

وزارة التعليم العالي و البحث العلمي

BADJI MOKHTAR-ANNABA UNIVERSITY
UNIVERSITE BADJI MOKHTAR-ANNABA



جامعة باجي مختار – عنابة

Faculté des sciences de l'ingénieur.

Année 2012

Département génie mécanique.

THESE

Présentée en vue de l'obtention du grade de Docteur

CARACTERISATION ET ETUDE DE L'ENDOMMAGEMENT MECANIQUE
A FAIBLE ET GRANDE VITESSE DE SOLLECITATION ET EN FATIGUE
DES MATERIAUX COMPOSITES A MATRICE PLASTIQUE

Option

Construction mécanique

Par

Mohamed BENAMIRA

DIRECTEUR DE THESE : Ammar HAIHEM

Pr.

U. Annaba

DEVANT LE JURY

PRESIDENT :

Bachir REDJEL

Pr.

U. de Annaba

EXAMINATEURS :

Ali BOUCHOUCHA

Pr.

U. Constantine

Louendi FATMI

Pr.

U. de Guelma

Kamel BEY

M. C (A)

U. de Annaba

Othmane FOUATHIA

M. C (A)

U. Constantine

INVITE :

Christian HOCHARD

Pr.

U. Provence France

Mots clés :

- Matériaux composites
- Renfort Mat
- Endommagement
- Analogie quasi-isotrope
- Comportement statique
- Comportement de fatigue

وزارة التعليم العالي و البحث العلمي

BADJI MOKHTAR-ANNABA UNIVERSITY
UNIVERSITE BADJI MOKHTAR-ANNABA



جامعة باجي مختار – عنابة

Faculté des sciences de l'ingénieur.

Année 2012

Département génie mécanique.

THESE

Présentée en vue de l'obtention du grade de Docteur

CARACTERISATION ET ETUDE DE L'ENDOMMAGEMENT MECANIQUE
A FAIBLE ET GRANDE VITESSE DE SOLLECITATION ET EN FATIGUE
DES MATERIAUX COMPOSITES A MATRICE PLASTIQUE

Option

Construction mécanique

Par

Mohamed BENAMIRA

DIRECTEUR DE THESE : Ammar HAIAHEM

Pr.

U. Annaba

DEVANT LE JURY

PRESIDENT :

Bachir REDJEL

Pr.

U. de Annaba

EXAMINATEURS :

Ali BOUCHOUCHA

Pr.

U. Constantine

Louendi FATMI

Pr.

U. de Guelma

Kamel BEY

M. C (A)

U. de Annaba

Othmane FOUATHIA

M. C (A)

U. Constantine

INVITE :

Christian HOCHARD

Pr.

U. Provence France

Résumé :

Le travail de cette thèse est consacré à l'étude composite à renfort mat. L'étude statique, dans laquelle deux types d'éprouvettes ont été testées en traction sur les éprouvettes plates, et en combiné traction-torsion sur les éprouvettes en tubes. Les résultats de ces essais, montrent le comportement du composite ainsi que l'évolution de l'endommagement. Les essais de fatigues montrent l'effet du rapport de chargement lequel, combiné au niveau de contraintes sur la durée de vie, l'évolution et le niveau d'endommagement mesuré sur les éprouvettes plates. En se basant sur le concept d'analogie au quasi-isotrope, un modèle d'endommagement a été appliqué pour simuler le comportement du matériau. Concernant l'enveloppe de rupture, plusieurs critères ont été appliqués pour modéliser les points expérimentaux.

Abstract:

This work concerns the study of Mar reinforced composites. The static study is performed using two kinds of specimen. The plates ones were used in tensile test, and the tube specimen were used in combined (traction-torsion) test. The results show the global behavior of composite, and also, the damage evolution during loading conditions. The fatigue test was conducted with the aim to study the influence of testing condition like loading ratio which is combined to the applied stress level on fatigue life, the level and the evolution of the damage. Based on the analogy to the quasi-isotropic composite concept, a damaged model was applied in order to simulate the behavior of the material. The model shows a good agreement to the experiments, as well as the failure envelope which was model using several criterion in order to compare them to de experimental results.

ملخص:

إن هذا البحث مخصص لدراسة المادة المركبة و التي أساسها الألياف ذات الاتجاهات العشوائية. هذا الأخير مستعمل كتعزيز مع مادة الرثين من نوع إيبوكسي.

