour les quatre stratifiés sont représentées sur la figure 2.9.

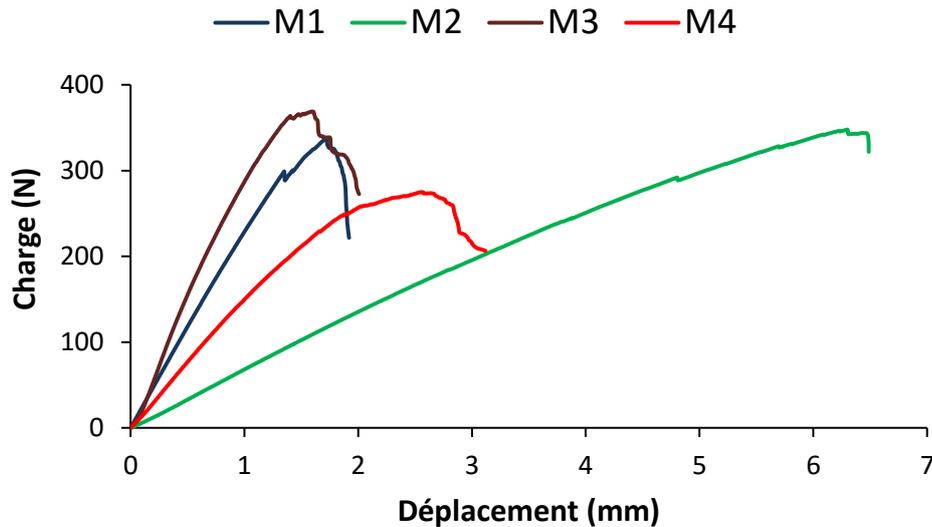


Fig. 2.9 : Courbes moyennes de comportement expérimental Charge-déplacement en flexion 3 points statique pour les quatre stratifiés.

Les résultats obtenus ont permis de calculer les valeurs de la contrainte à la rupture et de module d'élasticité en flexion en utilisant les relations suivantes :

$$\sigma_{rup} = \frac{3 F_{max} \ell}{2 b h^2} \quad (2.2)$$

$$E_x = \frac{F_{max} \ell^3}{4 b h^3 w_c} \quad (2.3)$$

Où :

- σ_{rup} : Contrainte à la rupture ;
- F_{max} : Charge maximale à la rupture ;
- E_x : Module de Young en flexion ;
- w_c : Flèche maximale à la rupture ;
- ℓ : Longueur entre appui.

Les résultats sont représentés dans le tableau 2.4.

	M1	M2	M3	M4
Charge maximale à la rupture F_{max} (N)	342,05	353,42	374,02	280,53
Flèche maximale à la rupture (mm)	1,72	6,30	1,59	2,55
Contrainte à la rupture calculée (MPa)	175,13	108,70	177,05	197,86
Module de Young en flexion calculé (MPa)	6950,88	3608,77	7309,31	6217,26

Tableau 2.4 : Contraintes à la rupture et modules d'élasticité en flexion

2.5 Analyse des résultats

Le calcul des caractéristiques mécaniques en flexion 3-points statiques [20] est basé sur la relation (2.2) pour les contraintes à la rupture en flexion σ_f et par l'utilisation de la relation (2.3) pour la détermination des valeurs des modules d'élasticité en flexion E_f .

Où :

- ℓ : longueur entre appui [mm] ;
- b : largeur de l'éprouvette [mm] ;
- h : épaisseur de l'éprouvette [mm] ;
- $\epsilon_{f1} = 0,0005$;
- $\epsilon_{f2} = 0,0025$;

ε_{fi} : Déformation individuelle en flexion

$$S_i = \frac{\varepsilon_{fi} \ell^2}{6 h} \quad \text{avec } (i = 1 ; 2) \quad (2.4)$$

S_i = flèche individuelle (mm)

$$\sigma_{fi} = \frac{3 F_i \ell}{2 b h^2} \quad (2.5)$$

F_i : la charge appliqué correspondant à la flèche individuelle S_i [N]

σ_{f1} : Contrainte en flexion mesuré à la flèche S_1

σ_{f2} : Contrainte en flexion mesuré à la flèche S_2

$$E_f = \frac{\sigma_{f2} - \sigma_{f1}}{\varepsilon_{f2} - \varepsilon_{f1}} \quad (2.6)$$

E_f : Module de Young en flexion

Les résultats obtenus par l'application des relations (2.4), (2.5) et (2.6) sont représentés dans les tableaux 2.5, 2.6, 2.7 et 2.8.

N° Eprouvette	h (mm)	S_1 (mm)	F_1 (KN)	S_2 (mm)	F_2 (KN)	σ_{f1} (MPa)	σ_{f2} (MPa)	E_f (MPa)
1.1	2,5	0,0341	13,6411	0,1707	46,7992	6,98	23,96	8488,47
1.2	2,6	0,0328	18,0041	0,1641	63,2068	8,52	29,92	10698,86
1.3	2,4	0,0356	10,8787	0,1778	35,3439	6,04	19,64	6795,89
1.4	2,5	0,0328	10,5271	0,1641	32,3303	4,98	15,30	5160,53
1.5	2,6	0,0316	12,1038	0,1580	41,7479	5,31	18,33	6506,25
Moyenne	2,52	0,0334	13,0309	0,1669	43,8856	6,37	21,43	7530,00

Tableau 2.5 : Contraintes à la rupture et modules d'élasticité calculés en flexion trois points statique du matériau M1

N° Eprouvette	h (mm)	S_1 (mm)	F_1 (KN)	S_2 (mm)	F_2 (KN)	σ_{f_1} (MPa)	σ_{f_2} (MPa)	E_f (MPa)
2.1	2,15	0,1046	11,8226	0,5229	40,0541	3,64	12,32	4341,64
2.2	2,07	0,1111	18,1822	0,5556	40,2041	6,31	13,96	3823,24
2.3	1,92	0,1135	11,3226	0,5674	36,3622	4,10	13,17	4534,11
2.4	2,10	0,1088	14,0623	0,5442	45,6925	4,69	15,22	5269,50
2.5	1,96	0,1046	17,0884	0,5229	52,1060	5,26	16,03	5385,25
Moyenne	2,04	0,1085	14,4956	0,5426	42,8837	4,80	14,14	4670,75

Tableau 2.6 : Contraintes à la rupture et modules d'élasticité calculés en flexion trois points statique du matériau M2

N° Eprouvette	h (mm)	S_1 (mm)	F_1 (KN)	S_2 (mm)	F_2 (KN)	σ_{f_1} (MPa)	σ_{f_2} (MPa)	E_f (MPa)
3.1	2,6	0,0328	14,3855	0,1641	53,5998	6,81	25,37	9281,49
3.2	2,4	0,0316	13,8997	0,1580	53,6062	6,10	23,53	8714,74
3.3	2,6	0,0316	11,7617	0,1580	39,7065	5,16	17,43	6133,29
3.4	2,5	0,0341	14,0636	0,1707	53,1270	7,20	27,20	10000,24
3.5	2,5	0,0328	10,8204	0,1641	46,0550	5,12	21,80	8339,54
Moyenne	2,52	0,0326	12,9862	0,1630	49,2189	6,08	23,07	8493,86

Tableau 2.7 : Contraintes à la rupture et modules d'élasticité calculés en flexion trois points statique du matériau M3

N° Eprouvette	h (mm)	S_1 (mm)	F_1 (KN)	S_2 (mm)	F_2 (KN)	σ_{f_1} (MPa)	σ_{f_2} (MPa)	E_f (MPa)
4.1	2,5	0,0388	10,3364	0,1939	31,2412	6,83	20,66	6910,68
4.2	2,46	0,0383	9,3668	0,1913	27,6572	6,03	17,80	5884,81
4.3	2,54	0,0366	8,9428	0,1831	26,5078	5,27	15,62	5176,76
4.4	2,6	0,0401	10,7935	0,2003	34,7983	7,61	24,54	8465,63
4.5	2,4	0,0383	10,5129	0,1913	35,3441	6,76	22,74	7989,28
Moyenne	2,5	0,0384	9,9905	0,1920	31,1097	6,50	20,27	6885,43

Tableau 2.8 : Contraintes à la rupture et modules d'élasticité calculés en flexion trois points statique du matériau M4

Les défauts d'élaboration (bulles, porosités) et de réalisation des éprouvettes (défauts de surfaces et de découpe) sont à l'origine de la dispersion des contraintes, tandis que la dispersion constatée pour les valeurs des modules d'élasticité, elle est attribuée à la diversité des microstructures (orientation des fibres).

Les valeurs moyennes calculées des modules d'élasticité en flexion sont résumées dans le tableau 2.9.

Matériau	Epaisseur moyenne h (mm)	Module d'élasticité Young en flexion(MPa)
M1	2.52	7530,00
M2	2.04	4670,75
M3	2.52	8493,86
M4	2.5	6885,43

Tableau 2.9 : Moyenne des modules d'élasticité en flexion des matériaux étudiés

Nous pouvons constater que le stratifié M3 obtenu par moulage par compression de mat pré-impregné SMC chargé de CaCO_3 possède la plus grande rigidité.

Ces résultats mettent en évidence un comportement linéaire élastique pour les quatre matériaux M1, M2, M3 et M4, la création de premières macro-fissures et leurs coalescences conduisent à la rupture des éprouvettes.

2.6 Endommagement des éprouvettes testées sous sollicitation statique

L'observation réalisée, par microscope optique du faciès endommagé (Figure 2.10), sur les quatre matériaux a permis de distinguer les types d'endommagements suivants:



Fig. 2.10 : Microscope optique

- Délaminage avec rupture de la matrice pour le matériau M1 (Figure 2.11).
- Fissuration à 45° sur le matériau M2 conduisant à la rupture des fibres (Figure 2.12).
- Rupture longitudinale pour le matériau M3 (Figure 2.13).
- Rupture transversale des fibres avec un délaminage de la couche extérieure du mat pour le matériau M4 (Figure 2.14).

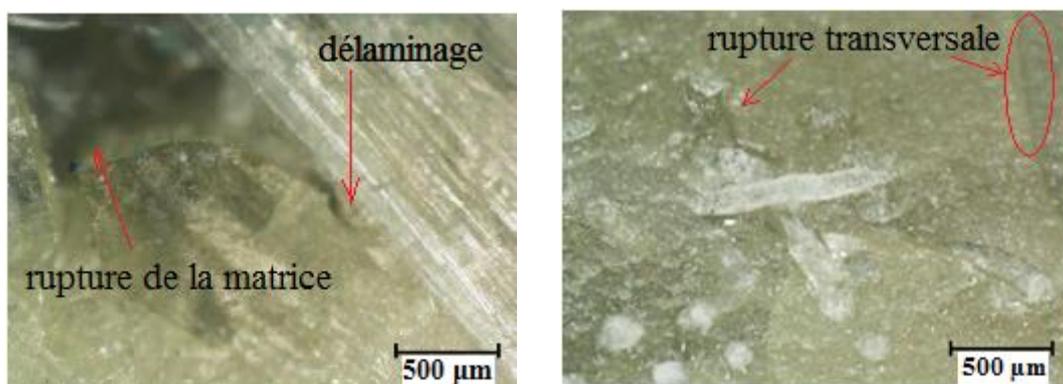


Fig. 2.11 : Observation microscopique des faciès endommagés du matériau M1

L'observation fine des fissures au milieu des éprouvettes pour le matériau M1 (Figure 2.11) montre la décohésion fibres/matrice qui se développe en délaminage. Une rupture transversale est aussi présente. L'arrachement de la matrice est apparu à la surface de

l'éprouvette la conduisant à la rupture totale. Ce phénomène est dû à la fragilité de la liaison fibre/matrice.

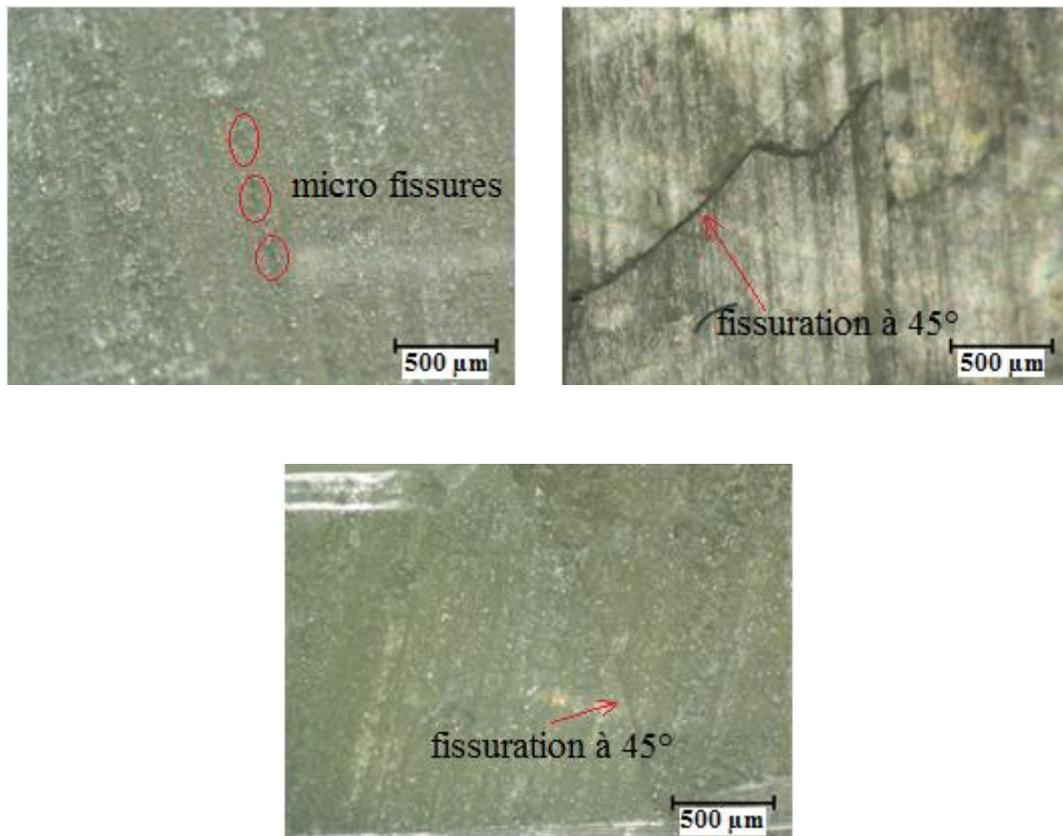


Fig. 2.12 : Observation microscopique des faciès endommagés du matériau M2

La figure 2.12 montre des observations microscopiques de la partie endommagée du matériau M2. L'accumulation de microfissures se développe pour ensuite générer des fissurations à 45° lesquelles, en se propageant, conduisent à la ruine de l'éprouvette.

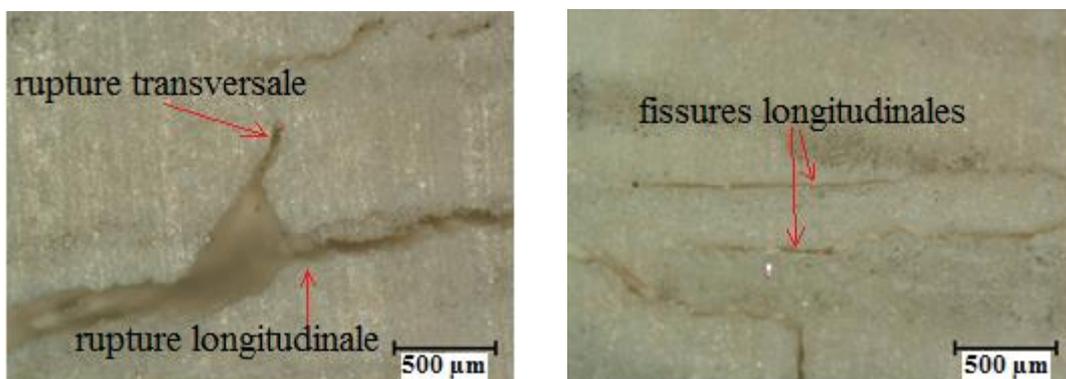


Fig. 2.13 : Observation microscopique des faciès endommagés du matériau M3

L'observation des faciès endommagé du matériau M3 (Figure 2.13) a permis de définir le mécanisme d'endommagement. La rupture transversale et la rupture longitudinale sont bien visibles dans la zone endommagée.

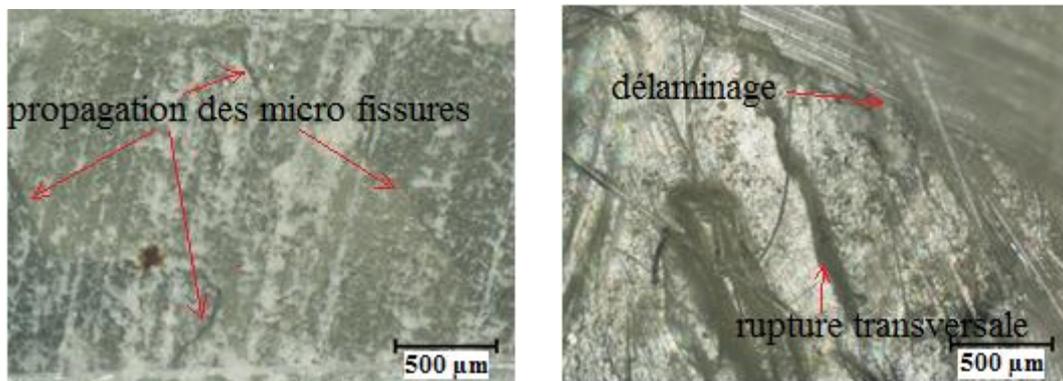


Fig. 2.14 : Observation microscopique des faciès endommagés du matériau M4

Dans la figure 2.14, la propagation des microfissures est bien remarquée dans toutes les directions de la surface de l'éprouvette testée ainsi qu'une rupture transversale est observée pour le matériau M4. Le délaminage est apparu pour d'autres éprouvettes testées.

Conclusion

Dans ce chapitre, nous avons présenté les résultats des essais de flexion trois points statique des quatre matériaux en termes de courbes de comportements charge – déplacement. L'allure de ces courbes expérimentales dénote une divergence des modules d'élasticité des quatre matériaux dont le comportement reste linéaire et élastique avant la rupture. La différence remarquée dans les valeurs des modules d'élasticité en flexion notés dans le tableau 2.9 est expliquée par les différents modes d'obtention de ces matériaux.

L'observation des faciès endommagés des stratifiés nous a permis de définir les différents mécanismes d'endommagement : délaminage avec rupture de la matrice pour le matériau M1, fissuration à 45° sur le matériau M2 conduisant à la rupture des fibres, rupture longitudinale pour le matériau M3 et rupture transversale des fibres avec un délaminage de la couche extérieure du mat pour le matériau M4.

Chapitre 3

Etude expérimentale du comportement en fatigue cyclique

3.1 Introduction

Les matériaux composites présentent des propriétés d'endurance et une tolérance aux dommages largement supérieures aux métaux et en particulier aux alliages légers. Ils sont réputés pour leur bonne tenue à la fatigue. Cet aspect est un point fort des composites et justifie leur utilisation dans l'industrie aéronautique pour des pièces soumises à des sollicitations de fatigue.

Les matériaux composites sont aujourd'hui utilisés dans des structures très sollicitées. Pour mettre en œuvre un matériau qui réponde au mieux à l'application envisagée tout en améliorant la résistance à la fatigue, il est nécessaire de bien comprendre les mécanismes de dégradation en fatigue et de savoir comment prendre en compte au mieux les différents facteurs dont dépend la fatigue des matériaux composites (la nature des fibres et des résines, du drapage, de la qualité des interfaces...)[2].

Plusieurs auteurs ont étudié le comportement en fatigue des matériaux composites en s'intéressant aux différents facteurs tels que : l'effet de l'empilement des stratifiés ou le type de renfort sur les caractéristiques mécaniques, l'influence de la fréquence de sollicitation sur la perte de rigidité du matériau [71, 72, 73, 74].

Le comportement en fatigue des matériaux composites varie de façon importante en fonction des différents paramètres mis en jeu.

Ces paramètres peuvent être regroupés en 3 catégories [75] :

- les paramètres inhérents aux matériaux composites : orientation des fibres, séquences d'empilement, types de matériau,
- les modifications géométriques ou les défauts présents : entaille, trou, impact,
- les conditions auxquelles le matériau est soumis : type de sollicitation, rapport de charge, spectre de charge, conditions environnantes.

Le comportement en flexion est plus délicat à étudier car le matériau est soumis simultanément à des contraintes de traction, compression et cisaillement. L'essai de flexion sur les matériaux composites est largement utilisé en milieu industriel en raison de sa grande souplesse de mise en œuvre et de la simplicité géométrique des éprouvettes [76,77].

En effet, contrairement aux essais de traction et de compression, cet essai ne demande pas de fixation particulière de l'éprouvette ni de collage de talons. Par ailleurs, l'essai de flexion est bien souvent la seule méthode disponible pour évaluer les propriétés des composites dans des conditions environnementales particulières voire agressives (température, humidité, brouillard salin, etc.).

De plus cet essai nécessite des charges à rupture bien plus faibles que les essais de traction et de compression, autorisant l'emploi de machines d'essais et de cellules de charge de capacités moindres. Ces constatations expliquent le nombre d'études consacrées à la flexion à la fois en statique et en fatigue. Mais l'analyse de cet essai reste compliquée.

Si les états de contraintes sont homogènes en traction et compression, cela n'est pas le cas de la flexion qui, selon les dimensions de l'éprouvette, occasionne des états de contraintes complexes.

Par exemple, la limite d'endurance d'un composite verre-époxyde passe de 250 à 200 MPa lorsque l'épaisseur croît de 4 à 8mm [78]. D'autre part, la distance entre appuis modifie la répartition des contraintes de traction et de cisaillement à l'intérieur du matériau et conduit à des délaminages différents.

Globalement, il est donc difficile de comparer un résultat de fatigue en flexion et en traction ou en compression. Le comportement des matériaux composites en flexion est donc sensiblement plus complexe à déterminer que celui des matériaux métalliques.

Lors d'un essai de fatigue pour matériaux composites, le nombre de cycles avant rupture peut être très grand (10^6 ou 10^7 cycles). Ainsi pour réduire la durée des essais, une solution consiste à augmenter la fréquence.

Fiore [13] a constaté que la diminution de la durée de vie en fatigue pour des fréquences de sollicitation de 5 Hz est plus importante que pour 10Hz, à contrainte identique.

La durée de vie d'une telle structure est ainsi dépendante de l'intensité du chargement appliqué, ainsi que du nombre de cycles réalisés. La difficulté de prédiction de l'évolution de l'endommagement sous une sollicitation cyclique pousse généralement les concepteurs à sur-dimensionner les structures, en utilisant des coefficients de sécurité importants. De nombreuses études ont donc été menées pour prédire l'endommagement des composites face à de telles sollicitations [79, 80, 81].

Divers modèles et critères de rupture en fatigue ont été élaborés et sont couramment utilisés pour le dimensionnement de structures [17]. Cependant ces modèles ont été élaborés à partir de données expérimentales issues d'essais uni-axiaux.

L'endommagement dans un matériau peut être défini comme un ensemble de changements microstructuraux qui interviennent sous l'effet d'un chargement thermomécanique et engendre une détérioration irréversible. Dans un matériau composite, les mécanismes d'endommagement sont complexes et nombreux.

Sous l'effet d'une sollicitation, une structure composite voit ses propriétés mécaniques se dégrader bien avant sa rupture finale. La fissuration intra-laminaire qui apparaît souvent en premier est une des causes de ces dégradations sans pour autant être réellement pénalisant pour l'intégrité de la structure [46].

En flexion, les dommages se forment généralement sur les faces du matériau qui sont les zones où les contraintes sont les plus élevées.

Les premières fissurations se produisent suivant les trois mécanismes initiaux : rupture des fibres faibles, rupture de la matrice à partir de défauts et de zones localement pauvres en renfort, décohésions locales à l'interface fibre/matrice. Ensuite, les ruptures se multiplient avec le nombre de cycles de fatigue et font apparaître le rôle capital que jouent les interfaces pour ce type de sollicitation [18]. D'une part, la qualité de la liaison fibre/matrice permet de limiter la propagation des fissures matricielles transverses.