في الجزء المخصص للدراسة تحت تأثير قوى ساكنة، استعملنا نوعين من العينات: مسطحة و أنبوبية. نتائج هذه الدراسة تحت تأثير الشد بالنسبة للعينات المسطحة، و تحت تأثير مزدوج للشد و الالتواء بالنسبة للعينات الأنبوبية. تبين لنا سلوك المادة هذه، و تطور التلف الداخلي تحت تأثير هذه القوى.

دراسة الإجهاد تبين تأثيرا مزدوجا لمستوى و نسبة الجهد المطبق على مدة حياة المادة و طريقة تطور التلف الداخلي للمادة.

استنادا على مبدأ التطابق مع المادة المركبة بخواص شبه ثابتة، ثم تطبيق نموذج رياضي للتلف بغرض محاكاة سلوك هذه المادة و خاصة غلاف التكسر الذي تم تمثيله بعدة معايير للتكسر.

Table des matières

Introduction	1
1. Généralités	5
1. 1. Interface fibre/Matrice	5
1. 2. La porosité dans le composite	7
1. 3. Propriétés et comportement des monoplis	7
1. 3. 1. Le pli à renfort UD	7
1. 3. 2. Le pli à renfort tissé	13
1. 3. 1. Le pli à renfort MAT	15
1. 4. Les principaux mécanismes de rupture des matériaux composites	18
2. Comportement endommageable des matériaux composites des matériaux composites ...	21
2. 1. Théorie des stratifiés	21
2. 1. 1. Comportement du pli unidirectionnel	22
2. 1. 2. Comportement en membrane des stratifiés	24
2. 1. 1. Comportement en flexion du stratifié	25
2. 2. Prise en compte de l'endommagement	26
2. 2. 1. Extension du modèle aux chargements de fatigue	30
2. 3. Les critères de rupture	31
2. 3. 1. Le critère de la contrainte maximale	32
2. 3. 2. Le critère de la déformation maximale	32
2. 3. 1. Le critère de Tsai-Hill	32
2. 3. 1. Le critère de la force thermodynamique maximale	33
2. 4. Influence des sollicitations à grandes vitesse	33
3. Etude statique du matériau composite à renfort Mat	36
3. 1. Description du matériau et des éprouvettes	36
3. 2. Les essais de traction.....	41
3. 3. Les essais sur tubes	46
4. Etude du comportement sous chargement de fatigue	52
4. 1. Introduction	52
4. 2. Paramètres des essai	53

4. 3. Résultats et discussion	54
4. 4. La courbe de Wöhler	60
5. Analogie pli Mat/stratifié quasi-isotrope	63
5. 1. Description des composites quasi-isotropes	64
5. 2. Influence des propriétés de l'UD sur le stratifié quasi-isotrope	65
5. 3. L'analogie au sens de la rigidité	69
5. 4. L'analogie au sens de la résistance	74
6. Application du modèle d'endommagement au MAT	77
6. 1. Détermination des paramètres	78
6. 2. Etude du comportement	80
5. 3. L'enveloppe de rupture	83
Conclusion	85
Bibliographie	87
Annexes	

Table des figures

1	Element de structure GMT : (a) : Par-choc, (b) : Plancher d'automobile, (c) : Panneau ondulé [11]	2
1.1	Comparaison entre un SMC à faible et forte interface	5
1.2	Photomicrographie de la section droite d'un composite unidirectionnel [30]	6
1.3	Géométrie idéalisée. (a) Pli unidirectionnel.(b) Arrangement hexagonal et carré	7
1.4	Effet de V_f sur l'espacement des fibres, [16]	7
1.5	Comportement mécanique du pli UD [29]	9
1.6	Diagramme typique de fatigue (traction-traction) pour un composite unidirectionnel	10
1.7	Schématisation des fils de chaîne et de trame d'un tissu	11
1.8	Les grandes séquences de tissage	11
1.9	Comportement du pli tissé déséquilibré [35]	12
1.10	Plis à renfort mat. a) fibres courtes, b) fibres continues	13
1.11	Histogramme de la distribution des orientations des fibres. a) complètement aléatoire, b) partiellement aléatoire	13
1.12	Variation des propriétés élastiques en fonction de la position angulaire, comparaison du pli UD au pli mat	14
1.13	Courbe de traction GMT [26]	15
1.14	Schématisation des mécanismes de rupture des plis UD [14]	16
1.15	Endommagement d'un stratifié [60°]	16
1.16	Rupture par traction d'un composite à renfort mat	17
2.1	Systèmes de coordonnées relatif au pli unidirectionnel	19
2.2	Sollicitations en membrane dans le stratifié	20
2.3	Schématisation de la flexion d'une plaque composite	21
2.4	Application du modèle d'endommagement aux tissés déséquilibrés	25
2.5	Simulation de la répartition de l'endommagement du pli tissé [23]	25
2.6	Courbes $\sigma - \epsilon$ à différent taux de déformation	29
2.7	Evolution de l'endommagement macroscopique en fonction du taux de déformation	29
3.1	Infusion : (a) : Schématisation du procédé, (b) : Photographie du procédé	31
3.2	Géométrie des éprouvettes de traction	32

3.3	Drappage : (a) : Séquence de drappage, (b) : résultat simulé du drappage	33
3.4	Dispositif de moulage pour les éprouvettes tubes	33
3.5	Cycle de cuisson	34
3.6	Machine de traction, LMA	35
3.7	Evolution de la déformation longitudinale et transversale	36
3.8	Résultats essais de traction $V_f = 30\%$	36
3.9	Endommagement du composite sous les sollicitations de traction	37
3.10	Endommagement d'un pli à renfort MAT	38
3.11	Endommagement global du Pli Mat en fonction de la déformation	38
3.12	Machine MTS 809 pour les sollicitations de traction/torsion	40
3.13	Disposition des rosettes sur l'éprouvette	40
3.14	Déformation sur tube en torsion	41
3.15	Evolution de l'effort axial durant l'essai de torsion	41
3.16	Résultats des essais sur tubes	43
3.17	Endommagement des tubes	44
4.1	Paramètres de chargement de fatigue	47
4.2	Courbe $\sigma - \epsilon$ $R = 0.5$, Niveau : 80 %	47
4.3	Courbe $\sigma - \epsilon$ $R = 0.1$, Niveau : 80 %	48
4.4	Courbe $\sigma - \epsilon$ $R = 0.5$, Niveau : 60 %	48
4.5	Courbe $\sigma - \epsilon$ $R = 0.1$, Niveau : 60 %	49
4.6	Courbe $\sigma - \epsilon$ $R = 0.5$, Niveau : 40 %	49
4.7	Courbe $\sigma - \epsilon$ $R = 0.1$, Niveau : 40 %	50
4.8	Courbe typique de l'évolution de la perte de rigidité relative en fonction du cyclage	51
4.9	Evolution de l'endommagement pour $R = 0.1$	52
4.10	Evolution de l'endommagement pour $R = 0.5$	52
4.11	Courbe de Wölher	53
5.1	Orientations des stratifiés quasi-isotropes	56
5.2	Influence des propriétés de l'UD sur le module de Young du stratifié : (a) Influence de El, (b) Influence de Et, (c) Influence de Glt	58
5.3	Influence des propriétés de l'UD sur le module de cisaillement du stratifié : (a) Influence de El, (b) Influence de Et, (c) Influence de Glt,	59
5.4	Influence des propriétés de l'UD sur le coefficient de poisson du stratifié : (a) Influence de El, (b) Influence de Et, (c) Influence de Glt,	60
5.5	1er Cas	62
5.6	2e Cas	63
5.7	3e Cas	64
5.8	Variation de la résistance à la traction des différents plis	65

5.9	schématisation de l'orientation du stratifié $[0^\circ/\pm 45^\circ/90^\circ]$ par rapport à l'axe d'application de la charge	66
5.10	Interprétation des directions des sollicitations pour le choix du quasi-tropes	67
6.1	Algorithme de calcul essai-erreur	69
6.2	Evolution de l'endommagement au niveau des plis UD*	71
6.3	Endommagement global essai-modèle	71
6.4	Comportement en traction des plaques : Essai-modèle	72
6.5	Comportement en combiné des tubes : Essai-modèle	72
6.6	Application su critère Yd_{max}	73
6.7	évolution de la contrainte principale de traction	74
6.8	Critères fragiles : (a) : $Epsilon_{max}$, (b) : $Sigma_{max}$	74

Liste des tableaux

3.1	Les caractéristiques expérimentales du composite à renfort Mat	34
3.2	Les différents modes de sollicitation sur éprouvettes tubes	42
3.3	Caractéristiques expérimentales des tubes	43
4.1	Valeurs approximatives de la rigidité résiduelle relative	51