D'autre part, la décohésion des interfaces (déchaussement et frottement des fibres dans la matrice), qui est un phénomène coûteux en énergie, limite la progression des fissures.

3.2 Essai de Fatigue cyclique

Les essais de flexion 3-points sollicités en fatigue sont réalisés sur une machine d'essais « Zwick/Roell » Z20 de capacité de 20 KN, pilotée par ordinateur (Figure 2.2).

Les essais de fatigue cyclique sont effectués en imposant un déplacement sinusoïdal d'une fréquence de 1,25 Hz.

Cinq éprouvettes sont testées en fatigue jusqu'à la rupture pour chaque essai, en prenant quatre niveaux de chargement (60 %, 70 %, 80 % et 90 %) de la charge maximale F_{max} pour chaque matériau.

3.2.1 Analyse des résultats

3.2.1.1 Influence du niveau de chargement sur la perte de rigidité

Dans les figures 3.1, 3.2, 3.3 et 3.4 sont représentées les courbes de comportement, lors des essais de fatigue cyclique, des quatre matériaux M1, M2, M3 et M4. Elles illustrent l'évolution de la charge (F_{max}/F_{0max}) en fonction du nombre de cycles, pour les niveaux de chargement $r = 60\%$, $r = 70\%$, $r = 80\%$ et $r = 90\%$. F_{0max} étant la charge initiale maximale.

La perte de rigidité des éprouvettes testées se déroule, généralement, en trois phases : la première phase représente une diminution brutale dès les premiers cycles, puis elle devient très lente dans la deuxième phase. Enfin, dans la troisième phase, la diminution de la perte de rigidité s'accélère jusqu'à la rupture du matériau.

Pour chaque matériau, la durée de vie dépend du niveau de chargement. Pour un niveau de chargement très important, la durée de vie devient très courte du fait de l'augmentation de la vitesse d'endommagement qui conduit à la rupture brutale du matériau.

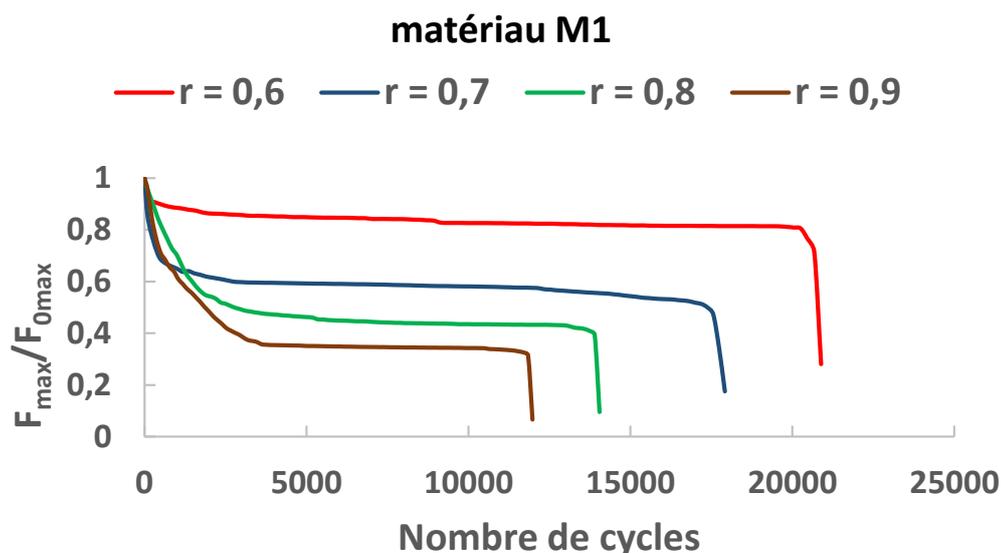


Fig. 3.1 : Influence du niveau de chargement sur la perte de rigidité du matériau M1

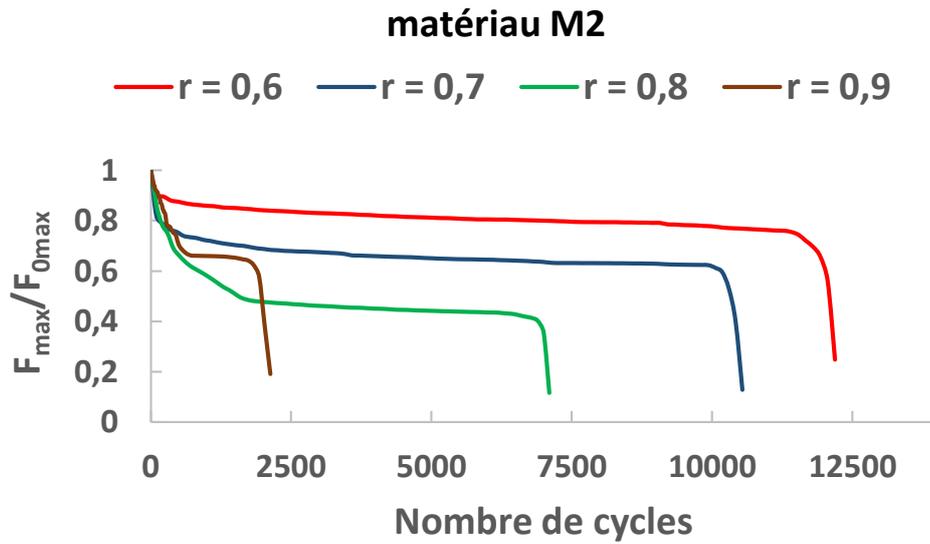


Fig. 3.2 : Influence du niveau de chargement sur la perte de rigidité du matériau M2

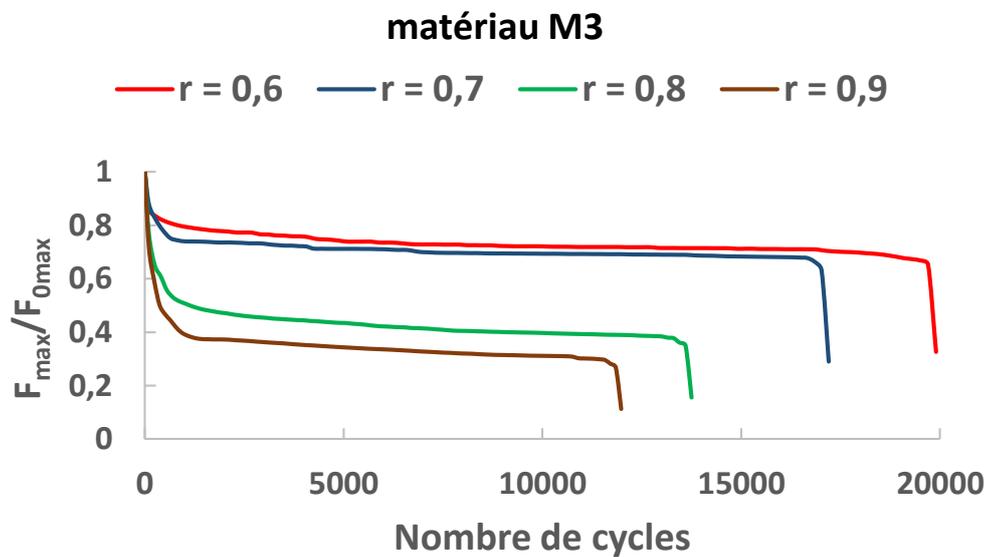


Fig. 3.3 : Influence du niveau de chargement sur la perte de rigidité du matériau M3

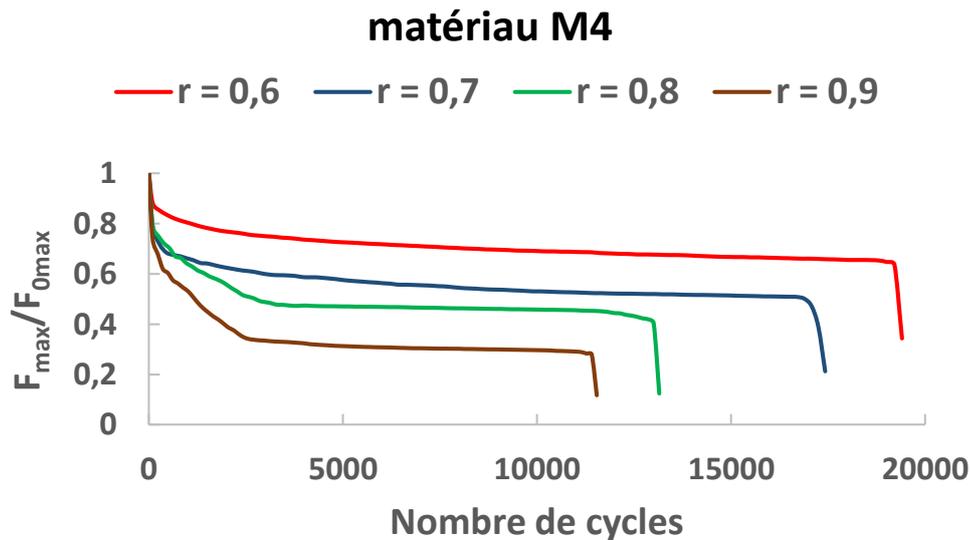


Fig. 3.4 : Influence du niveau de chargement sur la perte de rigidité du matériau M4

3.2.1.1 Comparaison des courbes moyennes du comportement en fatigue des matériaux pour les niveaux de chargements 0,6 ; 0,7 ; 0,8 et 0,9.

Les figures 3.5, 3.6, 3.7 et 3.8 permettent de comparer la perte de rigidité des différents matériaux (M1, M2, M3, M4) en fonction du nombre de cycles pour chaque niveau de chargement.

Les résultats montrent une très faible résistance à la fatigue du matériau M2 pour les niveaux de chargement imposés. Cela est dû probablement à son architecture (obtenue par le mode RTM).

Quant aux matériaux M1, M3 et M4 ; leurs courbes de comportement en fatigue ont la même allure pendant le cyclage, tout en remarquant que le matériau M1 a, légèrement, une meilleure durabilité.

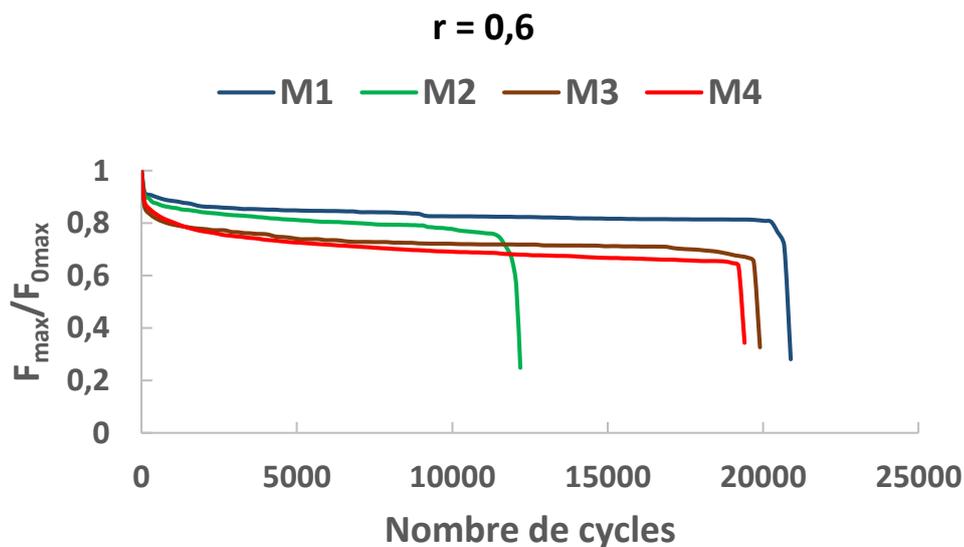


Fig. 3.5 : Comparaison des courbes moyennes du comportement en fatigue des matériaux M1, M2, M3 et M4 pour $r = 0,6$

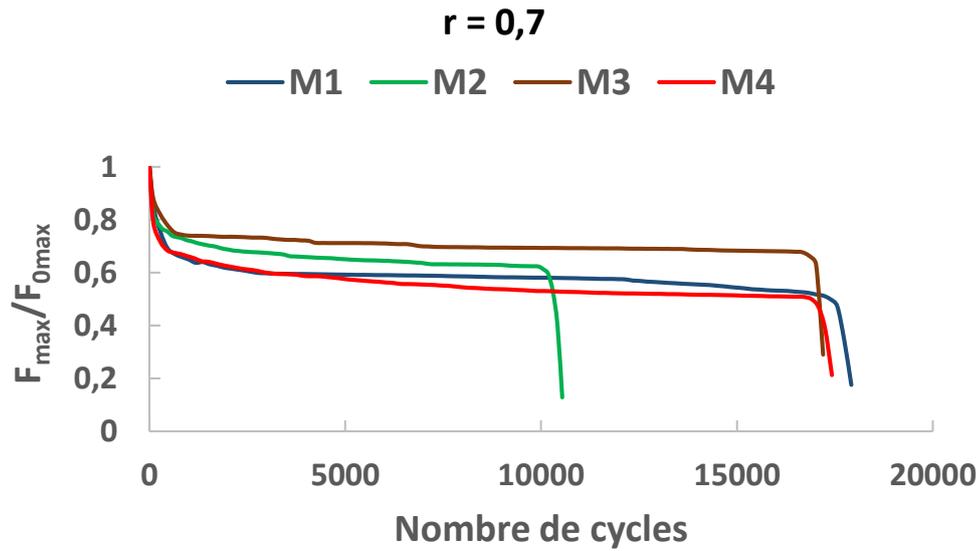


Fig. 3.6 : Comparaison des courbes moyennes du comportement en fatigue des matériaux M1, M2, M3 et M4 pour $r = 0,7$

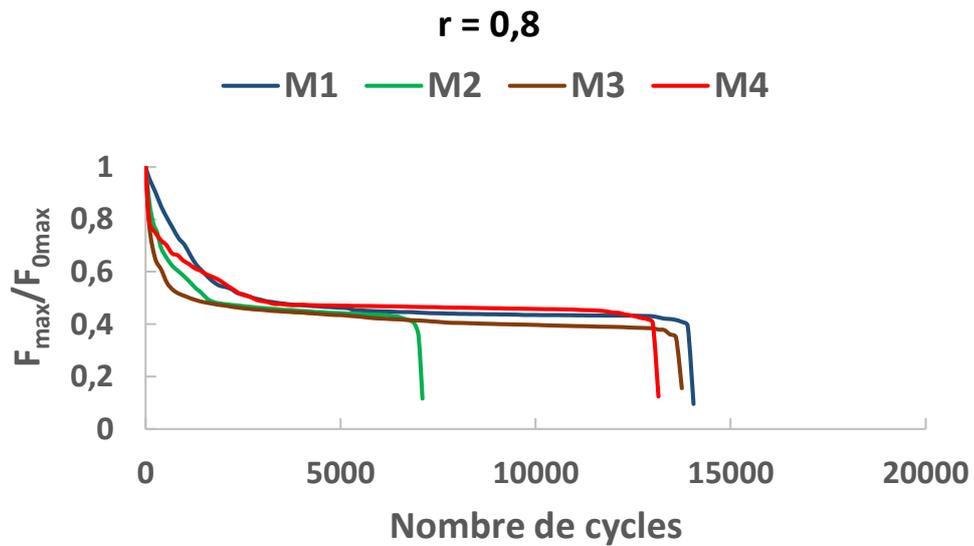


Fig. 3.7 : Comparaison des courbes moyennes du comportement en fatigue des matériaux M1, M2, M3 et M4 pour $r = 0,8$

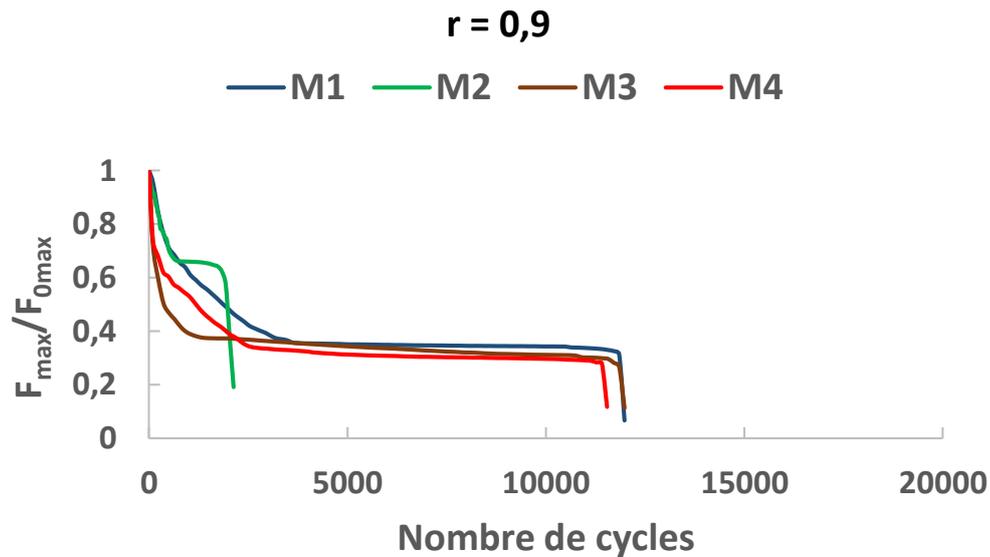


Fig. 3.8 : Comparaison des courbes moyennes du comportement en fatigue des matériaux M1, M2, M3 et M4 pour $r = 0,9$

3.2.2 Observation et interprétation des faciès de rupture

L'observation microscopique des faciès de rupture des quatre matériaux, étudiés au cours du cyclage, nous a permis de noter les constatations suivantes :

- Pour le matériau M1, l'initiation des microfissures commence suite à l'échauffement de la zone centrale de l'éprouvette. Ensuite, on remarque une coalescence de celles-ci générant la propagation rapide d'une grande fissure entraînant la rupture finale de ce matériau (Figure 3.9).

Selon les auteurs Nevadunski et Lucas [35], l'élévation de la température des éprouvettes lors des essais de fatigue cyclique en flexion 3-points est une conséquence de l'échauffement de la résine causé par la rupture de quelques fibres lesquels subissant un frottement continu pendant le cyclage.

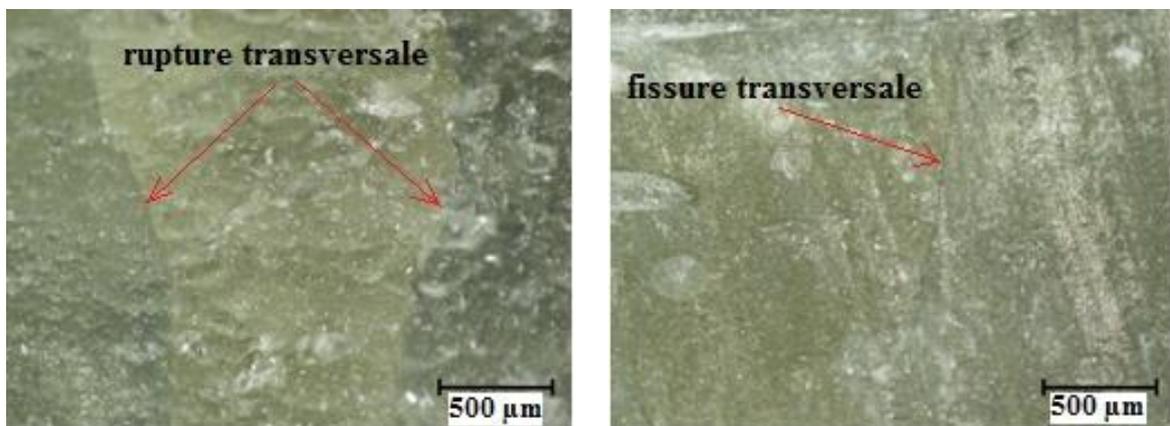


Fig. 3.9 : Faciès de rupture du matériau M1

- Pour le matériau M2, on observe, dans un premier temps, la rupture de la matrice suivie par l'initiation d'une fissure transversale menant directement à la rupture de ce matériau (Figure 3.10).

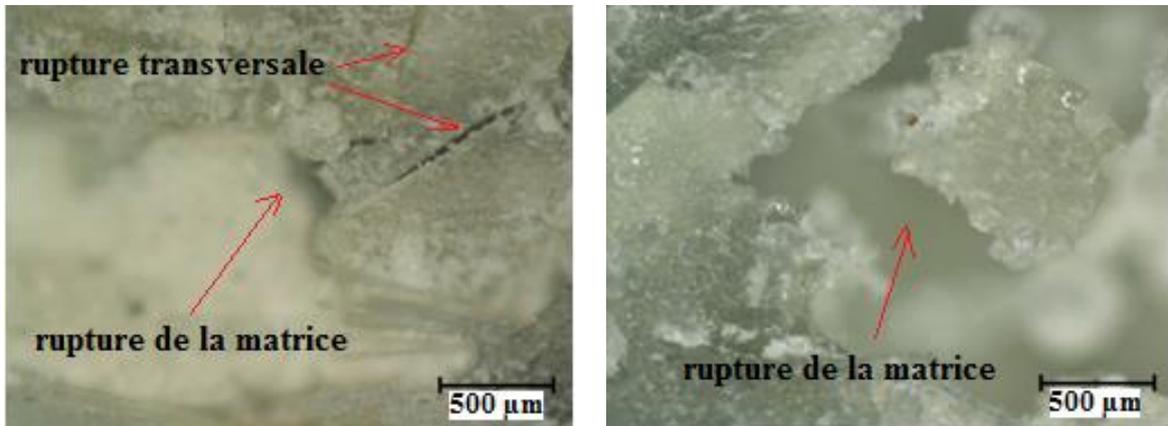


Fig. 3.10 : Faciès de rupture du matériau M2

- Pour le matériau M3, son endommagement se manifeste par une rupture longitudinale suivie d'une autre transversale (Figure 3.11).

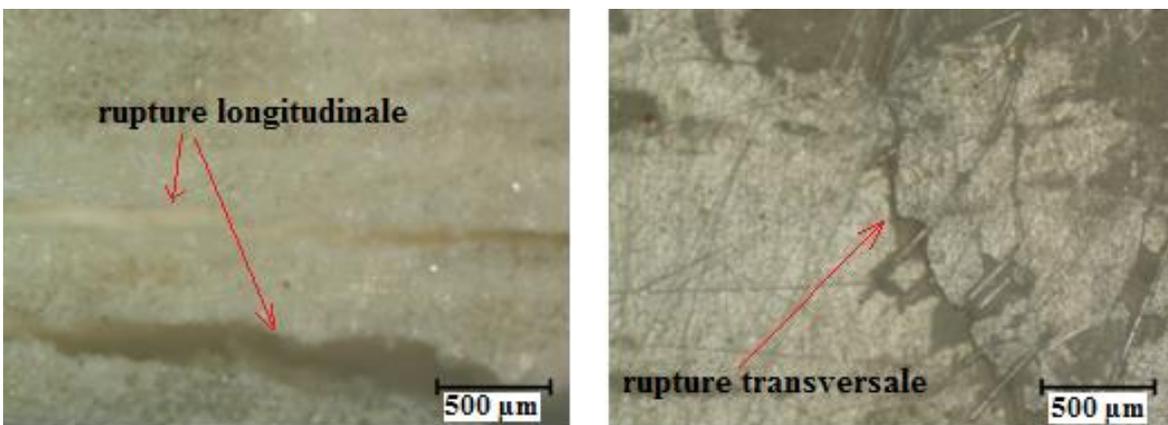


Fig. 3.11 : Faciès de rupture du matériau M3

- Pour le matériau M4, des microfissures apparaissent aux premiers cycles de l'essai et se développent au cours du cyclage jusqu'à la rupture (Figure 3.12).