Introduction

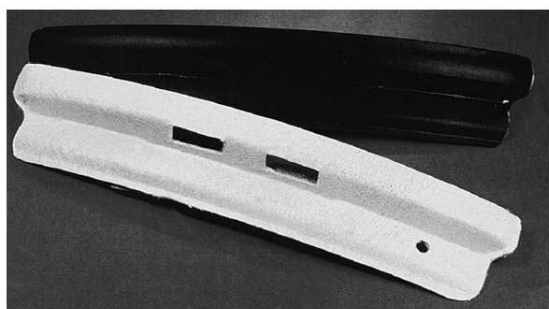
L'utilisation des matériaux composites n'est plus réservée à des applications spécifiques se limitant à un nombre très limité de pièces. Le composite à grande diffusion couvre une large gamme de produit dans des domaines très divers. Des domaines tels que l'automobile, les équipements de sport et de loisir, ainsi que le génie civil, comptent sur l'emploi des matériaux composites pour assurer l'innovation et l'augmentation des performances de leurs produits. Cependant, le coût d'achat de certains matériaux composites demeurent relativement plus cher que des alliages, et paradoxalement, la fabrication des pièces en composites est moins couteuse.

Les composites à matrice plastique présentent effectivement un certain nombre d'avantages par rapport aux matériaux métalliques : Gain de poids, résistance à la fatigue mécanique, résistance chimique et à la corrosion, mise en œuvre facile pour des géométries complexes, et faible coût. L'aspect artisanal demeure largement dominant dans la fabrication des composites. Il en est de même pour la conception et le calcul des structures qui s'appuient plus sur l'expérience que sur une démarche purement théorique.

La structure des matériaux composites dépend fortement du type d'armature du renfort employé. De l'unidirectionnel jusqu'au Mat en passant par les tissés, le comportement mécanique du pli peut être fortement orthotrope ou quasiment isotrope par rapport au plan du composite. La stratification (drappage) des plis avec des orientations choisies, permet d'orienter la résistance dans des directions préférentielles. Ceci, représente un avantage majeur dans la conception des structures en composite. Cependant avoir des composites quasi-isotropes représente également un intérêt dans le cas des structures sollicitées par des efforts combinés et complexes.

Les composites à renfort MAT de verre, communément appelés GMT (Glass Mat reinforced Thermoplastic) ou SMC (Sheet Molding Compound), connaissent

un intérêt grandissant dans diverses domaines de l'industrie notamment ceux des traitements chimiques, des transports et de la construction. Que ce soit à matrices thermoplastiques ou thermodurcissables, ils sont renforcés par des fibres courtes ou longues. L'utilisation de ces composites a permis aux constructeurs automobiles de concevoir en grande série des panneaux de carrosserie tels que : capot, hayon, ailes avant et arrière, panneaux de portes, mais aussi des éléments tels que la planche de bord, le par-choc, et même le plancher des petites voitures. Egalement, On rencontre souvent le GMT dans le domaine génie civile, sous forme de panneaux ondulés translucides, (fig.1).



(a)



(b)



(c)

FIGURE 1 – *Elements de structure GMT : (a) : Par-choc, (b) : Plancher d'automobile, (c) : Panneau ondulé [11]*

Cependant, en raison de leur faible raideur, ils ne peuvent être utilisés pour la fabrication des structures supportant des charges. D'un autre côté, ils offrent des avantages importants, [1], [27] :

- Faible coût de fabrication
- Rapport résistance/poids très intéressant
- Bonne résistance au fluage pour des niveaux moyens de contraintes
- Non corrosif
- Propriétés électriques intéressantes
- Plus de liberté géométrique dans la conception des pièces

Des travaux scientifiques ont été dédiés aux composites renforcés avec des fibres à direction aléatoire. Des modèles de comportement des composites à renfort mat ont été établis sur la base du schéma d'homogénéisation de MORI-TANAKA. L'endommagement est éventuellement associé à la fonction probabiliste de WEIBULL. Ceci nécessite la connaissance des paramètres microscopiques relatifs aux constituants. Pour permettre une meilleure analyse de structures, les modèles sont implémentés dans des codes de calculs tels que Castem 2000, PAM-CRASH, ou CODAM, [24], [6].

D'un autre côté, le pli à renfort mat est considéré isotrope dans son plan. De ce fait, ils se caractérisent par deux constantes élastiques indépendantes : E et ν . La détermination analytique de ces constantes peut se faire en considérant des hypothèses d'analogie du pli mat avec un empilement d'un nombre infini de plis UD, formant ainsi un stratifié quasi-isotrope. Cette analogie est vraie sous condition que la longueur des fibres soit suffisamment grande pour permettre le transfert de charge, [12].

Dans cette optique, notre étude concernera les composites à renfort Mat d'un point de vue comportement endommageable. A la base des hypothèses d'analogie de rigidités et de résistance, le composite à renfort Mat est remplacé par un composite quasi-isotrope formé de plis UD* virtuels. L'étude statique présente le comportement sous des sollicitations de traction, et des sollicitations combinées (traction/torsion). Pour cela, deux types d'éprouvettes sont conçues : plates et tubulaires. Les mécanismes et la description de la rupture sont présentés avec une étude comparative des

enveloppes de rupture théorique et expérimentale. L'étude de fatigue est basée sur l'analyse de l'évolution de la rigidité en fonction du cyclage. Le but est de mettre en évidence le comportement sous chargement cyclique, et l'influence des paramètres tels que le rapport de chargement et le niveau de contrainte sur l'évolution de la rigidité, et implicitement sur l'évolution de l'endommagement.

Chapitre 1

Généralités

Les matériaux composites sont obtenus par l'association d'au moins deux constituants non miscibles avec une forte capacité d'adhérence. L'intérêt serait toutes ces possibilités d'orienter la résistance et d'augmenter la rigidité du matériau obtenu.

Il est intuitif, de considérer que les propriétés mécaniques des matériaux composites dépendent de la nature de cette association, des constituants utilisés, ainsi que de leur pourcentage par rapport au composite final.

Les caractéristiques telles que les constantes élastiques, peuvent être approchées par des expressions dans les quelles on fait intervenir les propriétés mécaniques des constituants. Cependant, l'interface créée entre les constituants jouent un rôle important. Par exemple l'ordre de grandeur de la résistance du composite ainsi que le mode de ruine sont fortement influencées par la qualité de l'interface, et cela sous des sollicitations statique ou de fatigue.

1.1 Interface Fibre/matrice

D'une manière générale, l'interface n'est pas seulement une simple discontinuité entre les deux phases d'un matériau hétérogène. Dans le cas des matériaux composites, l'interface se forme au moment de l'élaboration. Même si on se procure la meilleure fibre, et la meilleure résine, on ne peut garantir un meilleur composite à cause des interfaces qui en résultent. Car il est important d'assurer la continuité physique d'un constituant à un l'autre.

Les propriétés physiques et mécaniques des matériaux composites sont fortement

influencées par la structure et les propriétés de l'interface fibre/matrice. L'interface assure le transfert de charge de la matrice (solide de faible rigidité) vers les fibres (solide de grande rigidité) [31]. Dans l'analyse théorique du transfert de charge, plusieurs hypothèses sont à considérées [16] :

- La matrice et la fibre sont considérés élastiques
- L'interface est infiniment fine
- La continuité des déformations entre la fibre et la matrice
- La matrice proche de la fibre ne change pas de propriétés
- Les fibres sont arrangées de manière périodique

La qualité des interfaces est une propriété mesurable par sa résistance. Des travaux ont été consacrés au développement de méthodes expérimentales pour la mesurer [7]. Il est important de souligner que la dégradation des interfaces fibre/matrice influence le comportement statique et de fatigue, et se manifeste sous forme d'un endommagement diffus [22], [33]. Pour les matériaux à renfort orienté aléatoirement tel que les SMC, la qualité des interfaces influence directement les propriétés de rigidité et de résistance du matériau, fig 1.1 [8].