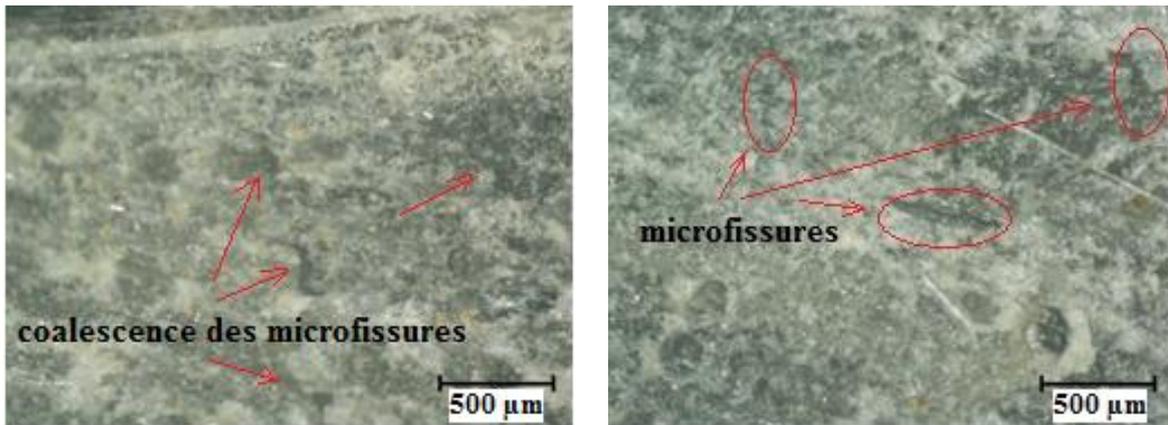


Fig. 3.12 : Faciès de rupture du matériau M4

3.3 Conclusion

Les courbes de comportement mécanique en fatigue, dénotent bien que leurs allures sont en bonne concordance avec celles des travaux réalisés, dans ce domaine par les auteurs [19, 37, 39,46].

L'analyse des résultats des essais de fatigue nous a permis de constater que l'augmentation du niveau de chargement influe sensiblement sur la perte de rigidité ce qui engendre une diminution de la durée de vie du matériau. Il est enregistré, pour les quatre matériaux, une croissance rapide de l'endommagement au cours des premiers cycles suivie d'une diminution de la pente des courbes de comportement en fatigue. Ces résultats montrent que l'endommagement s'accumule plus rapidement au début du cyclage et qu'il est ensuite progressif lorsque le nombre de cycles augmente.

Par ailleurs, en observant les faciès de rupture en statique et en fatigue, pour un même matériau, on relève que son endommagement est plus catastrophique en fatigue qu'en statique. Cette indication permet de déduire qu'une charge cyclique en fatigue est plus endommageante qu'une même charge en statique.

Aussi, on a noté que le matériau M1 présente une meilleure résistance à la fatigue et cette constatation est nettement visible pour le niveau de chargement $r = 0,9$. Cela implique que le mode d'obtention de ce matériau par moulage à la presse à froid « voie humide » est plus performant voire rentable.

Chapitre 4

**Simulation numérique des
stratifiés composites en
flexion statique 3 points**

4.1 Introduction

Devant la difficulté de mener à bien les travaux expérimentaux pour des raisons surtout de lourdeur de moyens d'expériences ; il serait plus judicieux de s'orienter vers les méthodes numériques lesquelles restent, après vérification, très efficaces.

Dans ce chapitre, nous nous sommes intéressés aux calculs numériques et de structures des matériaux étudiés soumis à la flexion 3 points statique.

La simulation numérique a été réalisée en utilisant le calcul de structure par éléments finis sous le code ABAQUS. Les résultats sont présentés en termes numériques et graphiques relatifs à la flèche au centre des quatre stratifiés, aux contraintes normales au niveau des plis des stratifiés en imposant 6 cas d'empilement afin d'obtenir un modèle proche aux résultats expérimentaux.

4.2 Propriétés élastiques du pli

Les modèles micromécaniques sont présentés pour des plis renforcés par des fibres unidirectionnelles et des mats. Les expressions des modèles choisis sont simples et applicables pour les composites verre/polyester et carbone/époxy dans le cas d'un comportement élastique linéaire.

4.2.1 Pli renforcé de fibres unidirectionnelles

Un pli renforcé par des fibres unidirectionnelles (UD) est défini par un repère de sollicitation (L ; T) où L : est la direction longitudinale des fibres et T : la direction transverse aux fibres.

Les expressions de module d'élasticité longitudinal E_L et le coefficient de Poisson ν_{LT} sont déterminés en utilisant la loi des mélanges [20] :

a) Module d'élasticité longitudinal

$$E_L = E_f V_f + E_m (1 - V_f) + \frac{4 V_f (1 - V_f) (\nu_f - \nu_m)^2}{\frac{V_f}{K_m} + \frac{1}{G_m} + \frac{1 - V_f}{K_f}} \quad (4.1)$$

$$\approx E_f V_f + E_m (1 - V_f)$$

b) Coefficient de Poisson ν_{LT} et ν_{TL}

$$\nu_{LT} = \nu_f V_f + \nu_m (1 - V_f) + \frac{V_f (1 - V_f) (\nu_f - \nu_m) \left(\frac{1}{K_m} - \frac{1}{K_f} \right)}{\frac{V_f}{K_m} + \frac{1}{G_m} + \frac{1 - V_f}{K_f}}$$

$$\nu_{LT} = \nu_f V_f + \nu_m (1 - V_f) \quad (4.2)$$

$$\nu_{TL} = \nu_{LT} \frac{E_T}{E_L} \quad (4.3)$$

c) Module de compression latéral K_L

$$K_L = K_m + \frac{V_f}{\frac{1}{k_f - k_m + \frac{(G_f - G_m)}{3}} + \frac{1 - V_f}{k_m + \frac{4}{3} G_m}} \quad (4.4)$$

Les expressions de module d'élasticité transverse E_T et le module de cisaillement G_{LT} sont définis par les relations de Chamis [82] :

d) Module de cisaillement G_{LT}

$$G_{LT} = G_m \frac{G_f (1 + V_f) + G_m (1 - V_f)}{G_f (1 - V_f) + G_m (1 + V_f)} \quad (4.5)$$

Avec : $G_f = \frac{E_f}{2(1 + \nu_f)}$ (4.6)

$$G_m = \frac{E_m}{2(1 + \nu_m)} \quad (4.7)$$

e) Module de cisaillement transversal $G_{TT'}$

$$G_{TT'} = G_m \left(1 + \frac{V_f}{\frac{G_m}{G_f - G_m} + \frac{k_m + \frac{7}{3} G_m}{2k_m + \frac{8}{3} G_m} (1 - V_f)} \right) \quad (4.8)$$

f) Module d'élasticité transversal

Le module d'élasticité transversal est calculé à partir des modules précédents grâce à la relation d'élasticité :

$$E_T = \frac{2}{\frac{1}{2K_L} + \frac{1}{2G_{TT}} + 2\frac{\nu_{LT}^2}{E_L}} \quad (4.9)$$

4.2.2 Pli du mat

Gay et Joubert [83] considèrent qu'un pli de mat s'apparente à un empilement constitué d'un nombre infini de plis unidirectionnels (UD) pouvant prendre toutes les directions possibles. Cette analogie ne peut être faite que si les fibres sont longues par rapport à la longueur critique, longueur nécessaire pour transférer les charges entre la matrice et les fibres sans déchaussement de celles-ci. Les propriétés d'un pli de mat sont donc identiques dans toutes les directions et il est considéré comme isotrope dans son plan.

Ses propriétés élastiques ne sont fonction que de trois coefficients indépendants : E , G et ν .

Gay et Joubert proposent des expressions qui permettent de calculer ces coefficients à partir des propriétés élastiques d'un pli unidirectionnel (UD) qui aurait le même taux volumique de fibres.

Elles sont de la forme :

$$E = \frac{[2(\overline{E}_L + \overline{E}_T) + 4\vartheta_{TL}\overline{E}_L][\overline{E}_L + \overline{E}_T - 2\vartheta_{TL}\overline{E}_L + 4G_{LT}]}{4[\frac{3}{2}(\overline{E}_L + \overline{E}_T) + \vartheta_{TL}\overline{E}_L + 2G_{LT}]} \quad (4.10)$$

$$G = \frac{1}{4} \left[\frac{1}{2}(\overline{E}_L + \overline{E}_T) - \vartheta_{TL}\overline{E}_L + 2G_{LT} \right] \quad (4.11)$$

$$\vartheta = \frac{\frac{1}{2}(\overline{E}_L + \overline{E}_T) + 3\vartheta_{TL}\overline{E}_L - 2G_{LT}}{\frac{3}{2}(\overline{E}_L + \overline{E}_T) + \vartheta_{TL}\overline{E}_L + 2G_{LT}} \quad (4.12)$$

Où :

$$\overline{E}_L = \frac{E_L}{1 - \vartheta_{LT}\vartheta_{TL}} \quad (4.13)$$

$$\overline{E}_T = \frac{E_T}{1 - \vartheta_{LT}\vartheta_{TL}} \quad (4.14)$$

Notons que la relation caractérisant l'isotropie dans le plan du pli de mat est vérifiée, à savoir :

$$G = \frac{E}{2(1+\nu)} \quad (4.15)$$

4.3 Calcul des modules d'élasticité des matériaux étudiés

A partir des fractions volumiques des fibres V_f déterminées dans le deuxième chapitre, les propriétés mécaniques des couches unidirectionnelles sont évaluées par les expressions (4.1) à (4.9) sur la base des propriétés suivantes pour :

- Les fibres de verre : $E_f = 73$ GPa ; $\nu_f = 0,22$.
- La matrice polyester : $E_m = 3,8$ GPa ; $\nu_m = 0,36$.

Ces caractéristiques sont résumées dans les tableaux 4.1 et 4.4. Elles ont servi à calculer la flèche et les champs de contraintes et de déformations des matériaux étudiés par le calcul de structure sous le code ABAQUS.

Module de Young longitudinal E_L (MPa)	Module de Young transversal $E_T = E_{T'}$ (MPa)	Module de cisaillement $G_{LT} = G_{LT'}$ (MPa)	Module de cisaillement $G_{TT'}$ (MPa)	Coefficient de Poisson $\nu_{LT} = \nu_{LT'}$	Coefficient de Poisson $\nu_{TT'}$
24352,40	6896,91	2433,12	2266,24	0,318	0,521

Tableau 4.1 : Caractéristiques mécaniques d'une couche unidirectionnelle dans son repère d'orthotropie – matériau M1

Module de Young longitudinal E_L (MPa)	Module de Young transversal $E_T = E_{T'}$ (MPa)	Module de cisaillement $G_{LT} = G_{LT'}$ (MPa)	Module de cisaillement $G_{TT'}$ (MPa)	Coefficient de Poisson $\nu_{LT} = \nu_{LT'}$	Coefficient de Poisson $\nu_{TT'}$
17736,88	5865,56	2024,71	1922,36	0,332	0,525

Tableau 4.2 : Caractéristiques mécaniques d'une couche unidirectionnelle dans son repère d'orthotropie - matériau M2

Module de Young longitudinal E_L (MPa)	Module de Young transversal $E_T = E_{T'}$ (MPa)	Module de cisaillement $G_{LT} = G_{LT'}$ (MPa)	Module de cisaillement $G_{TT'}$ (MPa)	Coefficient de Poisson $\nu_{LT} = \nu_{LT'}$	Coefficient de Poisson $\nu_{TT'}$
35521,28	9276,12	3399,70	3086,70	0,296	0,503

Tableau 4.3 : Caractéristiques mécaniques d'une couche unidirectionnelle dans son repère d'orthotropie - matériau M3

Module de Young longitudinal E_L (MPa)	Module de Young transversal $E_T = E_{T'}$ (MPa)	Module de cisaillement $G_{LT} = G_{LT'}$ (MPa)	Module de cisaillement $G_{TT'}$ (MPa)	Coefficient de Poisson $\nu_{LT} = \nu_{LT'}$	Coefficient de Poisson $\nu_{TT'}$
23217,52	6705	2356,27	2201,41	0,321	0,523

Tableau 4.4 : Caractéristiques mécaniques d'une couche unidirectionnelle dans son repère d'orthotropie - matériau M4

Le tableau 4.5 résume les caractéristiques utilisées lors du calcul de la flèche et les champs de contraintes par le calcul de structure sous le code ABAQUS.

	M1	M2	M3	M4
Masse volumique ρ_c (kg/m ³)	1289,52	1021,54	1832,81	1323,46
Fraction volumique V_f (%)	29,70	20,14	45,84	28,06
E_L (Mpa)	24352,40	17736,88	35521,28	23217,52
E_T (Mpa)	6896,91	5865,56	9276,12	6705
$G_{LT} = G_{LT'}$ (Mpa)	2433,12	2024,71	3399,70	2356,27
ν_{LT}	0,318	0,332	0,296	0,321
$G_{TT'}$ (Mpa)	2266,24	1922,36	3086,70	2201,41
Epaisseur de la couche e (mm)	042	034	042	035
Epaisseur totale h (mm)	2,52	2,04	2,52	2,5
Longueur entre appuis l (mm)	40	40	40	40
Longueur totale L (mm)	50	50	50	50
Largeur b (mm)	15	15	15	15

Tableau 4.5 : Caractéristiques mécaniques des stratifiés M1, M2, M3 et M4

4.4 Présentation du logiciel ABAQUS

ABAQUS est un progiciel de calcul des éléments finis développé par ABAQUS.Inc (Dassault Systèmes). Il est très largement utilisé dans les industries automobiles et aéronautiques. En raison du large spectre de ses capacités d'analyse et de sa bonne ergonomie, il est également très populaire dans les milieux universitaires, pour la recherche et l'éducation. [84]

Il se compose de trois produits : ABAQUS/Standard, ABAQUS/Explicit et ABAQUS/CAE.

- ABAQUS/Standard : est un solveur généraliste qui recourt à un schéma traditionnel d'intégration implicite.
- ABAQUS/Explicit : Le solveur emploie un schéma d'intégration explicite pour résoudre des problèmes dynamiques ou quasi statiques non linéaires.
- ABAQUS/CAE : constitue une interface intégrée de visualisation et de modélisation pour lesdits solveurs.

Chacun de ces produits est complété par des modules additionnels et/ou optionnels, spécifiques à certaines applications.

Les produits ABAQUS, ABAQUS/CAE notamment, sont écrits intégralement avec les langages C++, Fortran pour les parties calcul et Python pour les scripts et les paramétrisations. La gestion de l'interface graphique est assurée par FOX Toolkit.

ABAQUS fut d'abord conçu pour analyser les comportements non-linéaires. Il possède en conséquence une vaste gamme de modèles de matériau. Ses modélisations d'élastomères, en particulier, méritent d'être reconnues.

En 2005, ABAQUS.Inc a été acquis par Dassault Systèmes et est devenue SIMULIA.

4.4.1 Présentation du module ABAQUS/CAE

Il est important de savoir que le module CAE est relativement récent (quelques années) et qu'il est plutôt destiné à la mise en données de problèmes relativement classiques. (Figure 4.1)

Ce module n'intègre donc pas toutes les commandes utilisables dans ABAQUS et fait souvent le choix de paramètres par défaut.

La réalisation complète d'un jeu de données s'effectue après un passage successif dans les modules : (Figure 4.2)

- | | | | |
|---------------|------------|------------|--------|
| • Part | • Property | • Assembly | • Step |
| • Interaction | • Load | • Mesh | • Job |

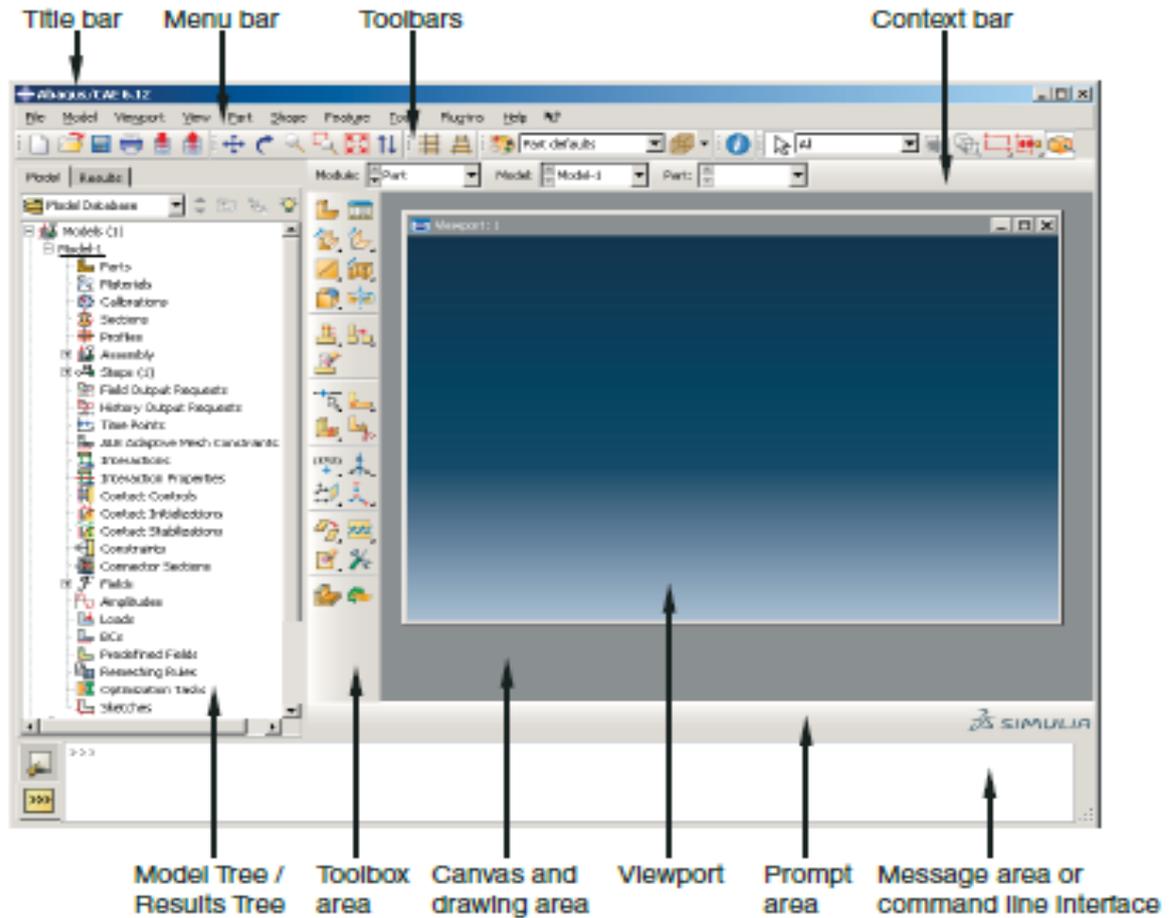


Fig. 4.1 : Composants de la fenêtre principale du logiciel ABAQUS/CAE

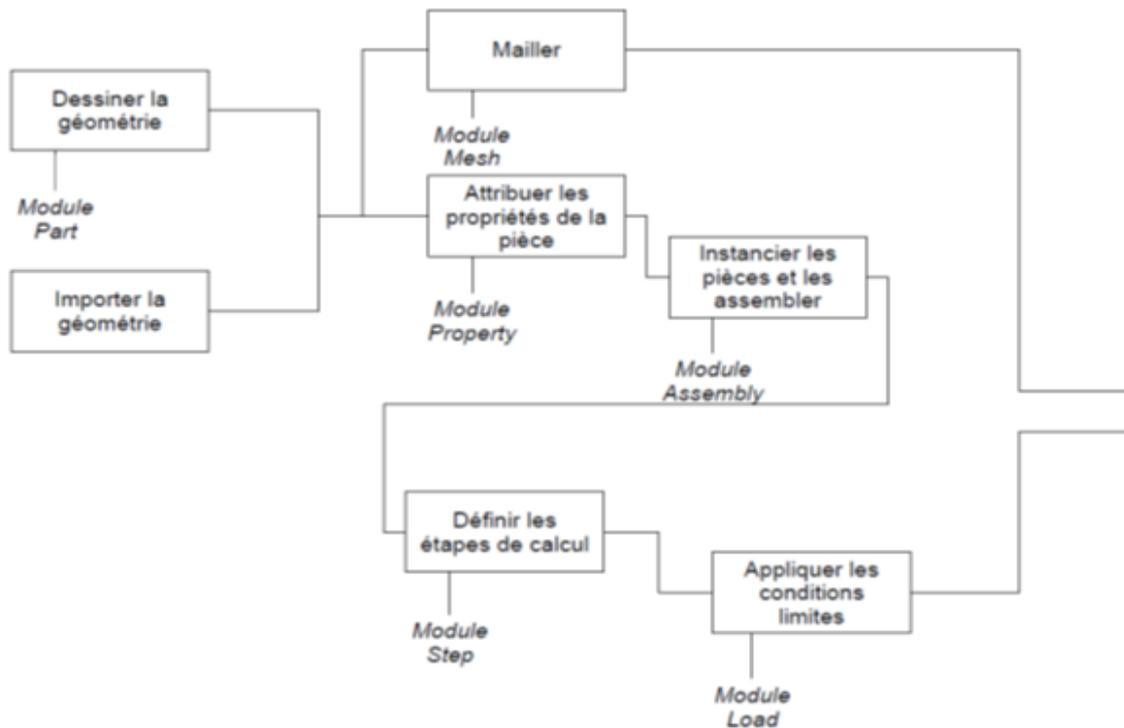


Fig. 4.2 : Démarche de simulation avec le module CAE

4.4.1.1 Module Part

Dans ce module on définit la géométrie des entités du modèle. Elles comprennent à la fois les parties déformables et les parties rigides. Pour créer les entités, il faut utiliser l'icône de création en haut à gauche (Figure 4.1).



Fig. 4.1 : Create Part

Il ne reste plus qu'à sélectionner convenablement :

- L'espace de modélisation : *3D* par exemple,
- Le type d'entité à générer : *deformable* ou *analytical rigid*,
- La forme de l'entité.

On y définit les propriétés du ou des matériaux (des parties déformables du modèle) et la masse des corps rigides si nécessaire. Pour créer un matériau, il suffit de cliquer sur l'icône en haut à gauche (Figure 4.2).



Fig. 4.2 : Create Material

Il vaut mieux ensuite donner un nom spécifique à chaque matériau ce qui permet éventuellement la création d'une base de données. Ensuite, il reste à définir :

- Les propriétés élastiques via *Mechanical, Elasticity, Elastic* (module d'Young et le coefficient de Poisson pour un matériau isotrope).
- Les propriétés plastiques via *Mechanical, Plasticity, Plastic*. (sous l'hypothèse d'un écrouissage isotrope, la courbe d'écrouissage est entrée sous la forme : limite d'élasticité/déformation plastique. Dans cette courbe, la contrainte est de type Cauchy (F divisée par la surface actuelle) et la déformation est logarithmique ($\ln(L/L_0)$).

Il faut ensuite affecter les propriétés matériau à une entité du maillage : pour cela il est nécessaire de créer tout d'abord une section avec l'icône en forme de poutre en I (Figure 4.3). Ensuite, on associe la section précédemment définie à une entité créée dans le module Part, en activant l'icône située en dessous de la précédente, où sont représentés un I et un L (Figure 4.4).



Fig. 4.3 : Create Section



Fig. 4.4 : Assign Section

4.4.1.2 Module Assembly

Dans ce module, il s'agit de créer une (voire plusieurs) instance(s) à partir des entités que vous avez définies dans le module Part. Ces instances seront celles manipulées par la suite dans le modèle. Dans le cas général, à partir de l'icône en haut à gauche (Figure 4.5), pour créer une instance on sélectionne tous les éléments créés dans Part.



Fig. 4.5 : Instance Part

4.4.1.3 Module Step

C'est ici qu'on choisira (Figure 4.6), dans le cas d'études de crash ou d'impact, le module « Dynamic explicit ». Vous remarquerez au passage les nombreuses autres possibilités qui sont offertes par ce code de calcul.



Fig. 4.6 : Create Step

C'est également dans le module Step qu'on précise les sorties désirées. Il y a 2 types de sorties : des sorties de type *champ* qui fournissent des valeurs à un instant donné et des sorties de type *historique* qui vont donner l'évolution d'une grandeur au cours du temps. La nature de ces sorties est définie par défaut mais on peut créer d'autres, grâce aux 2 icônes en forme de L à gauche de la fenêtre (Figure 4.7 et Figure 4.8).



Fig. 4.7 : Create Field Output



Fig. 4.8 : Create History Output

4.4.1.4 Module Interaction

C'est dans ce module qu'on définit les interactions entre différentes entités du modèle, ce qui peut prendre la forme d'un contact ou d'équations de liaison entre degrés de liberté.