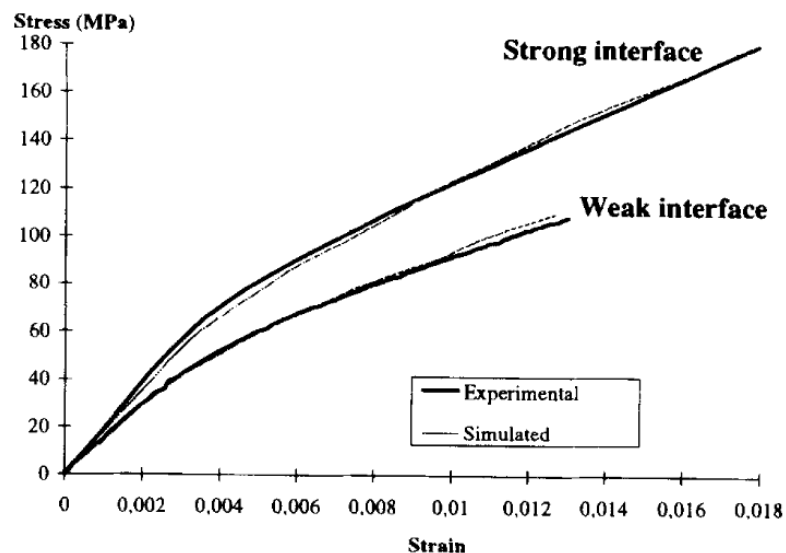


FIGURE 1.1 – Comparaison entre un SMC à faible et forte interface

1.2 La porosité dans le composite

La présence de porosité dans le composite affecte les caractéristiques mécaniques, telle que la résistance au cisaillement interlaminaire. Le matériau composite devient également sensible à l'environnement extérieur du fait de l'augmentation de l'absorption de l'humidité. De plus, elle peut causer une dispersion significative dans les valeurs des essais [4].

Hormis les grandes cavités dues aux opérations de fabrication, il existe deux formes de base pour le vide dans le composite [16] :

- vides de forme sphérique ou ellipsoïdale, qui longent les fibres de manière à former des cavités parallèles aux fibres. Leurs dimensions dépendent de la distance entre les fibres
- vides entre les plis du stratifié

Il existe deux raisons majeures pour la création et l'accroissement du taux de vide, à savoir : L'imprégnation partielle des fibres par la résine liquide, et la présence de produits volatiles pendant le moulage et le cycle de cuisson.

1.3 Propriétés et comportement des monoplis

Cette partie est consacrée à la présentation des différentes formes et types des plis composites. Notamment les plis UD, Tissé, et Mat. Les propriétés mécaniques et physiques ainsi que les mécanismes d'endommagement et de rupture sont des caractéristiques à connaître et si nécessaire à quantifier analytiquement.

1.3.1 Le pli à renfort UD

Dans un pli unidirectionnel, on constate le caractère aléatoire de la fraction volumique de la fibre (fig.1.2). La présence de zones riches en fibre et d'autres non, impose la notion de VER (Volume Élémentaire Représentatif). Le matériau est par conséquent idéalisé en simplifiant sa microstructure à l'aide d'arrangements périodiques. Les motifs les plus utilisés sont de type carré ou hexagonal figure 1.3 [30].

Pour le cas idéalisé, la fraction volumique des fibres (V_f) dépend du rayon de la fibre (r) et la distance qui sépare les centres de deux fibres voisines (R).

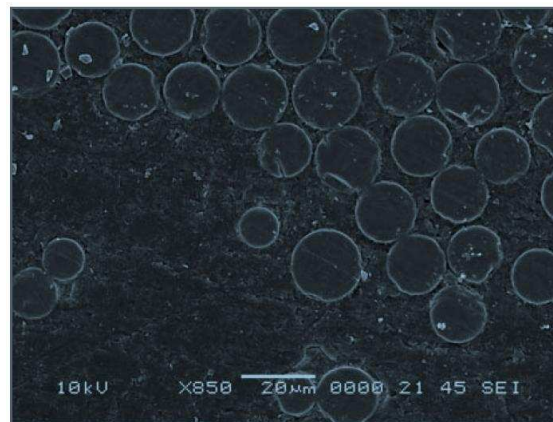


FIGURE 1.2 – Photomicrographie de la section droite d'un composite unidirectionnel [30]