Dans le cas d'impact, on définit des contacts généralement entre un corps rigide et la pièce déformable. Le contact s'effectue entre deux surfaces qui appartiennent en général à 2 corps différents ; dans le cas contraire, on parle d'auto-contact (self contact).

La première opération consiste donc à définir les surfaces concernées, ceci au moyen de l'icône Create Interaction (Figure 4.9) en précisant à partir de quel pas la prise en compte du contact est active. Il faut alors définir des surfaces maître et esclave.

En pratique, la surface esclave est celle qui appartient au corps le plus souple des deux corps en contact. Une fois les surfaces définies, une nouvelle fenêtre s'ouvre, dans laquelle certains choix par défaut sont proposés pour définir les propriétés mécaniques du contact, dans la rubrique Interaction Property ce qui s'effectue en cliquant sur. On donne alors un

nom aux propriétés de contact, puis on va dans *Mechanical* et dans *Tangential Behavior* où on doit préciser le type de contact : sans frottement ou avec frottement auquel cas il est recommandé d'utiliser une méthode de pénalité (moins rigoureuse que la méthode de Lagrange, mais cette dernière est plus difficile à faire converger). Dans la direction normale à la surface de contact, par défaut, le contact est traité sans autoriser de pénétration (Hard Contact). En fait, on peut aussi créer les propriétés de contact grâce à l'icône Create Interaction Property (Figure 4.10).



Fig. 4.9 : Create Interaction

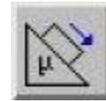


Fig. 4.10 : Create Interaction Property

4.4.1.5 Module Load

Ce module consiste à définir le chargement (Figure 4.11), les conditions aux limites (Figure 4.12), les vitesses initiales (Figure 4.13)



Fig. 4.11 : Create Load



Fig. 4.12 : Create Boundary Condition



Fig. 4.13 : Create Field

4.4.1.6 Module Mesh

L'utilisation de ce module est classique. On peut définir le nombre de points pour faire la discrétisation de la pièce, puis choisir le type de maillage.

4.4.1.7 Module Job

Après avoir lancé le calcul, on peut suivre l'évolution du procès en cliquant sur *Monitor* : on peut ainsi avoir en temps réel l'évolution des incréments de chargement et apprécier la convergence des calculs.

4.5 Calcul en structures par élément finis des matériaux étudiés sous ABAQUS

Selon D. GAY et F. JOUBERT [83], on définit qu'un stratifié quasi-isotrope est un stratifié constitué de couches orthotropes (unidirectionnelles ou en tissus) identiques ayant une composition comme celle représentée sur la figure 4.14.

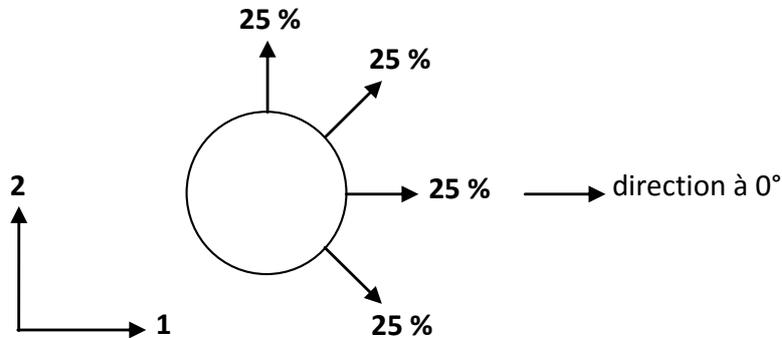


Fig. 4.14 : Stratifié quasi-isotrope (proportion de renfort suivant chaque direction = 25 %)

Les ensembles d'orientations de plis conduisant à des stratifiés quasi-isotropes sont en nombres infinis et obéissent à la loi d'orientation illustrée ci-après : (Figure 4.15)

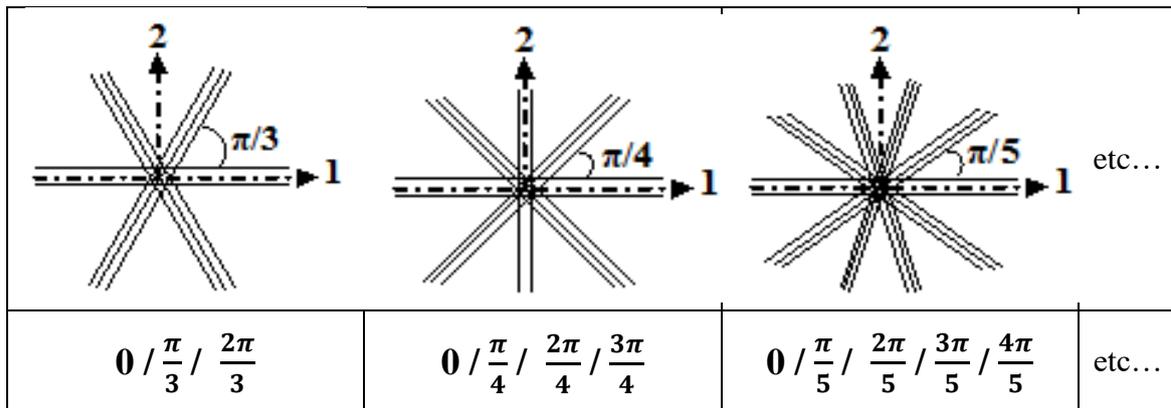


Fig. 4.15 : Orientations des plis des stratifiés quasi-isotropes

Ainsi un stratifié quasi-isotrope comprenant n orientations (n entier quelconque > 2). Ces orientations auront pour valeurs : $\frac{\pi(p-1)}{n}$; $p = 1, \dots, n$.

La proportion de plis suivant chaque orientation sera $1/n$ (%).

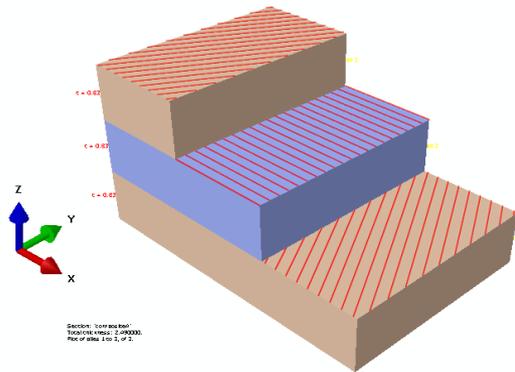
Dans notre étude, pour modéliser les quatre stratifiés M1, M2, M3 et M4 par le calcul de structure sous le code ABAQUS, on va prendre 6 cas, suivant la loi d'orientations. Donc le nombre de plis sera égal à : 3, 4, 6, 9, 12 et 18 plis.

Les dimensions des éprouvettes sont conservées telles quelles ($50 \times 15 \times 2.52$) mm³ pour M1, ($50 \times 15 \times 2.04$) mm³ pour M2, ($50 \times 15 \times 2.52$) mm³ pour M3 et ($50 \times 15 \times 2.5$) mm³ pour M4.

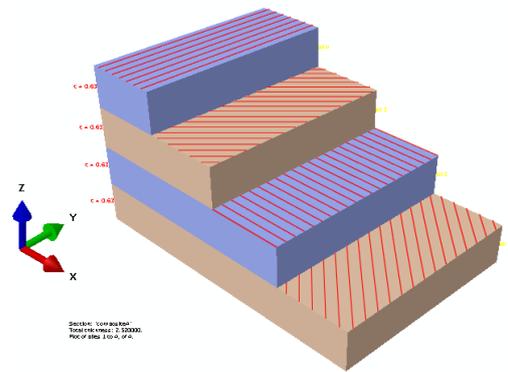
4.5.1 Matériau M1

4.5.1.1 Empilement de stratifiés M1

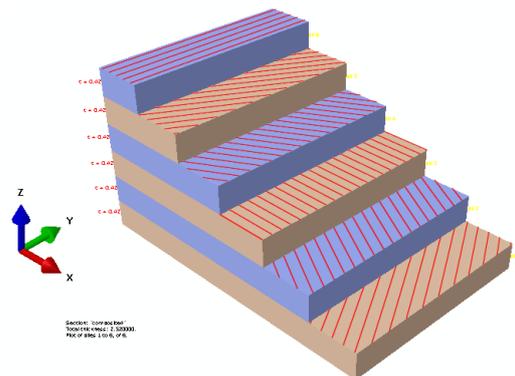
L'empilement des couches du stratifié est mis en valeur pour le calcul de structures pour six cas d'orientations comme le montre la figure 4.16.



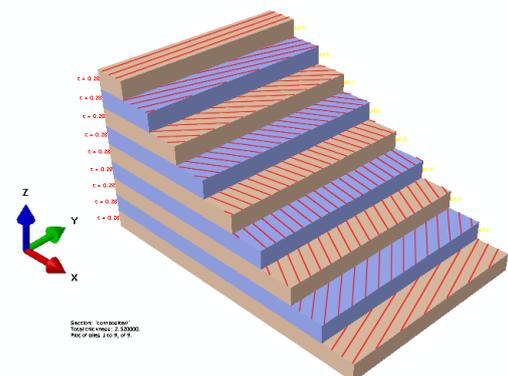
a) Empilement $[-60^\circ/0^\circ/60^\circ]$



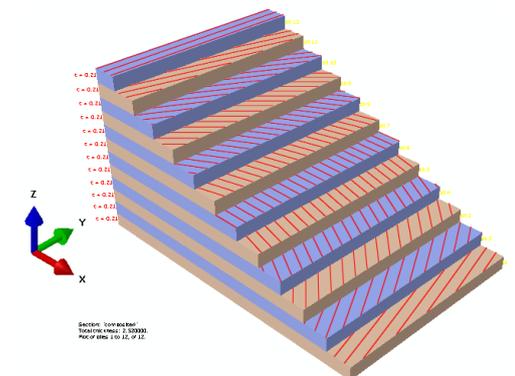
b) Empilement $[-45^\circ/0^\circ/45^\circ/90^\circ]$



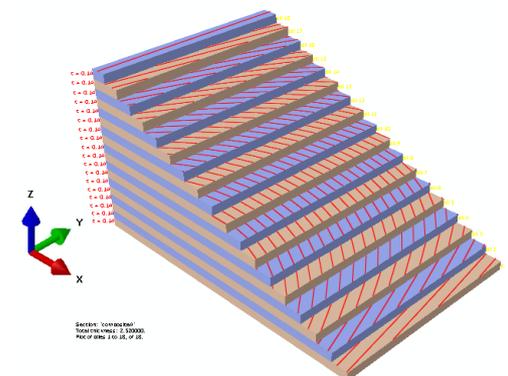
c) Empilement $[-60^\circ/-30^\circ/0^\circ/30^\circ/60^\circ/90^\circ]$



d) Empilement $[-70^\circ/-50^\circ/-30^\circ/-10^\circ/10^\circ/30^\circ/50^\circ/70^\circ/90^\circ]$



e) Empilement $[-75^\circ/-60^\circ/-45^\circ/-30^\circ/-15^\circ/0^\circ/15^\circ/30^\circ/45^\circ/60^\circ/75^\circ/90^\circ]$



f) Empilement $[-80^\circ/-70^\circ/-60^\circ/-50^\circ/-40^\circ/-30^\circ/-20^\circ/-10^\circ/0^\circ/10^\circ/20^\circ/30^\circ/40^\circ/50^\circ/60^\circ/70^\circ/80^\circ/90^\circ]$

Fig. 4.16 : Empilement des couches du stratifié M1

4.5.1.2 Maillage et conditions aux limites

La discrétisation des plaques est effectuée par des éléments de type 'Shell' quadrilatère linéaire.

La figure 4.17 représente la discrétisation de la plaque en éléments finis dans le cas de la flexion 3 points.

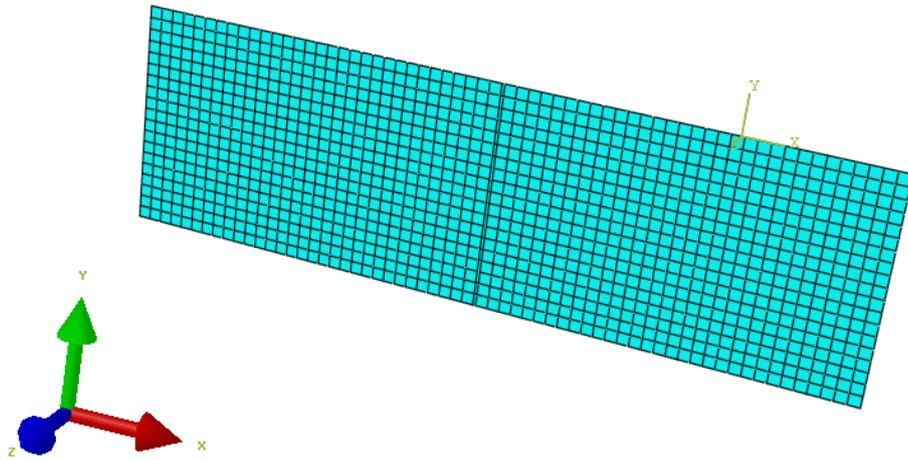


Fig. 4.17 : Exemple de maillage

Les conditions aux limites sont modélisées en appliquant les définitions relatives aux torseurs cinématiques correspondants aux zones de contact de la plaque avec les deux appuis. La charge linéaire est appliquée au milieu de l'éprouvette. (Figure 4.18)

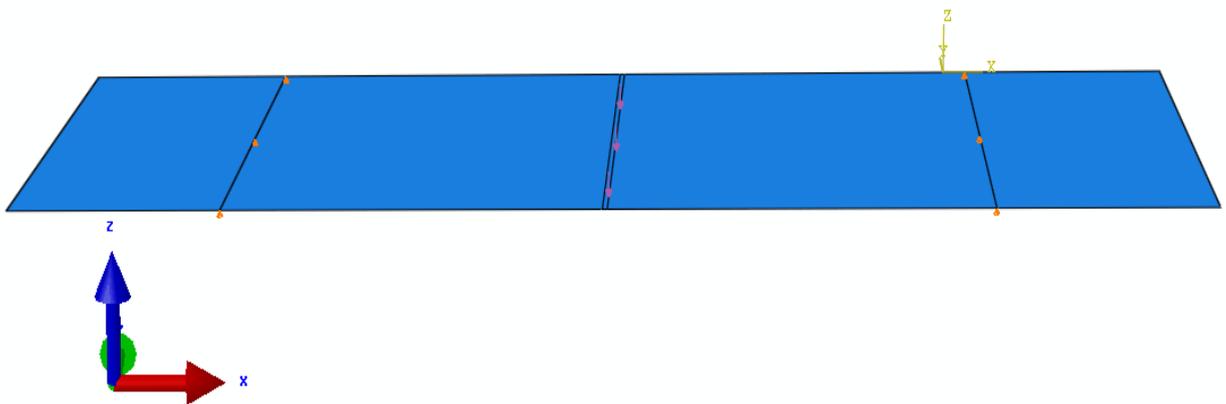
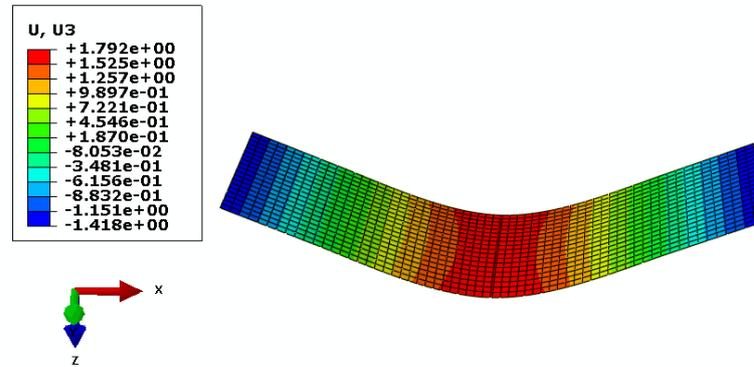


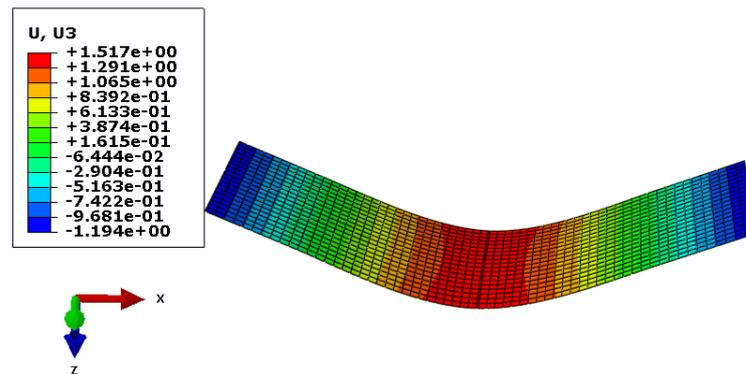
Fig. 4.18 : Conditions aux limites

4.5.1.3 Déformées du stratifié M1

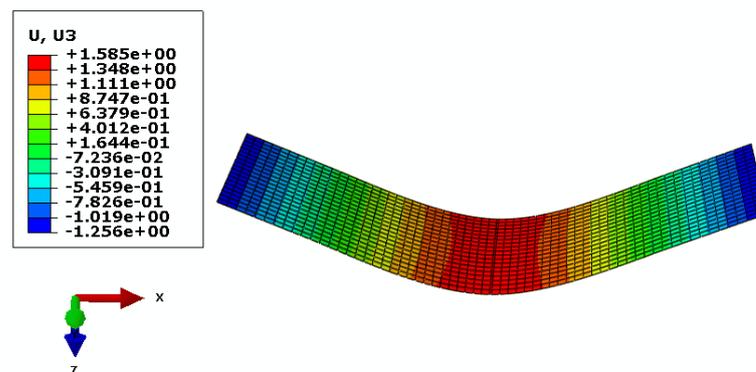
L'application de la charge en flexion 3-points conduit à déformer l'éprouvette sous la forme des figures 4.19 (a, b, c, d, e, f) du matériau M1 pour les différents cas d'empilements. Les zones colorées montrent la répartition des champs de déplacements suivant l'épaisseur et la longueur de l'éprouvette.



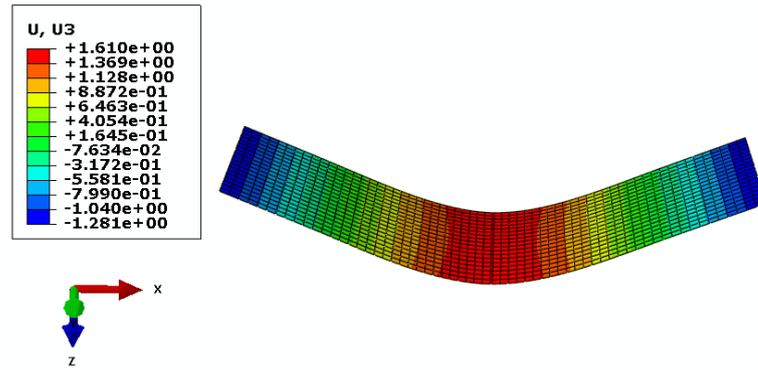
a) Cas de 3 plis [-60°/0°/60°]



b) Cas de 4 plis [-45°/0°/45°/90°]

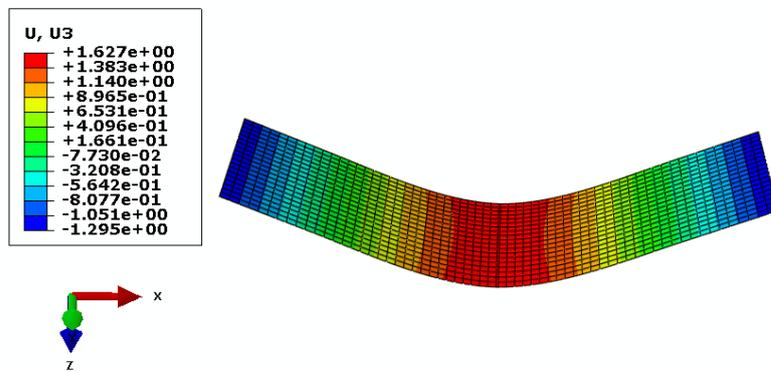


c) Cas de 6 plis [-60°/-30°/0°/30°/60°/90°]



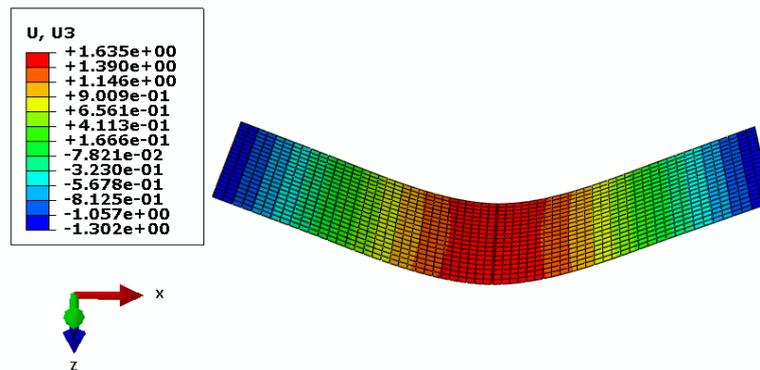
d) Cas de 9 plis

$[-70^\circ/-50^\circ/-30^\circ/-10^\circ/10^\circ/30^\circ/50^\circ/70^\circ/90^\circ]$



e) Cas de 12 plis

$[-75^\circ/-60^\circ/-45^\circ/-30^\circ/-15^\circ/0^\circ/15^\circ/30^\circ/45^\circ/60^\circ/75^\circ/90^\circ]$



f) Cas de 18 plis

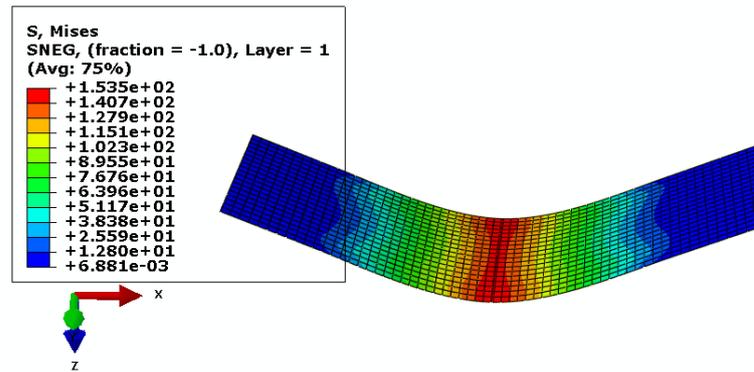
$[-80^\circ/-70^\circ/-60^\circ/-50^\circ/-40^\circ/-30^\circ/-20^\circ/-10^\circ/0^\circ/10^\circ/20^\circ/30^\circ/40^\circ/50^\circ/60^\circ/70^\circ/80^\circ/90^\circ]$

Fig. 4.19 : Déformées du stratifié M1 pour les nombres de plis 3, 4, 6, 9, 12 et 18

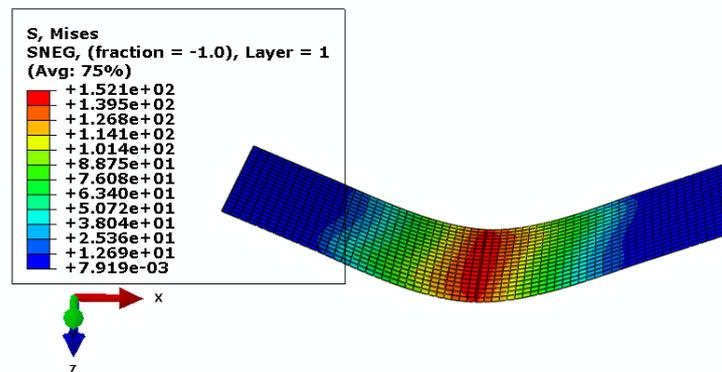
4.5.1.4 Contraintes de Von Mises pour le stratifié M1

Les champs de contraintes sont représentés dans les figures 4.20 (a, b, c, d, e, f) pour le matériau M1.

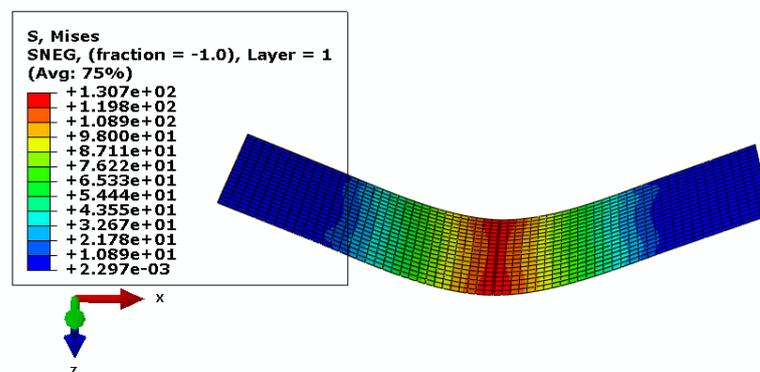
On a choisi de représenter les contraintes de Von Mises parce qu'elles sont les plus proches à celles obtenues expérimentalement.



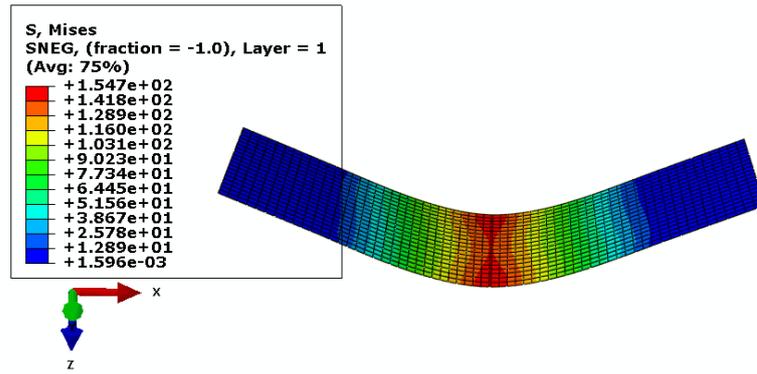
a) Cas de 3 plis $[-60^\circ/0^\circ/60^\circ]$



b) Cas de 4 plis $[-45^\circ/0^\circ/45^\circ/90^\circ]$

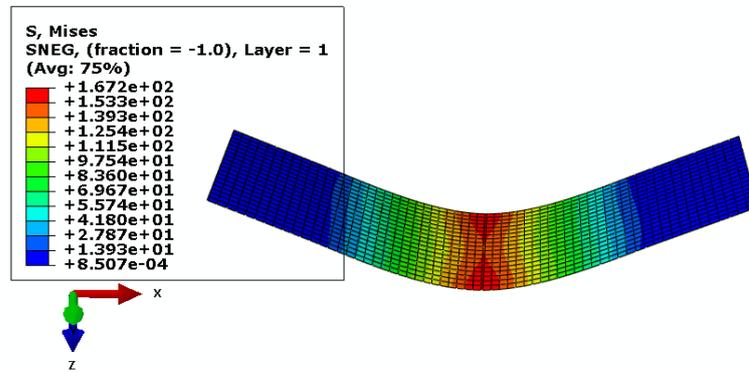


c) Cas de 6 plis $[-60^\circ/-30^\circ/0^\circ/30^\circ/60^\circ/90^\circ]$



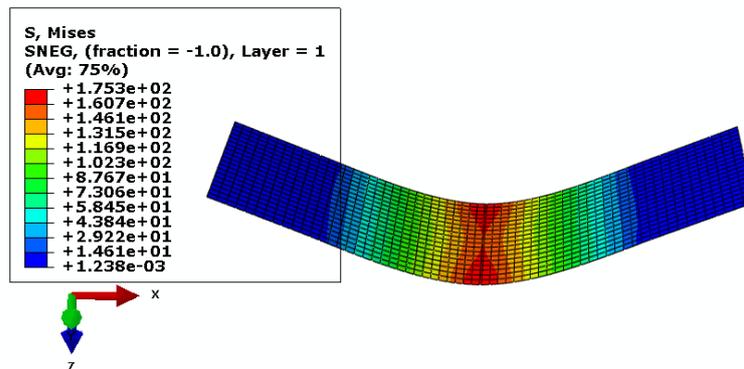
d) Cas de 9 plis

$[-70^\circ/-50^\circ/-30^\circ/-10^\circ/10^\circ/30^\circ/50^\circ/70^\circ/90^\circ]$



e) Cas de 12 plis

$[-75^\circ/-60^\circ/-45^\circ/-30^\circ/-15^\circ/0^\circ/15^\circ/30^\circ/45^\circ/60^\circ/75^\circ/90^\circ]$



f) Cas de 18 plis

$[-80^\circ/-70^\circ/-60^\circ/-50^\circ/-40^\circ/-30^\circ/-20^\circ/-10^\circ/0^\circ/10^\circ/20^\circ/30^\circ/40^\circ/50^\circ/60^\circ/70^\circ/80^\circ/90^\circ]$

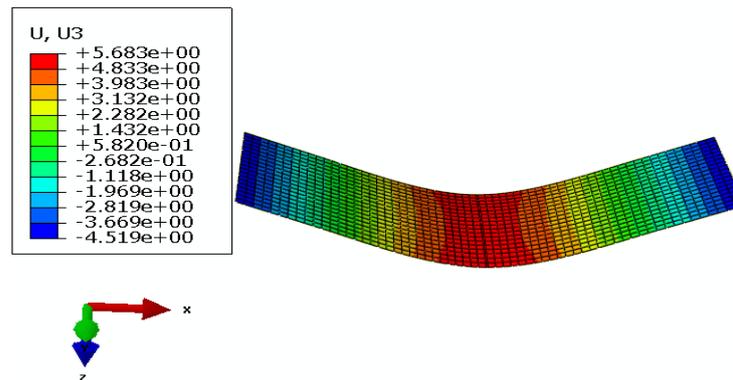
Fig. 4.20 : Contraintes de Von Mises du stratifié M1 pour les nombres de plis 3, 4, 6, 9, 12 et 18

4.5.2 Matériau M2

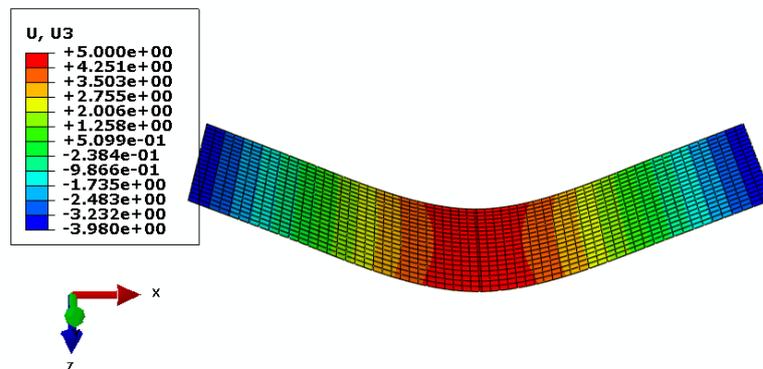
Pour faire la simulation sous le code ABAQUS du matériau M2, on applique la même démarche que pour le matériau M1, concernant l'empilement, le maillage et l'application des conditions aux limites.

4.5.2.1 Déformées du stratifié M2

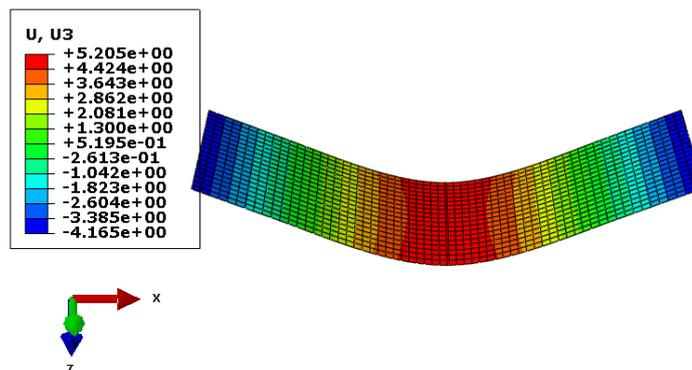
Les figures 4.21 (a, b, c, d, e, f) représentent les déformées des éprouvettes du matériau M2 pour les différents cas d'empilement.



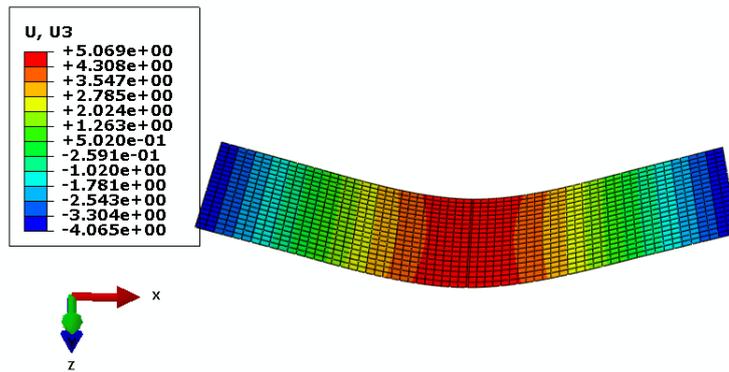
a) Cas de 3 plis [-60°/0°/60°]



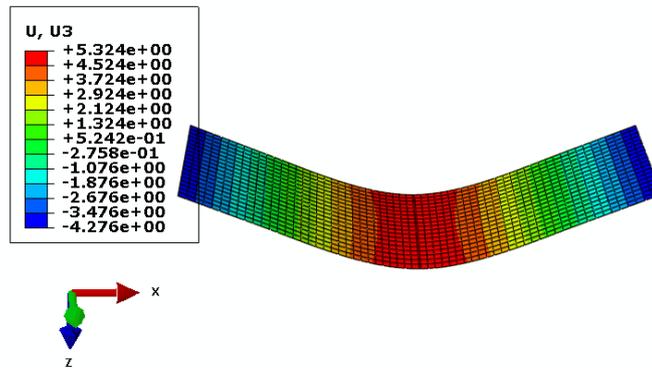
b) Cas de 4 plis [-45°/0°/45°/90°]



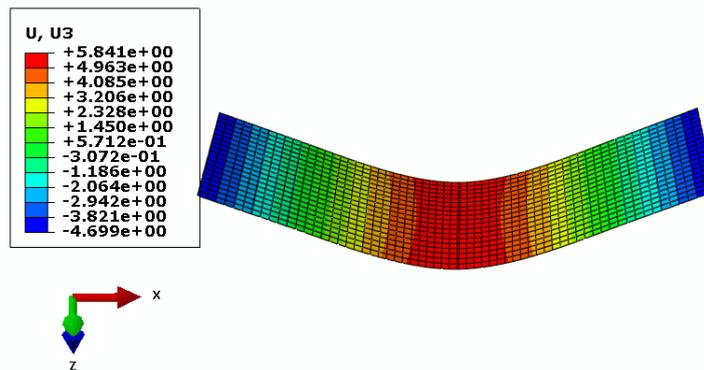
c) Cas de 6 plis [-60°/-30°/0°/30°/60°/90°]



d) Cas de 9 plis [-70°/-50°/-30°/-10°/10°/30°/50°/ 70°/90°]



e) Cas de 12 plis
[-75°/-60°/-45°/-30°/-15°/0°/15°/30°/45°/60°/ 75°/90°]

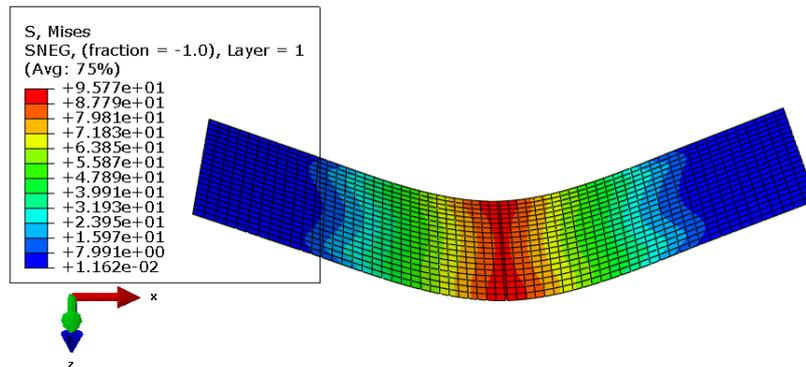


f) Cas de 18 plis
[-80°/-70°/-60°/-50°/-40°/-30°/-20°/-10°/0°/10°/20°/30°/40°/ 50°/60°/70°/80°/90°]

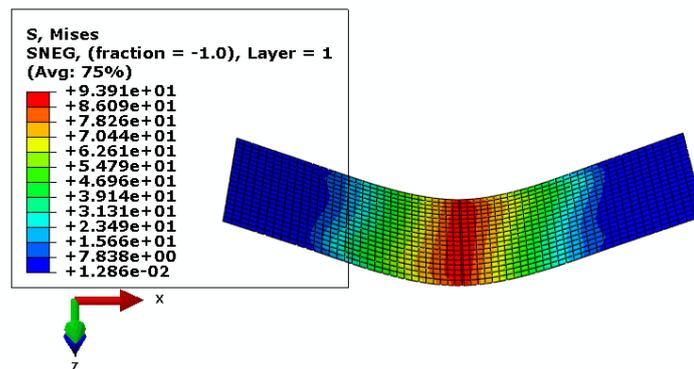
Fig. 4.21 : Déformées du stratifié M2 pour les nombres de plis 3, 4, 6, 9, 12 et 18

4.5.2.2 Contraintes de Von Mises pour le stratifié M2

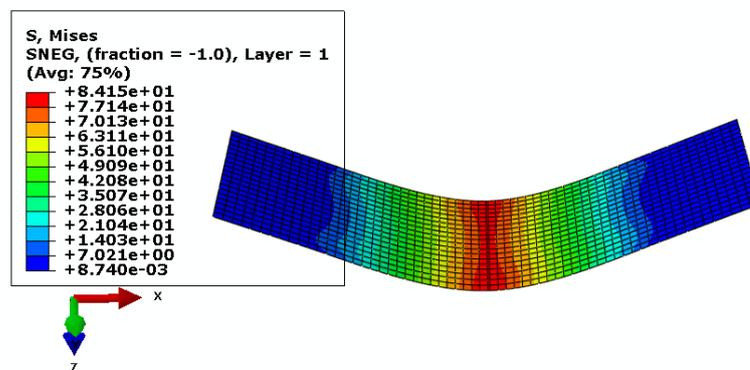
Les champs de contraintes sont représentés dans les figures 4.22 (a, b, c, d, e, f) pour le matériau M2.



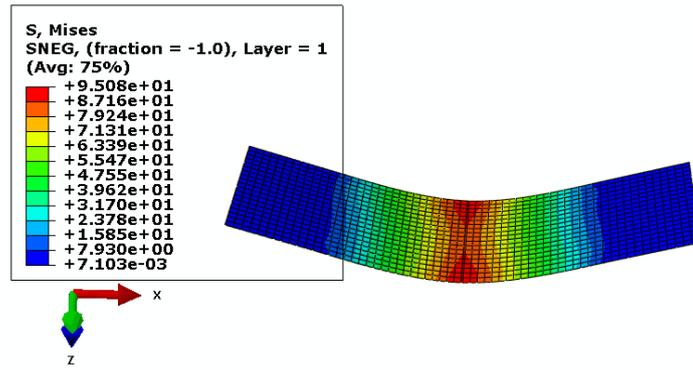
a) Cas de 3 plis $[-60^\circ/0^\circ/60^\circ]$



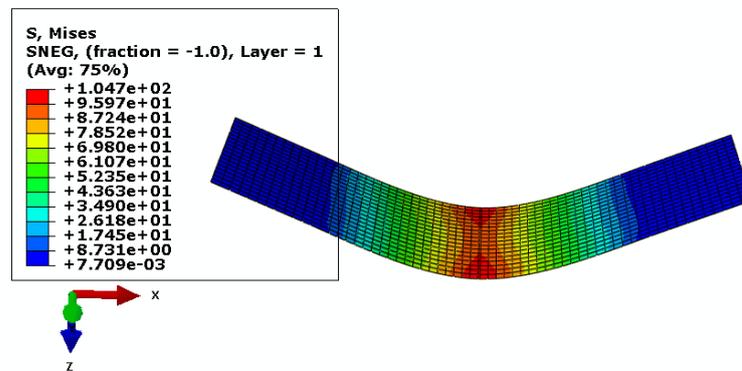
b) Cas de 4 plis $[-45^\circ/0^\circ/45^\circ/90^\circ]$



c) Cas de 6 plis $[-60^\circ/-30^\circ/0^\circ/30^\circ/60^\circ/90^\circ]$

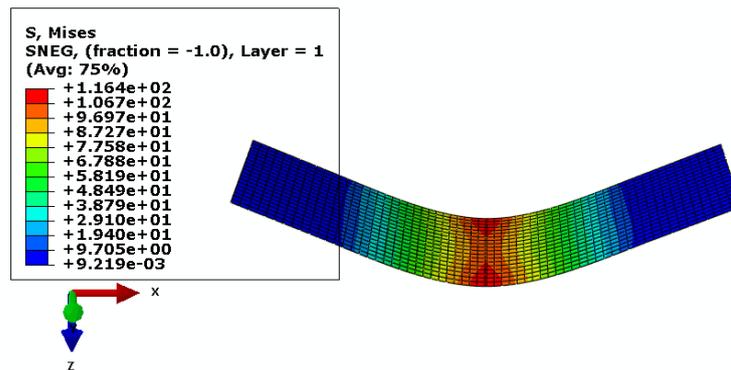


d) Cas de 9 plis [-70°/-50°/-30°/-10°/10°/30°/50°/ 70°/90°]



e) Cas de 12 plis

[-75°/-60°/-45°/-30°/-15°/0°/15°/30°/45°/60°/ 75°/90°]



f) Cas de 18 plis

[-80°/-70°/-60°/-50°/-40°/-30°/-20°/-10°/0°/10°/20°/30°/40°/ 50°/60°/70°/80°/90°]

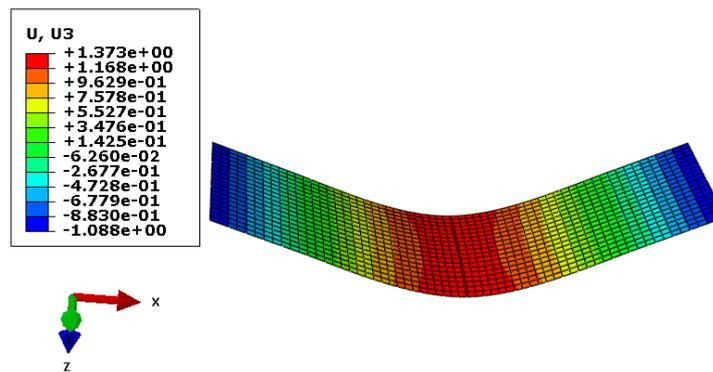
Fig. 4.22 : Contraintes de Von Mises du stratifié M2 pour les nombres de plis 3, 4, 6, 9, 12 et 18

4.5.3 Matériau M3

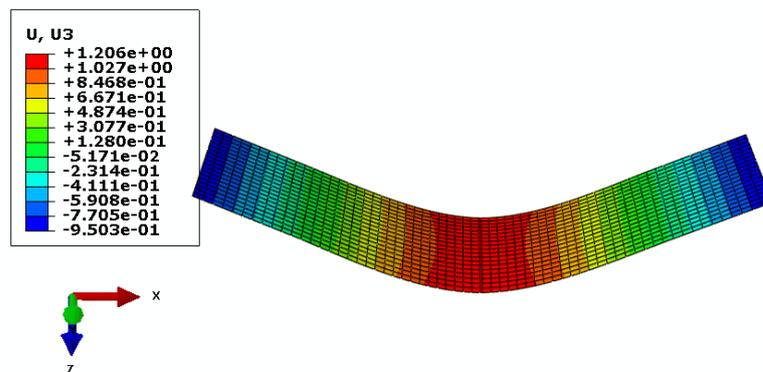
Pour faire la simulation sous le code ABAQUS du matériau M3, on applique la même démarche que pour le matériau M1, concernant l'empilement, le maillage et l'application des conditions aux limites.

4.5.3.1 Déformées du stratifié M3

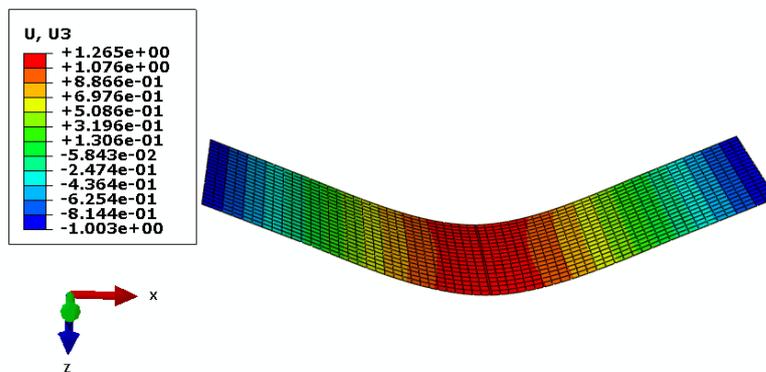
Les figures 4.23 (a, b, c, d, e, f) représentent les déformées des éprouvettes du matériau M3 pour les différents cas d'empilement.