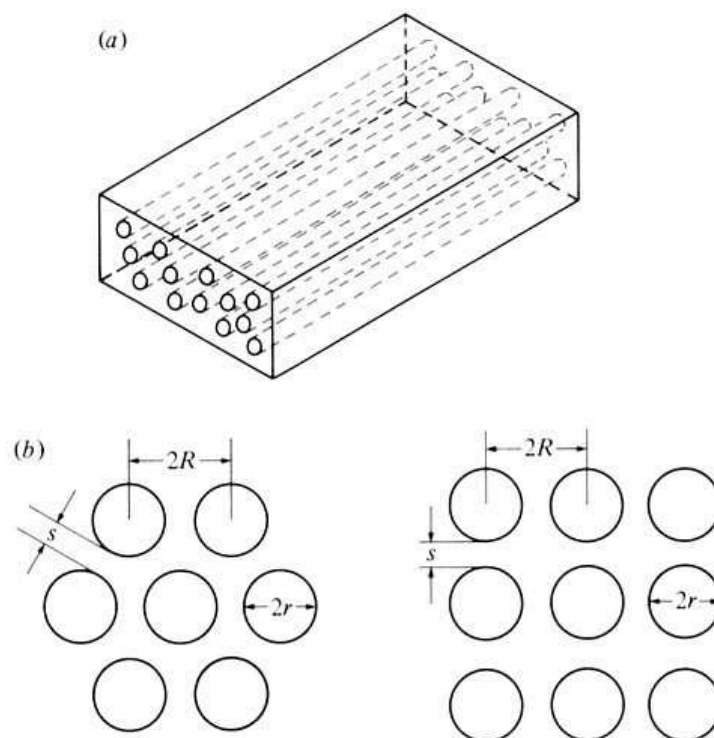


FIGURE 1.3 – Géométrie idéalisée. (a) Pli unidirectionnel. (b) Arrangement hexagonal et carré

$$V_f = \frac{\pi}{2\sqrt{3}} \left(\frac{r}{R}\right)^2 \text{ (Hexagonal)} \quad (1.1)$$

$$V_f = \frac{\pi}{4} \left(\frac{r}{R}\right)^2 \text{ (carre)} \quad (1.2)$$

Les équations (I. 3) et (I.4) sont relatives aux illustrations de la figure(fig.1.4). Dans laquelle, la tendance de la courbe, même si elle est identique, l'effet de la fraction volumique sur la distance qui sépare deux fibres voisines est observable pour les deux configurations.

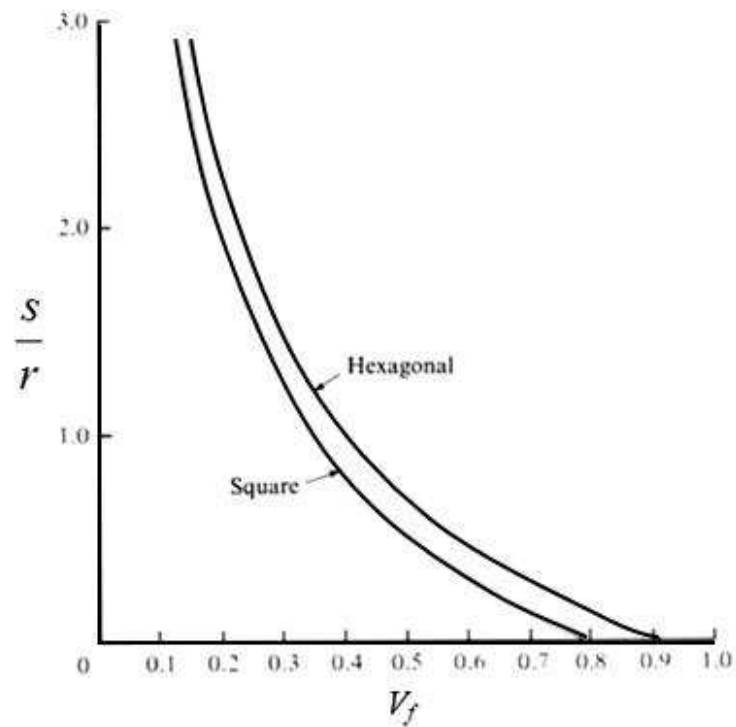


FIGURE 1.4 – Effet de V_f sur l'espacement des fibres, [16]

$$S = 2 \left[\left(\frac{\pi}{2\sqrt{3}V_f} \right)^{\frac{1}{2}} - 1 \right] r \text{ (Hexagonal)} \quad (1.3)$$

$$S = 2 \left[\left(\frac{\pi}{4V_f} \right)^{\frac{1}{2}} - 1 \right] r \text{ (Carre)} \quad (1.4)$$

Dans un pli UD, les caractéristiques mécaniques peuvent être estimées à partir des propriétés de chacun des constituants. On retrouve dans la littérature des relations théoriques ou semi-empiriques approchant les valeurs réelles des propriétés mécaniques [9] :

- Selon la loi des mélanges

Module de Young sens fibres :

$$E_l = E_{lf}V_f + E_m(1 - V_f) \quad (1.5)$$

Coefficient de poisson :

$$\nu_{lt} = \nu_l V_f + \nu_m V_m \quad (1.6)$$

$$\nu_{tl} = \nu_{lt} \left(\frac{E_l}{E_t} \right) \quad (1.7)$$

Module de Young sens transverse :

$$E_t = E_m \left[\frac{1}{(1 - V_f) + \frac{E_m}{E_{ft}} V_f} \right] \quad (1.8)$$