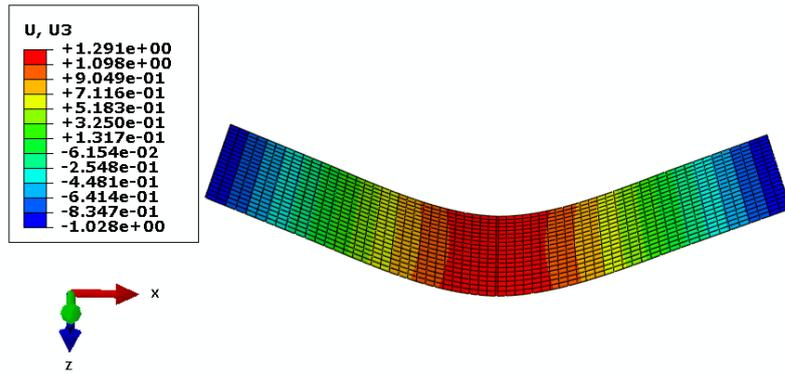
a) Cas de 3 plis [-60°/0°/60°]



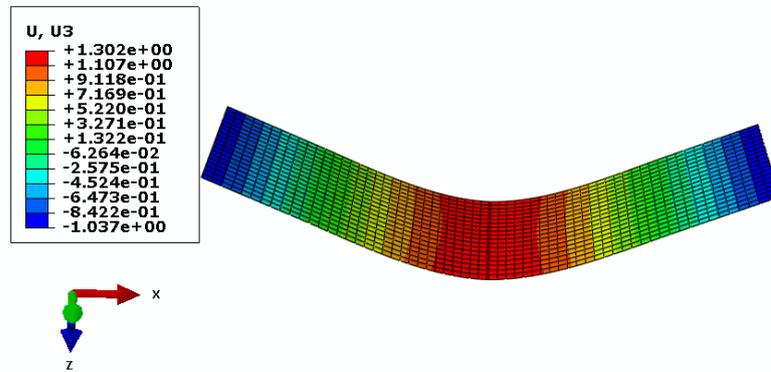
b) Cas de 4 plis [-45°/0°/45°/90°]



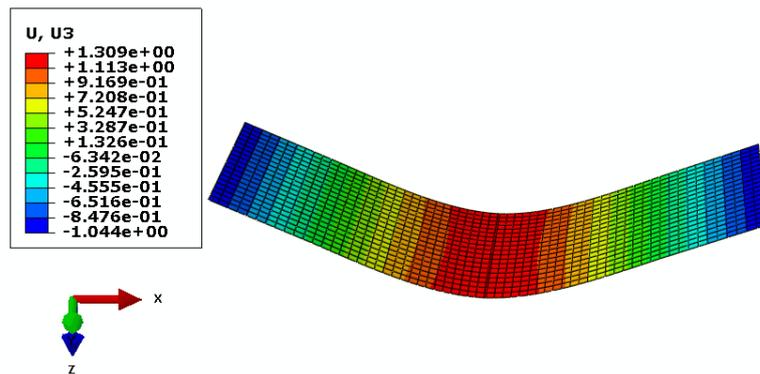
c) Cas de 6 plis [-60°/-30°/0°/30°/60°/90°]



d) Cas de 9 plis $[-70^\circ/-50^\circ/-30^\circ/-10^\circ/10^\circ/30^\circ/50^\circ/70^\circ/90^\circ]$



e) Cas de 12 plis $[-75^\circ/-60^\circ/-45^\circ/-30^\circ/-15^\circ/0^\circ/15^\circ/30^\circ/45^\circ/60^\circ/75^\circ/90^\circ]$

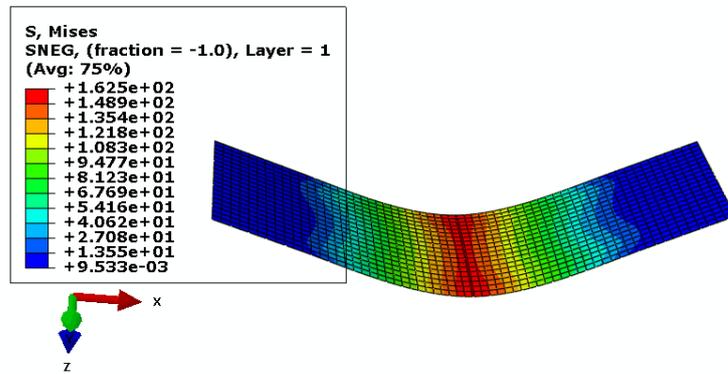


f) Cas de 18 plis $[-80^\circ/-70^\circ/-60^\circ/-50^\circ/-40^\circ/-30^\circ/-20^\circ/-10^\circ/0^\circ/10^\circ/20^\circ/30^\circ/40^\circ/50^\circ/60^\circ/70^\circ/80^\circ/90^\circ]$

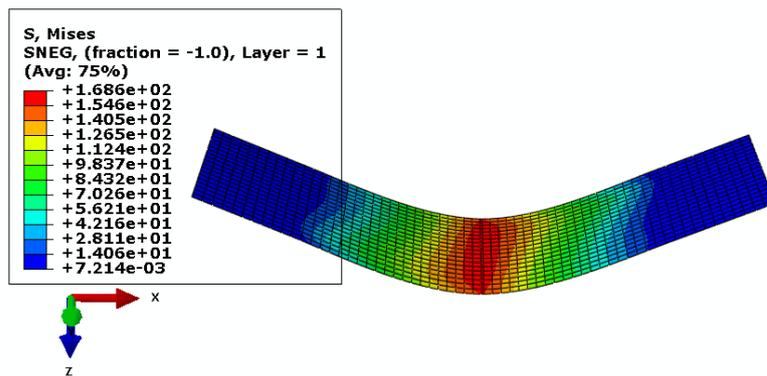
Fig. 4.23 : Déformées du stratifié M3 pour les nombres de plis 3, 4, 6, 9, 12 et 18

4.5.2.2 Contraintes de Von Mises pour le stratifié M3

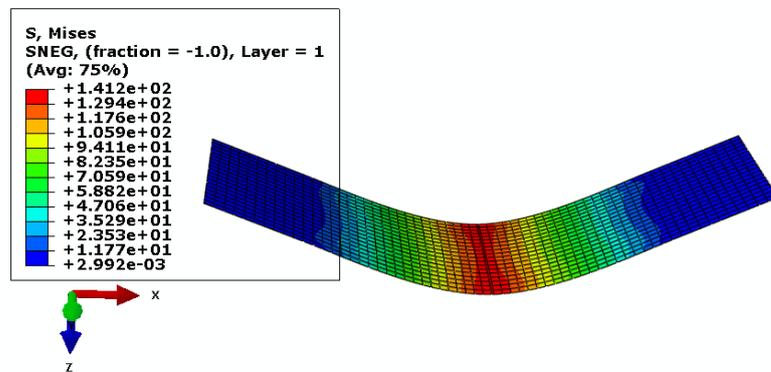
Les champs de contraintes sont représentés dans les figures 4.24 (a, b, c, d, e, f) pour le matériau M3.



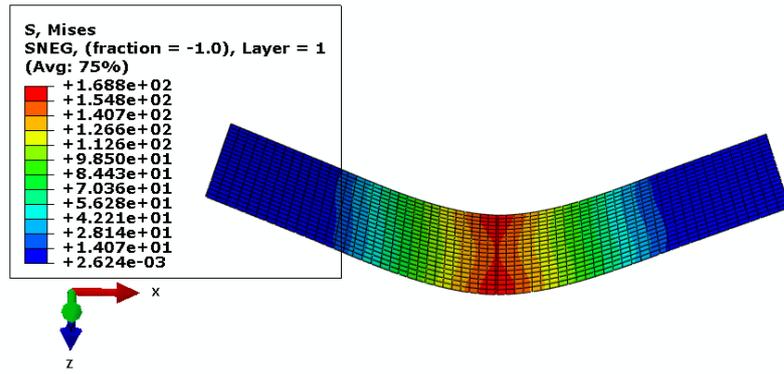
a) Cas de 3 plis [-60°/0°/60°]



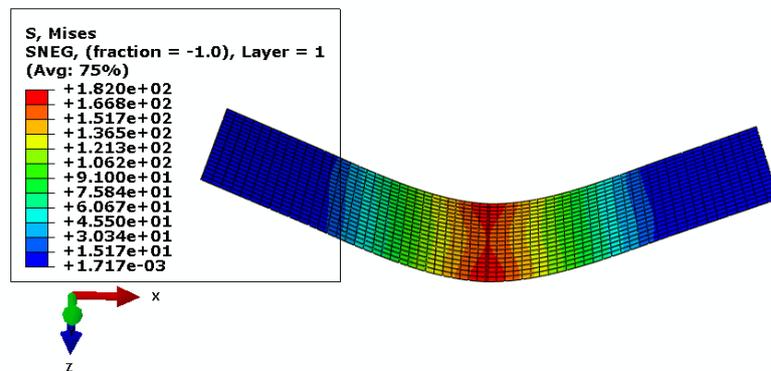
b) Cas de 4 plis [-45°/0°/45°/90°]



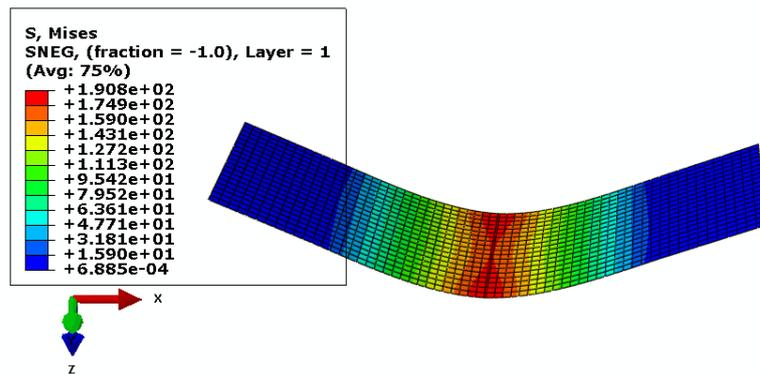
c) Cas de 6 plis [-60°/-30°/0°/30°/60°/90°]



d) Cas de 9 plis [-70°/-50°/-30°/-10°/10°/30°/50°/ 70°/90°]



e) Cas de 12 plis
[-75°/-60°/-45°/-30°/-15°/0°/15°/30°/45°/60°/ 75°/90°]



f) Cas de 18 plis
[-80°/-70°/-60°/-50°/-40°/-30°/-20°/-10°/0°/10°/20°/30°/40°/ 50°/60°/70°/80°/90°]

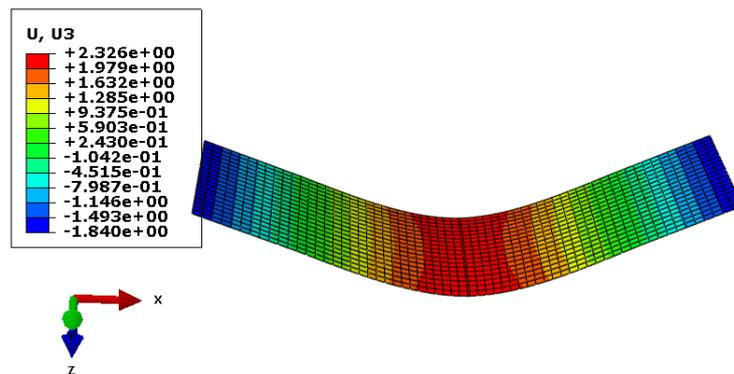
Fig. 4.24 : Contraintes de Von Mises du stratifié M3 pour les nombres de plis 3, 4, 6, 9, 12 et 18.

4.5.4 Matériau M4

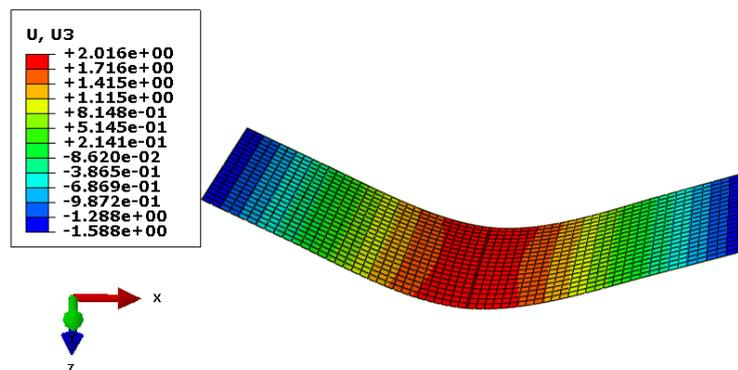
Pour faire la simulation sous le code ABAQUS du matériau M4, on applique la même démarche que pour le matériau M1, concernant l'empilement, le maillage et l'application des conditions aux limites.

4.5.4.1 Déformées du stratifié M4

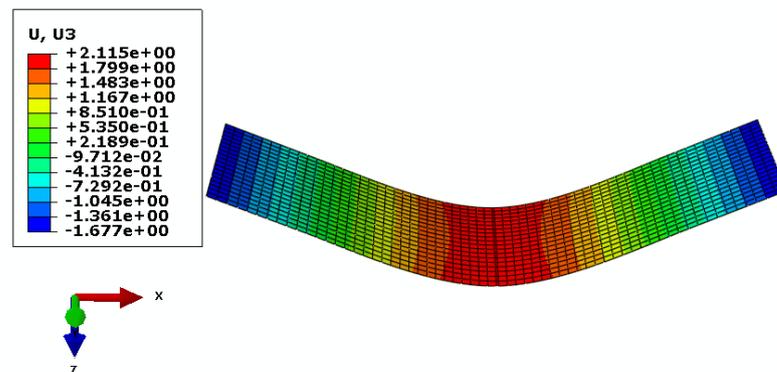
Les figures 4.25 (a, b, c, d, e, f) représentent les déformées des éprouvettes du matériau M3 pour les différents cas d'empilement.



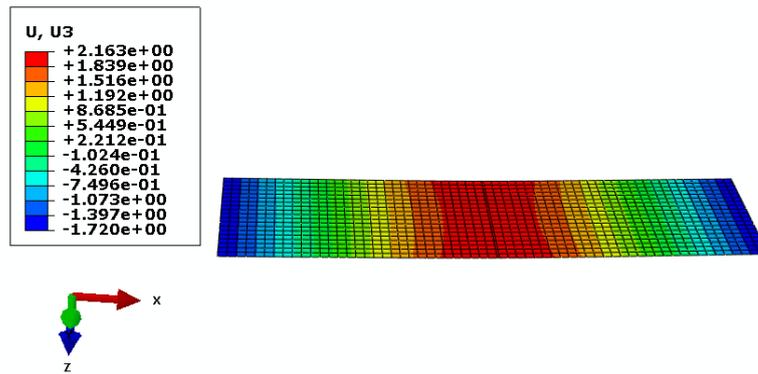
a) Cas de 3 plis [-60°/0°/60°]



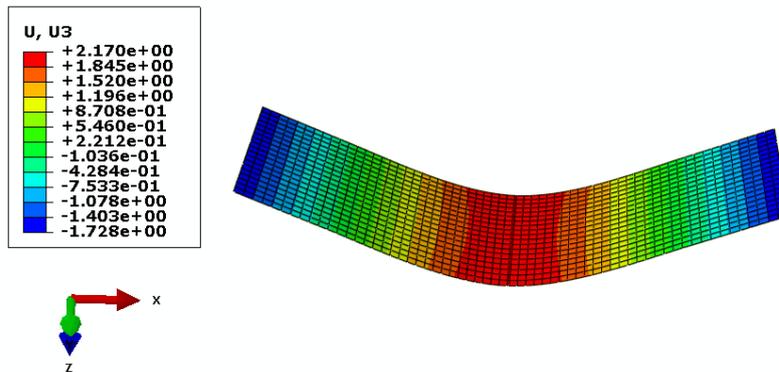
b) Cas de 4 plis [-45°/0°/45°/90°]



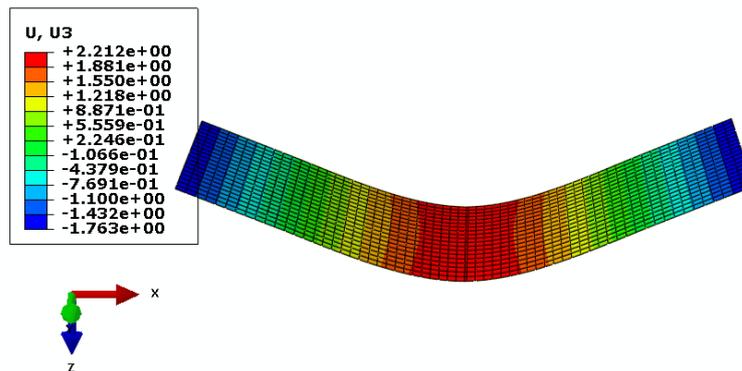
c) Cas de 6 plis [-60°/-30°/0°/30°/60°/90°]



d) Cas de 9 plis [-70°/-50°/-30°/-10°/10°/30°/50°/ 70°/90°]



e) Cas de 12 plis
[-75°/-60°/-45°/-30°/-15°/0°/15°/30°/45°/60°/ 75°/90°]

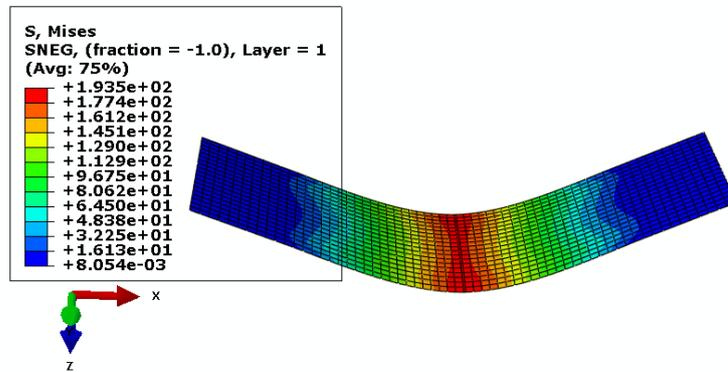


f) Cas de 18 plis
[-80°/-70°/-60°/-50°/-40°/-30°/-20°/-10°/0°/10°/20°/30°/40°/ 50°/60°/70°/80°/90°]

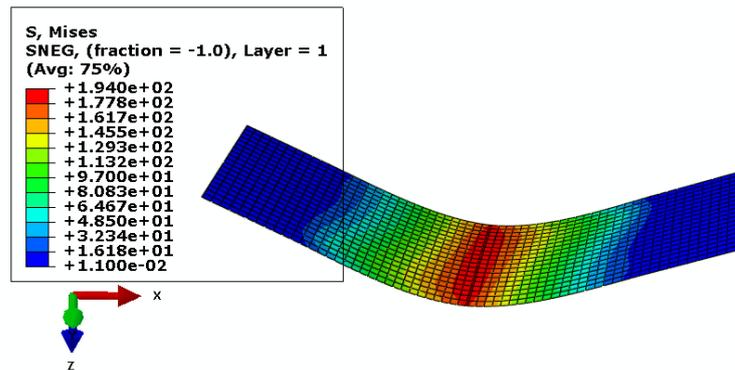
Fig. 4.25 : Déformées du stratifié M4 pour les nombres de plis 3, 4, 6, 9, 12 et 18

4.5.4.2 Contraintes de Von Mises pour le stratifié M4

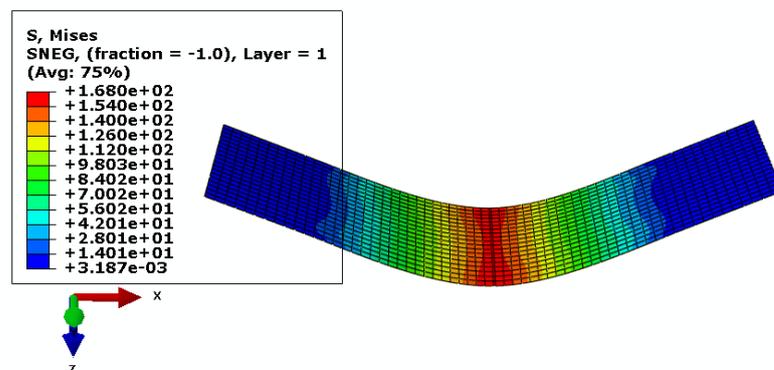
Les champs de contraintes sont représentés dans les figures 4.26 (a, b, c, d, e, f) pour le matériau M4.



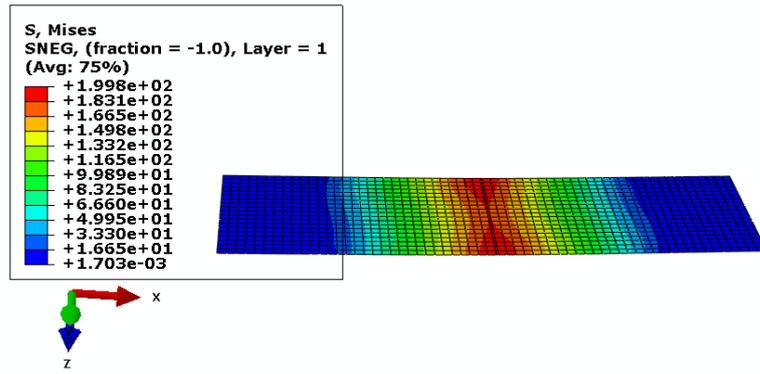
a) Cas de 3 plis [-60°/0°/60°]



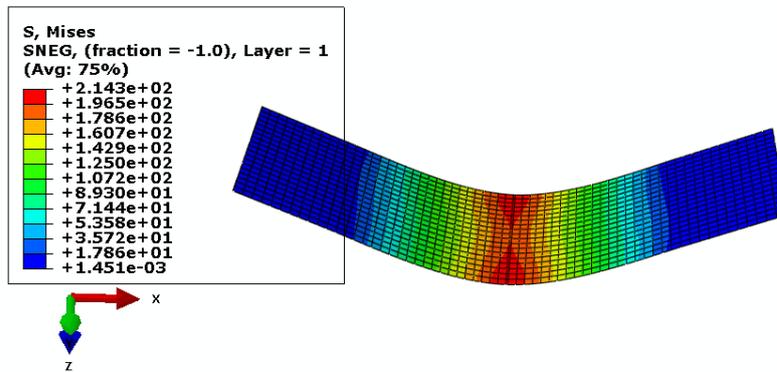
b) Cas de 4 plis [-45°/0°/45°/90°]



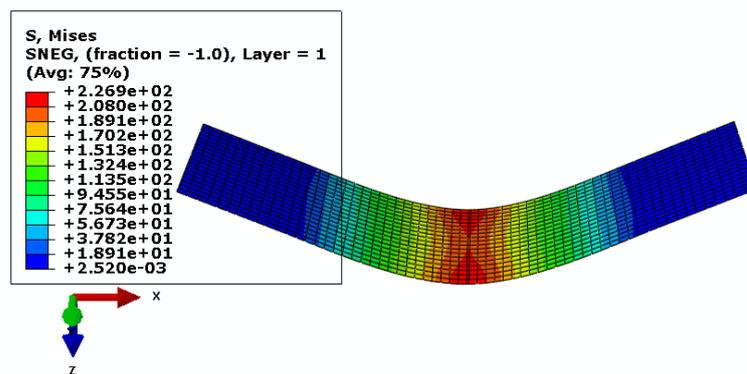
c) Cas de 6 plis [-60°/-30°/0°/30°/60°/90°]



d) Cas de 9 plis [-70°/-50°/-30°/-10°/10°/30°/50°/ 70°/90°]



e) Cas de 12 plis
[-75°/-60°/-45°/-30°/-15°/0°/15°/30°/45°/60°/ 75°/90°]



f) Cas de 18 plis
[-80°/-70°/-60°/-50°/-40°/-30°/-20°/-10°/0°/10°/20°/30°/40°/ 50°/60°/70°/80°/90°]

Fig. 4.26 : Contraintes de Von Mises du stratifié M4 pour les nombres de plis 3, 4, 6, 9, 12 et 18

4.6 Comparaison des résultats obtenus, numériques et expérimentaux

4.6.1 Flèche au centre

Les résultats expérimentaux obtenus pour les quatre stratifiés ont été comparés avec les résultats obtenus par la simulation numérique sous le code ABAQUS.

Nombre de plis	Flèche au centre (mm) par ABAQUS	Flèche au centre (mm) expérimentale	Erreur absolue	Erreur relative (%)
3 plis	1,79	1,72	0,07	4,07
4 plis	1,51		0,21	12,21
6 plis	1,58		0,14	8,14
9 plis	1,61		0,11	6,40
12 plis	1,62		0,10	5,81
18 plis	1,635		0,09	4,94

Tableau 4.6 : Comparaison des flèches au centre obtenues par ABAQUS et par l'expérimental pour le matériau M1

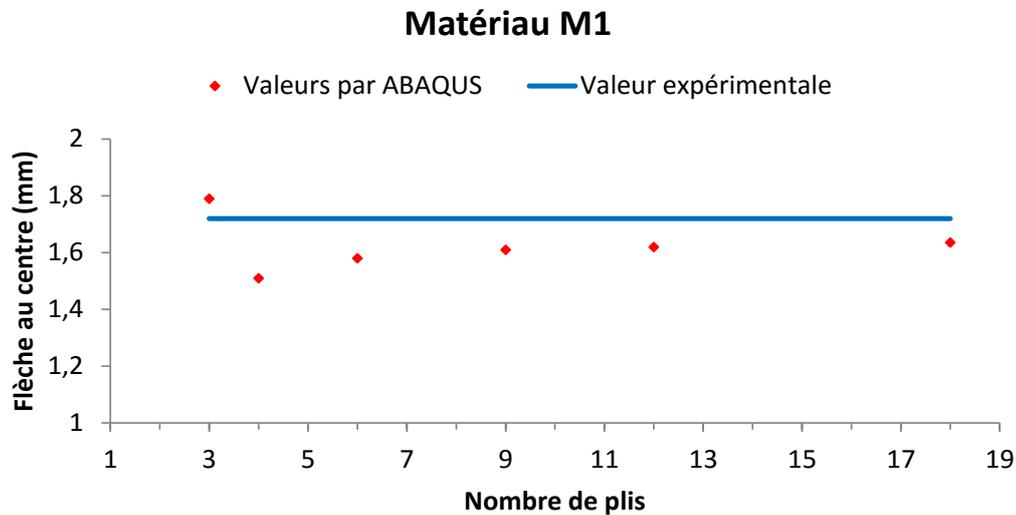


Fig. 4.27 : Comparaison des flèches au centre obtenues par ABAQUS et par l'expérimental pour le matériau M1

A partir des résultats numériques (Tableau 4.6) ou graphiques (Figure 4.27), on observe que les modèles de 3 plis ($[-60^{\circ}/0^{\circ}/60^{\circ}]$) et de 18 plis ($[-80^{\circ}/-70^{\circ}/-60^{\circ}/-50^{\circ}/-40^{\circ}/-30^{\circ}/-20^{\circ}/-10^{\circ}/0^{\circ}/10^{\circ}/20^{\circ}/30^{\circ}/40^{\circ}/50^{\circ}/60^{\circ}/70^{\circ}/80^{\circ}/90^{\circ}]$) ont des erreurs relatives de 4,07 % et 4,94 % sont les plus proches pour modéliser le matériau M1 par rapport à la valeur expérimentale de la flèche au centre.

Sans prendre en compte la valeur du cas 3 plis, on observe une convergence des résultats lorsque les plis unidirectionnels vont en augmentant.

Nombre de plis	Flèche au centre (mm) par ABAQUS	Flèche au centre (mm) expérimentale	Erreur absolue	Erreur relative (%)
3 plis	5,68	6.30	0,62	9,84
4 plis	5,00		1,30	20,63
6 plis	5,20		1,10	17,46
9 plis	5,06		1,24	19,68
12 plis	5,32		0,98	15,56
18 plis	5,84		0,46	7,30

Tableau 4.7 : Comparaison des flèches au centre obtenues par ABAQUS et par l'expérimental pour le matériau M2

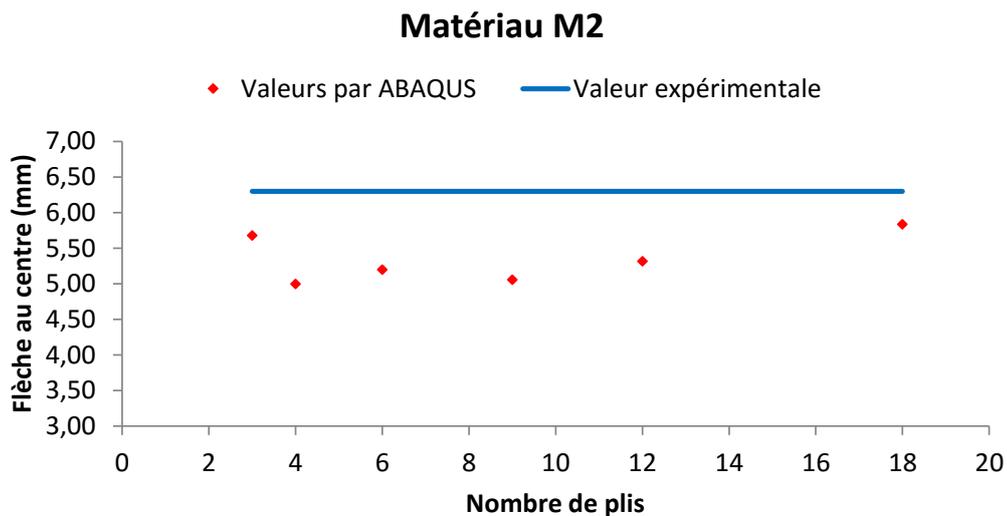


Fig. 4.28 : Comparaison des flèches au centre obtenues par ABAQUS et par l'expérimental pour le matériau M2

Pour le matériau M2, le modèle de 18 plis ($[-80^{\circ}/-70^{\circ}/-60^{\circ}/-50^{\circ}/-40^{\circ}/-30^{\circ}/-20^{\circ}/-10^{\circ}/0^{\circ}/10^{\circ}/20^{\circ}/30^{\circ}/40^{\circ}/50^{\circ}/60^{\circ}/70^{\circ}/80^{\circ}/90^{\circ}]$) est le plus proche au résultat expérimentale d'une erreur relative de 7,30 % (Tableau 4.7).

La convergence des résultats entre l'expérimental et le numérique est remarquée en augmentant le nombre de plis unidirectionnels pour le matériau M2 (Figure 4.28).

Nombre de plis	Flèche au centre (mm) par ABAQUS	Flèche au centre (mm) expérimentale	Erreur absolue	Erreur relative (%)
3 plis	1,37	1,59	0,22	13,84
4 plis	1,20		0,39	24,53
6 plis	1,26		0,33	20,75
9 plis	1,29		0,30	18,87
12 plis	1,30		0,29	18,24
18 plis	1,31		0,28	17,67

Tableau 4.8 : Comparaison des flèches au centre obtenues par ABAQUS et par l'expérimental pour le matériau M3

Matériau M3

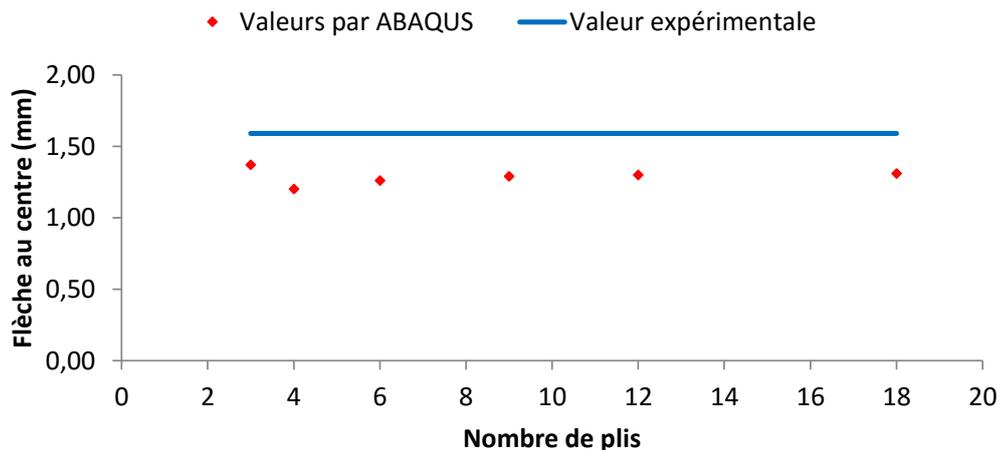


Fig. 4.29 : Comparaison des flèches au centre obtenues par ABAQUS et par l'expérimental pour le matériau M3

Le tableau 4.8 montre le cas de 3 plis ($[-60^{\circ}/0^{\circ}/60^{\circ}]$) qui peut être la solution la plus proche pour modéliser le matériau M3 pour lequel l'erreur relative est de 13,84 %.

Comme deuxième solution, on peut prendre le modèle de 18 plis ($[-80^{\circ}/-70^{\circ}/-60^{\circ}/-50^{\circ}/-40^{\circ}/-30^{\circ}/-20^{\circ}/-10^{\circ}/0^{\circ}/10^{\circ}/20^{\circ}/30^{\circ}/40^{\circ}/50^{\circ}/60^{\circ}/70^{\circ}/80^{\circ}/90^{\circ}]$) pour lequel l'erreur relative est de 17,67 %.

Nombre de plis	Flèche au centre (mm) par ABAQUS	Flèche au centre (mm) expérimentale	Erreur absolue	Erreur relative (%)
3 plis	2,32	2,55	0,23	9,02
4 plis	2,016		0,53	20,94
6 plis	2,11		0,44	17,25
9 plis	2,16		0,39	15,29
12 plis	2,17		0,38	14,90
18 plis	2,21		0,34	13,33

Tableau 4.9 : Comparaison des flèches au centre obtenues par ABAQUS et par l'expérimental pour le matériau M4

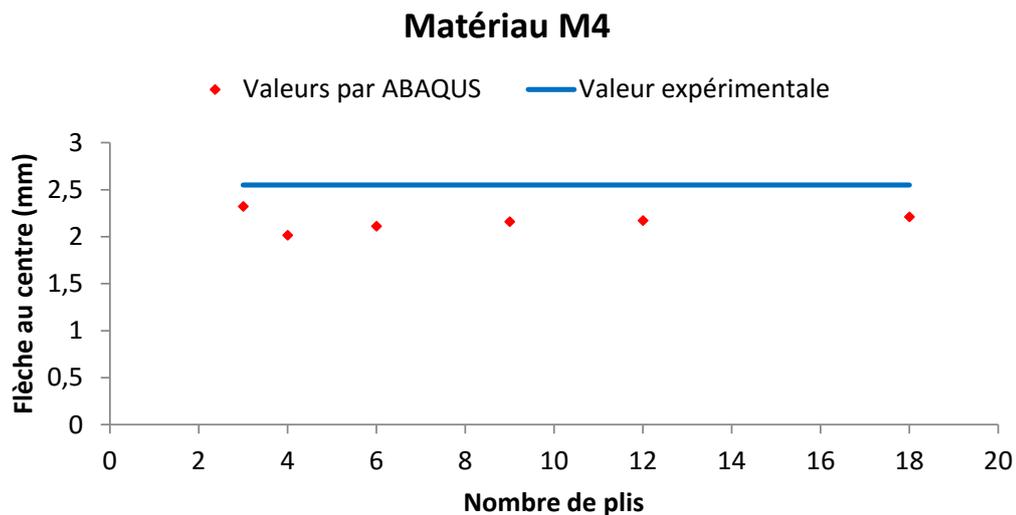


Fig. 4.30 : Comparaison des flèches au centre obtenues par ABAQUS et par l'expérimental pour le matériau M4

Le modèle de 3 plis ($[-60^{\circ}/0^{\circ}/60^{\circ}]$) dont l'erreur relative est de 9,02 % présente une solution idéale pour modéliser le matériau M4 (Figure 4.30).

Le cas de 18 plis ($[-80^{\circ}/-70^{\circ}/-60^{\circ}/-50^{\circ}/-40^{\circ}/-30^{\circ}/-20^{\circ}/-10^{\circ}/0^{\circ}/10^{\circ}/20^{\circ}/30^{\circ}/40^{\circ}/50^{\circ}/60^{\circ}/70^{\circ}/80^{\circ}/90^{\circ}]$) est un peu proche au résultat expérimental d'une erreur relative de 13,33 % (Tableau 4.9).

4.6.2 Contraintes

Le tableau 4.7 présente la comparaison des résultats expérimentaux avec ceux obtenus par simulation par ABAQUS des champs de contraintes.

Nombre de plis	Contrainte de Von Mises par ABAQUS (MPa)	Contrainte expérimentale (MPa)	Erreur absolue	Erreur relative (%)
3 plis	153,5	175,13	21,63	12,35
4 plis	152,1		23,03	13,15
6 plis	130,7		44,43	25,37
9 plis	154,7		20,43	11,67
12 plis	167,2		7,93	4,53
18 plis	175,3		0,17	0,10

Tableau 4.10 : Comparaison des contraintes obtenues par ABAQUS et par l'expérimental pour le matériau M1

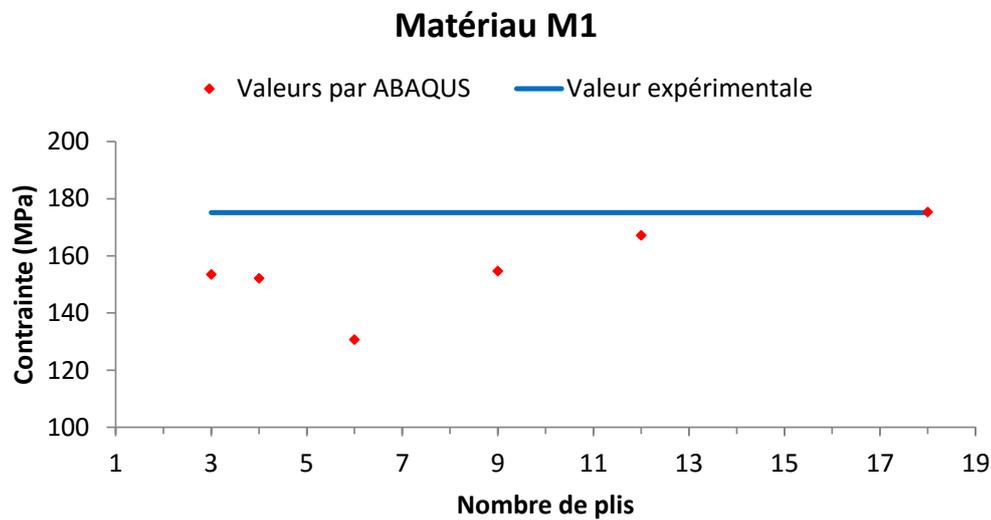


Fig. 4.31 : Comparaison des contraintes obtenues par ABAQUS et par l'expérimental pour le matériau M1

A partir des résultats numériques sur le tableau 4.10 et graphiques sur la figure 4.31, on remarque que le modèle de 18 plis $([-80^{\circ}/-70^{\circ}/-60^{\circ}/-50^{\circ}/-40^{\circ}/-30^{\circ}/-20^{\circ}/-10^{\circ}/0^{\circ}/10^{\circ}/20^{\circ}/30^{\circ}/40^{\circ}/50^{\circ}/60^{\circ}/70^{\circ}/80^{\circ}/90^{\circ}])$ présente un modèle idéal pour modéliser le matériau M1 dont l'erreur relative ne dépasse pas 1 %.

Nombre de plis	Contrainte de Von Mises par ABAQUS (MPa)	Contrainte expérimentale (MPa)	Erreur absolue	Erreur relative (%)
3 plis	95,7	108,7	13,00	11,96
4 plis	93,9		14,80	13,62
6 plis	84,15		24,55	22,59
9 plis	95,08		13,62	12,53
12 plis	104,7		4,00	3,68
18 plis	116,4		7,70	7,08

Tableau 4.11 : Comparaison des contraintes obtenues par ABAQUS et par l'expérimental pour le matériau M2

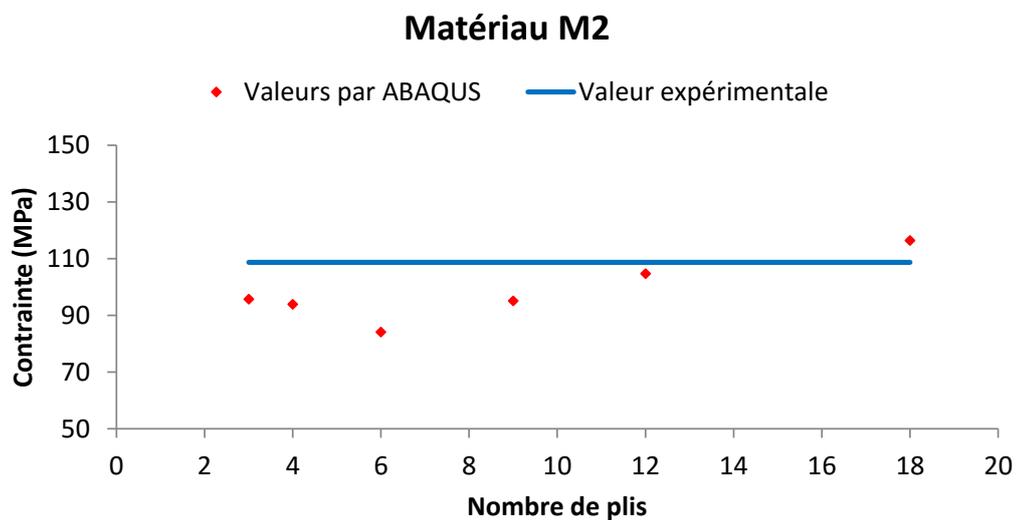


Fig. 4.32 : Comparaison des contraintes obtenues par ABAQUS et par l'expérimental pour le matériau M2

Dans le tableau 4.11, le modèle de 12 plis ($[-75^\circ/-60^\circ/-45^\circ/-30^\circ/-15^\circ/0^\circ/15^\circ/30^\circ/45^\circ/60^\circ/75^\circ/90^\circ]$) dont la valeur de l'erreur relative de 3,68 %, représente une meilleure solution pour modéliser le matériau M2.

Nombre de plis	Contrainte de Von Mises par ABAQUS (MPa)	Contrainte expérimentale (MPa)	Erreur absolue	Erreur relative (%)
3 plis	162,5	177,05	14,55	8,22
4 plis	168,6		8,45	4,77
6 plis	141,2		35,85	20,25
9 plis	168,8		8,25	4,66
12 plis	182		4,95	2,80
18 plis	190,8		13,75	7,77

Tableau 4.12 : Comparaison des contraintes obtenues par ABAQUS et par l'expérimental pour le matériau M3

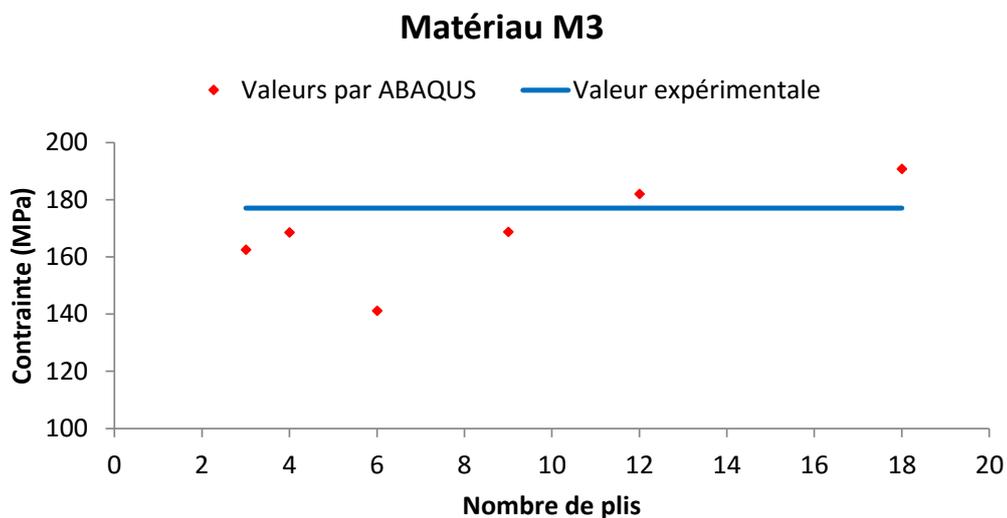


Fig. 4.33 : Comparaison des contraintes obtenues par ABAQUS et par l'expérimental pour le matériau M3

Le modèle de 12 plis $([-75^\circ/-60^\circ/-45^\circ/-30^\circ/-15^\circ/0^\circ/15^\circ/30^\circ/45^\circ/60^\circ/75^\circ/90^\circ])$ est le plus proche pour modéliser le matériau M3 avec une erreur relative de 2,80 %.

On peut aussi prendre les modèles de 9 plis $([-70^\circ/-50^\circ/-30^\circ/-10^\circ/10^\circ/30^\circ/50^\circ/70^\circ/90^\circ])$ et de 4 plis $([-45^\circ/0^\circ/45^\circ/90^\circ])$ dans lequel les erreurs relatives sont respectivement 4,66 % et 4,77 %.

Nombre de plis	Contrainte de Von Mises par ABAQUS (MPa)	Contrainte expérimentale (MPa)	Erreur absolue	Erreur relative (%)
3 plis	193,5	197,86	4,36	2,20
4 plis	194		3,86	1,95
6 plis	168		29,86	15,09
9 plis	199,8		1,94	0,98
12 plis	214,3		16,44	8,31
18 plis	226,9		29,04	14,68

Tableau 4.13 : Comparaison des contraintes obtenues par ABAQUS et par l'expérimental pour le matériau M4

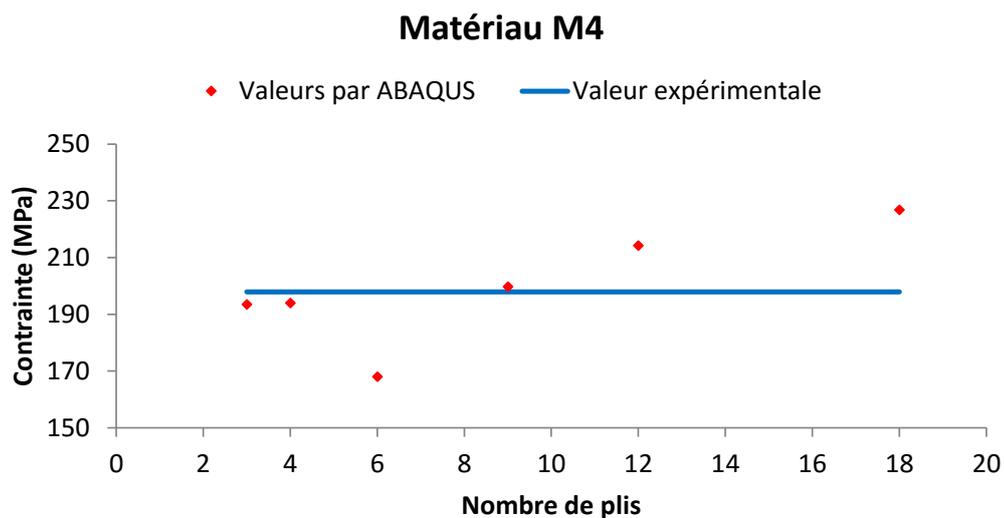


Fig. 4.34 : Comparaison des contraintes obtenues par ABAQUS et par l'expérimental pour le matériau M4

La figure 4.34 nous montre que le modèle de 9 plis $([-70^{\circ}/-50^{\circ}/-30^{\circ}/-10^{\circ}/10^{\circ}/30^{\circ}/50^{\circ}/70^{\circ}/90^{\circ}])$ est une solution idéale pour modéliser le matériau M4 avec une erreur relative de 0.98 %.

4.7 Conclusion

Nous constatons que les résultats expérimentaux comparés à ceux obtenus en calcul de structures sous le code ABAQUS, montrent une bonne concordance.

La simulation par le calcul de structure faite à partir des caractéristiques mécaniques des quatre matériaux a mis en évidence l'avantage de la simulation numérique par rapport à l'expérimental lequel s'annonce parfois difficile et coûteux à réaliser.

Ainsi, après modélisation des quatre matériaux M1, M2, M3 et M4 selon la flèche au centre et la contrainte, nous pouvons conclure que :

- Pour les matériaux M1, M2, M3 : c'est le modèle de 18 plis ($[-80^\circ/-70^\circ/-60^\circ/-50^\circ/-40^\circ/-30^\circ/-20^\circ/-10^\circ/0^\circ/10^\circ/20^\circ/30^\circ/40^\circ/50^\circ/60^\circ/70^\circ/80^\circ/90^\circ]$) qui présente la meilleure solution pour leur modélisation.
- Pour le matériau M4 : c'est le modèle de 9 plis ($[-70^\circ/-50^\circ/-30^\circ/-10^\circ/10^\circ/30^\circ/50^\circ/70^\circ/90^\circ]$) qui présente la meilleure solution pour sa modélisation.

Conclusion générale

Les courbes de comportement mécanique, aussi bien en statique qu'en fatigue, dénotent bien que leurs allures sont en bonne concordance avec celles des travaux réalisés, dans ce domaine par les auteurs.

L'étude statique nous a permis d'une part, de déterminer les caractéristiques mécaniques des quatre matériaux (contraintes maximales à la rupture et modules d'élasticité en flexion) et d'autre part, de mettre en évidence la nature de leurs endommagements.

Les courbes expérimentales charge – flèche ont des allures similaires pour les quatre matériaux dont le comportement reste linéaire et élastique avant la rupture. Toutefois la différence est observée dans leurs pentes ce qui signifie une différence dans leurs modules d'élasticité. Cette différence s'explique par les différents modes d'obtention de ces matériaux.

L'observation des faciès endommagés des stratifiés nous a permis de définir les différents mécanismes d'endommagement : délaminage avec rupture de la matrice pour le matériau M1, fissuration à 45° sur le matériau M2 conduisant à la rupture des fibres, rupture longitudinale pour le matériau M3 et rupture transversale des fibres avec un délaminage de la couche extérieure du mat pour le matériau M4.

L'analyse des résultats des essais de fatigue, nous a permis de constater que l'augmentation du niveau de chargement influe sensiblement sur la perte de rigidité ce qui engendre une diminution de la durée de vie du matériau. Il est enregistré, pour les quatre matériaux, une croissance rapide de l'endommagement au cours des premiers cycles suivie d'une diminution de la pente des courbes de comportement en fatigue. Ces résultats montrent bien que l'endommagement s'accumule plus rapidement au début du cyclage et qu'il est ensuite progressif lorsque le nombre de cycles augmente.

Par ailleurs, en observant les faciès de rupture en statique et en fatigue, pour un même matériau, on relève que son endommagement est plus catastrophique en fatigue qu'en statique. Cette indication permet de déduire qu'une charge cyclique en fatigue est plus endommageante qu'une même charge en statique.

Aussi, on a noté que le matériau M1 présente une meilleure résistance à la fatigue et cette constatation est nettement visible pour le niveau de chargement $r = 0,9$. Cela implique que le mode d'obtention de ce matériau par moulage à la presse à froid « voie humide » est plus performant voire rentable.

Conclusion générale

L'approche faite par le calcul de structure sous le code ABAQUS a mis en évidence l'avantage de la simulation numérique par rapport à l'expérimental lequel s'annonce parfois difficile et coûteux à réaliser. Ainsi, à partir des caractéristiques mécaniques des quatre matériaux, nous avons pu modéliser les quatre stratifiés M1, M2, M3 et M4 en adoptant une démarche suivant la loi d'orientations où 6 cas de nombre de plis ont été envisagés à savoir 3, 4, 6, 9, 12, et 18. Nous avons constaté que les résultats expérimentaux comparés avec ceux obtenus en calcul de structures sous le code ABAQUS, montrent une bonne concordance :

- Les résultats obtenus dans le cas du nombre de 18 plis ($[-80^\circ/-70^\circ/-60^\circ/-50^\circ/-40^\circ/-30^\circ/-20^\circ/-10^\circ/0^\circ/10^\circ/20^\circ/30^\circ/40^\circ/50^\circ/60^\circ/70^\circ/80^\circ/90^\circ]$) sont très proches des résultats expérimentaux obtenus pour les stratifiés M1, M2 et M3. Par contre, le cas du nombre de 9 plis ($[-70^\circ/-50^\circ/-30^\circ/-10^\circ/10^\circ/30^\circ/50^\circ/70^\circ/90^\circ]$) présente la meilleure solution pour modéliser le stratifié M4.

Perspectives de l'étude

Nous présentons ici, un certain nombre de pistes de recherches qui peuvent être envisagées pour poursuivre l'étude du comportement mécanique des matériaux composites :

- Etude du comportement mécanique de ces mêmes matériaux en flexion 4 points en statique et en fatigue cyclique.
- Modélisation du comportement en fatigue et endommagement de ces matériaux sous sollicitations de flexion 3 et 4 points.
- Etude du comportement mécanique de ces mêmes matériaux en fatigue cyclique sollicités en traction.

Travaux scientifiques effectués dans le cadre de la préparation de cette thèse

Publication internationale :

- **Khelifa Noureddine**, Bey Kamel, Chemami Abdenacer, « Fatigue behavior and damage of composite laminates under 3 point bending test », *Matériaux & Techniques*, Volume 104, Numéro 2, DOI : <http://dx.doi.org/10.1051/mattech/2016015>, 2016.

Communications internationales:

- **Khelifa Noureddine**, Bey Kamel, Fatmi Louendi, « Comportement mécanique en flexion 3 points de stratifiés croisés sollicités en fatigue », 1^{er} Congrès International sur la Mécanique Avancée CIMA 2010 Annaba (Algérie), 23-25 Mai 2010.
- **Khelifa Noureddine**, Bey Kamel, Chemami Abd Ennacer, Fatmi Louendi, « flexion 3 points d'un stratifié composite [0₄/90₄]_s croisés sollicités en fatigue », 2^{ème} Conférence Internationale Sur Les Matériaux Et Les Structures En Composite CIMC11 Oran (Algérie), 28 -30 Novembre 2011.
- **Khelifa Noureddine**, Bey Kamel, Fatmi Louendi, Boutelidja Racim « Comportement mécanique en flexion 3 points de deux stratifiés composites croisés sollicités en fatigue », 3^{ème} Congrès Algérien de Mécanique CAM2011 Guelma (Algérie), 14-17 Novembre 2011.
- **Khelifa Noureddine**, Bey Kamel, Boutelidja Racim, Chemami Abd Ennacer, Fatmi Louendi « Comportement d'un stratifié composite sous chargement statique et de fatigue », Conférence Internationale sur la Maintenance et la Sécurité Industrielle CIMSI'2013 Skikda (Algérie), 28-29 Octobre 2013.
- **Khelifa Noureddine**, Bey Kamel, Chemami Abdenacer, Redjel Bachir, « Etude statique du comportement mécanique en flexion 3 points des matériaux composites », Journées Scientifiques Franco-Maghrébines, Outils et méthodes de caractérisation mécanique de matériaux complexes, Hammamet (Tunisie), 21-23 octobre 2014.
- **Khelifa Noureddine**, Bey Kamel, Chemami Abdenacer, Benamira Mohamed, Haiahem Ammar, « Etude et caractérisation d'une structure tissée en traction (Biax-test) », 2^{èmes} Journées Scientifiques Franco-Maghrébines, caractérisation des matériaux complexes, Annaba (Algérie), 10-13 octobre 2015.
- Boutelidja Racim, Fatmi Louendi, **Khelifa Noureddine**, « Etude expérimental du comportement à la vitesse de chargement d'un polyéthylène haute densité sous chargement cyclique », 1^{er} Congrès Internationale de Génie Civil et d'Hydraulique Guelma (Algérie), 10-11 Décembre 2012.
- Boutelidja Racim, **Khelifa Noureddine**, Fatmi Louendi, Guedri Abdelmoumene, Boussaha El hadi « PE100 sous chargement cyclique : Morphologie et comportement

mécanique », Conférence Internationale sur la Maintenance et la Sécurité Industrielle CIMSI'2013 Skikda (Algérie), 28-29 Octobre 2013.

- Chemami Abdenacer, Bey Kamel, **Khelifa Noureddine**, Bouzitouna belkacem, « Comportement Mécanique en traction d'un Matériau Composite PEHD/ Mat fibre de verre », Journées Scientifiques Franco-Maghrébines, Outils et méthodes de caractérisation mécanique de matériaux complexes, Hammamet (Tunisie), 21-23 octobre 2014.
- Bey Kamel, **Khelifa Noureddine**, Chemami Abdenacer, Bouzitouna belkacem, « Experimental and numerical study of dynamic behavior of a composite laminate », Metallurgical Engineering Conference, METCH'14, Istanbul (Turquie), November 17-19, 2014.

Communications nationales:

- **Khelifa Noureddine**, Bey Kamel, Boutelidja Racim, Chemami Abd Ennacer, Fatmi Louendi, « Comportement en fatigue d'un stratifié composite (flexion 3 point) », premier Colloque National en Aeronautique NaCA2012 Constantine (Algérie), 2 - 3 Mai 2012.
- **Khelifa Noureddine**, Boutelidja Racim, Bey Kamel, Chemami Abd Ennacer, Fatmi Louendi, « Caractérisation expérimentale et numérique du comportement dynamiques d'un stratifié composite », premier séminaire National de Génie Civil SNGC 12, Souk Ahras (Algérie), 22 - 23 Octobre 2012.
- Boutelidja Racim, Fatmi Louendi, **Khelifa Noureddine**, « Contribution à l'étude du Comportement mécanique sous sollicitation cyclique d'un polymère haute densité », 1^{eres} journées nationales sur les matériaux JNMK2011 Khenchela (Algérie), 27-28 Novembre 2011.
- Boutelidja Racim, Fatmi Louendi, **Khelifa Noureddine**, « Comportement mécanique et morphologie d'un polyéthylène haute densité sous chargement cyclique », premier séminaire National de Génie Civil SNGC 12, Souk Ahras (Algérie), 22 - 23 Octobre 2012.

Références bibliographiques

- [1] Jao Jules E. « Couplages entre propriétés thermiques, réactivité chimique et viscosité des matériaux composites therm durcissables en relation avec les conditions de leur élaboration fondée sur l'hystérésis diélectrique ». Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure d'arts et Métiers, France, 2001.
- [2] Renard J., « Fatigue des matériaux composites renforcés de fibres continues », Techniques de l'ingénieur, TI, AM 5410, pp : 1-13, 2010.
- [3] Tarcha K.E., Ibrahim M.H., Alabdallah A., Olivier Ph., « Etude expérimentale de l'effet de l'empilement sur les caractéristiques mécaniques des stratifiés (verre/polyester) », Comptes rendus des JNC 16, Toulouse, France, 2009.
- [4] Bernasconi A., Davoli P., Basile A., Filippi A., « Effect of fibre orientation on the fatigue behaviour of a short glass fibre reinforced polyamide », International Journal of Fatigue, 29, pp : 199-208, 2007.
- [5] Benamira M., Hochard C., Haiahem A., « Behaviour to failure of fibre mat reinforced composite under combined loading conditions », Composites: Part B, 42, pp : 1412-1419, 2011.
- [6] Ha S.K., Jin K.K., Huang Y., « Micro-Mechanics of Failure (MMF) for Continuous Fiber Reinforced Composites », Journal of Composite Materials, 42, 18, pp : 1873-1895, 2008.
- [7] Quaresimin M., Susmel L., Talreja R., « Fatigue behaviour and life assessment of composite laminates under multiaxial loadings », International Journal of Fatigue, Vol. 32, No. 1, pp 17-28, 2010.
- [8] Berrehili A.M., « Comportement cyclique et tenue en fatigue sous chargement multiaxial d'un polyéthylène : expériences et critère d'endurance », Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique, France, 2010.
- [9] Albouy W., « De la contribution de la visco-élasto-plasticité au comportement en fatigue de composites à matrice thermoplastique et therm durcissable », Thèse de doctorat, Université Normandie, France, 2013.
- [10] Bey K., « Etude expérimentale et numérique du comportement mécanique des matériaux composites », Thèse de doctorat, Université Badji Mokhtar -Annaba-, 2007.
- [11] Ben Cheikh Larbi A., Sai K., Sidhom H., Baptiste D., « Constitutive Model of Micromechanical Damage to Predict Reduction in Stiffness of a Fatigued SMC Composite », Journal of Materials Engineering and Performance, 15, 5, pp : 575-580, 2006.
- [12] Djebbar A., Salvia M., Larbi S., « Comportement en flexion de matériaux composites à fibres courtes », 20^{ème} Congrès Français de Mécanique, Besançon, 29 août au 2 septembre 2011, France, 2011.

Références bibliographiques

- [13] Fiore L., « Contribution à l'étude du comportement en fatigue de matériaux composites à renfort verre / unidirectionnel », Thèse de doctorat, Ecully Ecole centrale de Lyon, France, 1988.
- [14] Damien Busca M., « Identification du comportement de composites en fatigue bi-axiale », Thèse de doctorat, Université de Toulouse, France, 2014.
- [15] Talreja R., « Damage and fatigue in composites - a personal account », *Composites Science and Technology*, vol. 68, 13, pp : 2585-2591, 2008.
- [16] Samborsky D. D., Wilson T. J., Agastra P., Mandell J. F., « Delamination a thick ply drops in carbon and glass fiber laminates under fatigue loading », *Journal of Solar Energy Engineering*, vol. 130, 3, pp : 1-22, 2008.
- [17] Van Paepegem W., « Fatigue damage modelling of composite materials with the phenomenological residual stiffness approach », *Fatigue Life Prediction of Composites and Composite Structures*, A volume in Wood head Publishing Series in Composites Science and Engineering, pp : 102–138, 2010.
- [18] Perrot Y., « Influence des propriétés de la matrice sur le comportement mécanique de matériaux composites verre polyester utilisés en construction navale », Thèse de doctorat, Université de Bretagne Sud, France, 2006.
- [19] Henry J., Aboura Z., Khellil K., Otin S., « Suivi de l'endommagement en fatigue d'un composite à renfort interlock carbone/époxy par émission acoustique », *Matériaux & Techniques*, Volume 100, Number 6-7, pp : 643–652, 2012.
- [20] Berthelot J.M., « Matériaux composites comportement mécanique et analyse des structures », 3^e édition, TEC et DOC, Paris, France, 1999.
- [21] Gay D., « Matériaux composites », 5^e édition révisée, Lavoisier, Paris. France, 2005.
- [22] Wang P., « Etude numérique et expérimentale de procédé d'élaboration des matériaux composites par infusion de résine », Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines, Saint-Etienne, France, 2010.
- [23] Glossaire des matériaux composites – CARMA –Actualisation octobre 2006. Consulté le : 30/06/2015, <http://www.materiatech-carma.net>.
- [24] Barrau J.J., Degeorges D.G., « Structures en matériaux composites ». *Techniques de l'ingénieur*, BM 5080, 2004.
- [25] Thionnet A., Renard J., « Une méthode générale de prévision du comportement viscoélastique des composites stratifiés », *Mécanique Industrielle 2*, pp : 143–147, 2001.
- [26] Henaff-Gardin C., « Influence of the Stacking Sequence on Fatigue Transverse Ply Cracking in Cross-Ply Laminates », *Damage Detection in Composite Materials*, American society for testing and materials, Philadelphia, pp : 236-255, 1992.
- [27] Ogiwara S., « Effects of stacking sequence on microscopic fatigue damage development in quasi isotropic CFRP laminates with interlaminar-toughened layers », *Composites Science and Technology*, Vol. 59, N. 9, pp : 1387-1398, 1999.

Références bibliographiques

- [28] Huguet S., « Utilisation de l'émission acoustique et application d'une carte de Kohonen pour l'identification des mécanismes d'endommagements au sein d'un composite », JNC 12 Cachan, 15-17 Novembre 2000, France, 2000.
- [29] Bertin M., Bertheau D., Touchard F., Lafarie-Frenot M.C., « Effet de la séquence d'empilement sur le comportement en fatigue thermomécanique de multicouches polymère/composite », JNC 16, Juin 2009, Toulouse, France, 2009.
- [30] Wharmby A.W., Allyn F., « Damage growth in constrained angle-ply laminates under cyclic loading », Composites Science and Technology, vol 62, pp : 1239-1247, 2002.
- [31] Sihm S., Kim R., Kawabe K., Tsai S., « Experimental studies of thin-ply laminated composites », Composites Sciences and Technology, vol 67, pp : 996-1008, 2007.
- [32] Henaff-Gardin C., Lafarie-Frenot MC., « Specificity of matrix cracking development in CFRP laminates under mechanical or thermal loadings », International Journal of Fatigue, vol 24, pp : 171-177, 2002.
- [33] Rouquié S., « Vieillissement de structures composites à matrice organique soumises à des chargements thermomécaniques répétés ». Thèse de doctorat, Université de Poitiers, France, 2004.
- [34] Kim H.C., Ebert L.J., « Flexural fatigue behaviour of unidirectional fibre glass composites », Fibre Science and Technology, Vol.43, pp : 247-267, 1992.
- [35] Nevadunski J.J., Lucas J.J., Salkind M.J., « Early fatigue damage detection in composite materials », Journal of Composite Materials, Vol. 9, pp : 394-408, 1975.
- [36] Elkadi H., Ellyn F., « Effect of stress ratio on the fatigue of unidirectional glass fibre/epoxy composite laminate », Composites, Vol. 25, n° 10, pp : 917-924, 1994.
- [37] Payan J., « Etude du comportement de composites stratifiés sous chargement statique et de fatigue », Thèse de doctorat, Université Aix-Marseille II, France, 2004.
- [38] Kim H.C., Ebert L.J., « Flexural fatigue behaviour of unidirectional fibre glass composites », Fibre Science and Technology, Vol.14, pp : 3-20, 1981.
- [39] Roudet F., Desplanques Y., Degallaix S., « Fatigue of glass/epoxy composite in three-point-bending with predominant shearing », International Journal of fatigue, vol. 24, pp : 327-337, 2002.
- [40] El Mahi A., Bezazi A.R., Berthelot J.M., Kondratas A., « Investigation of cross-ply laminates in three points bending tests. Part I: Static and cyclic fatigue test », Journal Material Science, Vol.8, n° 4, pp : 511-516, 2002.
- [41] Rotem A., « The fatigue behaviour of composite laminates under various mean stress », Composite Structure, Vol.17, pp : 113-126, 1991.
- [42] Mandell J.F., « Effects of stress ratio, frequency and loading time on the tensile fatigue glass-reinforced epoxy, Long term behaviour of composites ASTM », STP 813, pp : 55-77, 1983.

Références bibliographiques

- [43] Bahlouli N., Cours Matériaux Composites, consulté le : 30/06/2015, <http://www.ipst.ustrasbg.fr/nadia/courcomp>.
- [44] Hénaff-Gardin C., « Influence de la séquence d'empilement sur la fissuration par fatigue des plis transverses de stratifiés à fibres longues ». Thèse de doctorat, Université de Poitiers, France, 1990.
- [45] Lafarie-Frenot MC., Hénaff-Gardin C., Gamby D., « Matrix cracking induced by cyclic ply stresses in composite laminates ». *Composites Science and Technology*, vol. 61, pp : 2327-2336, 2001.
- [46] Revest N., « Comportement en fatigue de pièces épaisses en matériaux composites », Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure des Mines de Paris, France, 2011.
- [47] Degrieck J., Van-Paepegem W., « Fatigue Damage Modelling of Fibre-reinforced Composite Materials ». *Review. Applied Mechanics Reviews*, 54 (4), pp : 279-300, 2001.
- [48] Hashin Z., Rotem A., « A fatigue criterium for fibre reinforced composite materials », *Journal of Composite Materials*, vol. 7, pp : 448–464, 1977.
- [49] Sidoroff F., Subagio B., « Fatigue damage modelling of composite materials from bending tests ». *Second European Conference on Composite Materials (ECCM-II)*, vol. 4, pp : 4.32–4.39, Londres, UK, Elsevier Proceedings, 1987.
- [50] Shokrieh M.M., Lessard L.B., « Multiaxial fatigue behaviour of unidirectional plies based on uniaxial fatigue experiments - I. Modelling ». *International Journal of Fatigue*, 19 (3) : pp : 201-207, 1997.
- [51] Shokrieh M.M., Lessard L.B., « Multiaxial fatigue behaviour of unidirectional plies based on uniaxial fatigue experiments - II. Experimental evaluation ». *International Journal of Fatigue*, vol 19 (3), pp : 209-217, 1997.
- [52] Miner K., « Cumulative damage in fatigue ». *Journal of Applied Mechanics*, vol. 67, pp : A159–A164, 1945.
- [53] Griffith A., « The phenomena of rupture and flow in solids », *Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Mathematical or Physical Character*, pp : 163-198, 1921.
- [54] Caron J.F., Arlacher A., « Modelling of fatigue micro cracking kinetics in cross ply composites and experimental validation », *Composites science and technology*, vol. 59, pp : 1349-1359, 1999.
- [55] Hénaff-Gardin C., Lafarie-Frenot M., « The use of a characteristic damage variable in the study of transverse cracking development under fatigue loading in cross-ply laminates », *International journal of solids and structures*, vol. 24, pp : 389–395, 2002.
- [56] Hénaff-Gardin C., Lafarie-Frenot M., Goupillaud I., « Prediction of cracking evolution under uniaxial fatigue loading in cross-ply composite laminates », *International*

- Conférence on fatigue of composites, La Société Française de Métallurgie et des Matériaux, Proceedings, pp : 189–196, 1997.
- [57] Akshantala N.V., Talreja R., « A machanistic model for fatigue damage evolution I composites », *Mechanics of materials*, vol. 29, pp : 123-140, 1998.
- [58] Caron J., Diaz Diaz A., Carreira R., Chabot A., Ehrlacher A., « Multi-particle modelling for the prediction of delamination in multi layered materials », *Composites Sciences and Technology*, vol. 66, pp : 755–765, 2006.
- [59] Talreja R., « Transverse cracking and stiffness reduction in composites laminates ». *Journal of Composite Materials*, vol.19, pp : 355–375, 1985.
- [60] Thionnet A., Renard J., « Meso-macro approach to transverse cracking in laminated composites using talreja’s model ». *Composites engineering*, vol. 3, pp : 851–871, 1993.
- [61] Thionnet A., Chambon L., Renard J., « A theoretical and experimental study to point out the notion of loading mode in damage mechanics: Application to the identification and validation of a fatigue damage modelling for laminates composites », *International journal of solids and structures*, vol. 24, pp : 147–154,2002.
- [62] Berthelot J.M., El Mahi A., Le Corre J.F., « Development of transverse cracking in cross ply laminates during fatigue tests». *Composites Science and Technology*, vol. 61, pp : 1711–1721, 2001.
- [63] Ladevèze P., LeDantec E., « Damage modelling of the elementary ply for laminated composites ». *Composites Sciences and Technology*, vol. 43: pp : 247–267, 1992.
- [64] Payan J., Hochard C., « Damage modelling of laminated carbon/epoxy composites under static and cyclic loadings ». *International journal of solids and structures*, vol. 24, pp : 299–306, 2002.
- [65] Sedrakian A., Ben Zineb T., Billoet J.L., « Contribution of industrial composite parts to fatigue behaviour simulation », *International Journal of Fatigue*, pp : 307-318, 2002.
- [66] Van Paepegem W., Degriek J., « Modelling strategies for fatigue damage behaviour fiber-reinforced polymer composites », *European Journal of Mechanical and Environmental Engineering*, vol. 46(4), pp : 217–227, 2001.
- [67] Fatmi L., Berthelot J.M., « Contribution à l’étude du comportement en flexion 3 points statique et cyclique de matériaux composites stratifiés », *Cimasi 2000*, Casablanca, Maroc, 2000.
- [68] Schmitt C., Bisor A., Pluinage G., « Fissuration en fatigue de plaques composites sollicitées en traction-torsion », *Mécanique et Industries*, vol. 3, pp : 639 – 653, 2002.
- [69] Kaci A., Tounsi A., Bakhti K., Adda Bedia E., « Nonlinear cylindrical bending of functionally graded carbon nanotube - reinforced composite plates », *Steel and Composite Structures*, Vol. 12, No. 6, 2012.
- [70] Geir M., « Manuel qualité des composites », *Technique et documentation*, Lavoisier, France, 1989.

Références bibliographiques

- [71] Bey K., Tadjine K., Khelif R., Chemami A., Benamira M., Azari Z., « Mechanical behaviour of sandwich composites under three-point bending fatigue », *Mechanics of Composite Materials*, Vol. 50, No. 6, 2015.
- [72] Chemami A., Bey K., Gilgert J., Azari Z., « Behaviour of composite sandwich foam-laminated glass/epoxy under solicitation static and fatigue », *Composites : Part B*, 43, pp : 1178-1184, 2012.
- [73] Tao G., Xia Z., « Biaxial fatigue behaviour of an epoxy polymer with mean stress effect », *International Journal of Fatigue*, vol. 31, pp : 678-685, 2009.
- [74] Liang S., « Etude de comportement en fatigue des composites renforcés par fibres végétales. Prise en compte de la variabilité des propriétés », Thèse de doctorat, Université de Bourgogne, France, 2012.
- [75] Eve O., « Etude du comportement des structures composites endommagées par un impact basse vitesse application aux structures aéronautiques », Thèse de doctorat, Université de Metz, France, 1999.
- [76] Guo S.M., Sutton M., Majumdar P., Reifsnider K.M., Yu L., Gresil M., « Development and application of an experimental system for the study of thin composites undergoing large deformations in combined bending–compression loading », *Journal of Composite Materials*, vol. 48, 8, pp : 997-1023, 2014.
- [77] Theotokoglou E. E., Sideridis E. P., « Study of asymmetric glass reinforced plastic beams in off-axis four-point bending », *Journal of Composite Materials*, vol. 49, 5, pp : 587-599, 2015.
- [78] Bathias C., « Fatigue des matériaux composites à matrice polymère et fibres longues », *Techniques de l'ingénieur*, A7 760.
- [79] Nouri H., « Modélisation et identification de lois de comportement avec endommagement en fatigue polycyclique de matériaux composite à matrice thermoplastique », Thèse de doctorat, ENSAM Metz, France, 2009.
- [80] Klimkeit B., « Etude expérimentale et modélisation du comportement en fatigue multiaxiale d'un polymère renforcé pour application automobile », Thèse de doctorat, ISAE-ENSMA Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique – Poitiers, France, 2009.
- [81] A. Al-maghribi, « Comportement des matériaux composites à fibre courtes : applications à l'impact basse vitesse », Thèse de doctorat, Université de Toulouse, France, 2008.
- [82] Chamis C.C., « Simplified Composite Micromechanics Equations for Hygral, Thermal, and Mechanical Properties », *SAMPE Quarterly*, vol. 15, pp : 14-23, 1984.
- [83] Gay D., Joubert F., « Isotropie de rigidité et quasi-isotropie de résistance des stratifié à orientations périodique », *Revue des composites et des matériaux avancés*, Vol 4, 1994.

Références bibliographiques

- [84] ABAQUS 6.12, « Getting Started with Abaqus : Interactive Edition ». Site : https://things.maths.cam.ac.uk/computing/software/abaqus_docs/docs/v6.12/pdf_books/GET_STARTED.pdf