Module de cisaillement :

$$G_{lt} = G_m \left[\frac{1}{(1 - V_f) + \frac{G_m}{G_{ft}} V_f} \right] \quad (1.9)$$

- Selon Halpin-Tsai

Module de Young sens fibre :

$$E_l = E_{lf}V_f + E_m(1 - V_f) \quad (1.10)$$

Coefficient de poisson :

$$\nu_{lt} = \nu_l V_f + \nu_m V_m \quad (1.11)$$

$$\nu_{tl} = \nu_{lt} \left(\frac{E_l}{E_t} \right) \quad (1.12)$$

Pour E_t et G_{lt} :

$$\frac{M}{M_m} = \left[\frac{1 + \xi\eta V_f}{1 - \eta V_f} \right] \quad (1.13)$$

$$\eta = \frac{\left(\frac{M_f}{M_m} \right) - 1}{\left(\frac{M_f}{M_m} \right) - \xi} \quad (1.14)$$

ξ : Facteur qui tient compte de la géométrie

Le comportement du pli UD est fortement orthotrope. De plus, il peut être également non-linéaire selon l'axe d'application de la charge. A travers un essai de traction selon la direction des fibres (0°), de cisaillement (45°), et transverse (90°), on distingue les trois comportements suivants [28] :

- Sens fibres (0°)

Le comportement en traction dans cette direction est identifié linéaire élastique fragile. La rupture se produit sans endommagement ni plasticité (fig.1.5.a)

- Sens cisaillement (45°)

Le comportement dans ce cas est fortement non-linéaire. La rupture est le résultat d'un endommagement très présent, combiné à une plasticité élevée. (fig.1.5.b)

- Sens transverse (90°)

Le comportement sous un chargement transverse est non-linéaire. La rupture peut être fragile, mais elle est accompagnée d'un faible endommagement, et d'une présence de plasticité. (fig.1.5.c)

En fatigue, le comportement endommageable des UD est fonction de la contrainte maximale et de l'amplitude de contrainte. Dans le sens fibre, Les UD ne fatiguent pas, en d'autres termes, il y a absence d'endommagement. Dans le sens transverse, la fatigue est liée à un seuil de fragilité. Par contre en cisaillement, la rupture se produit par instabilité [28].

Talreja 2008 [33], présente les trois régimes du comportement en fatigue d'un composite unidirectionnel. La région I, figure 1.6, représente la zone de rupture

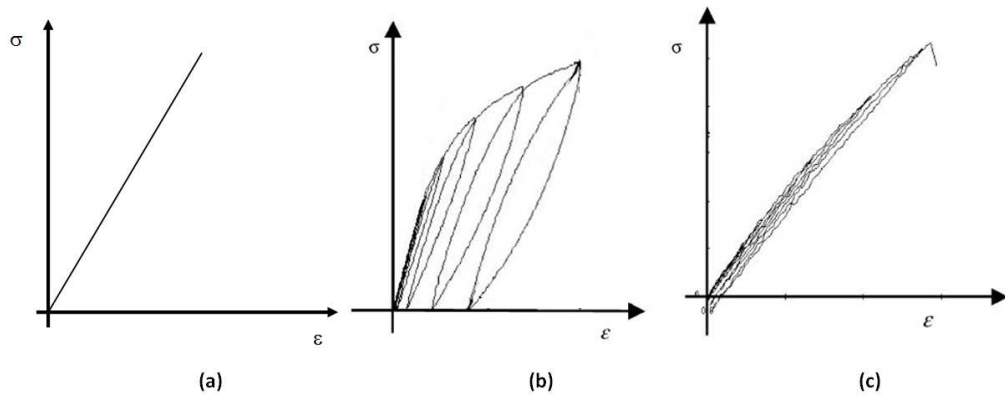


FIGURE 1.5 – Comportement mécanique du pli UD [29]

des fibres de manière aléatoire. La région II, représente la zone d'endommagement progressive avec des mécanismes tels que la rupture des interfaces et la fissuration de la matrice. La région III, fait intervenir principalement la rupture de la matrice. La frontière entre la région 2 et 3 représente l'endurance limite du matériau.

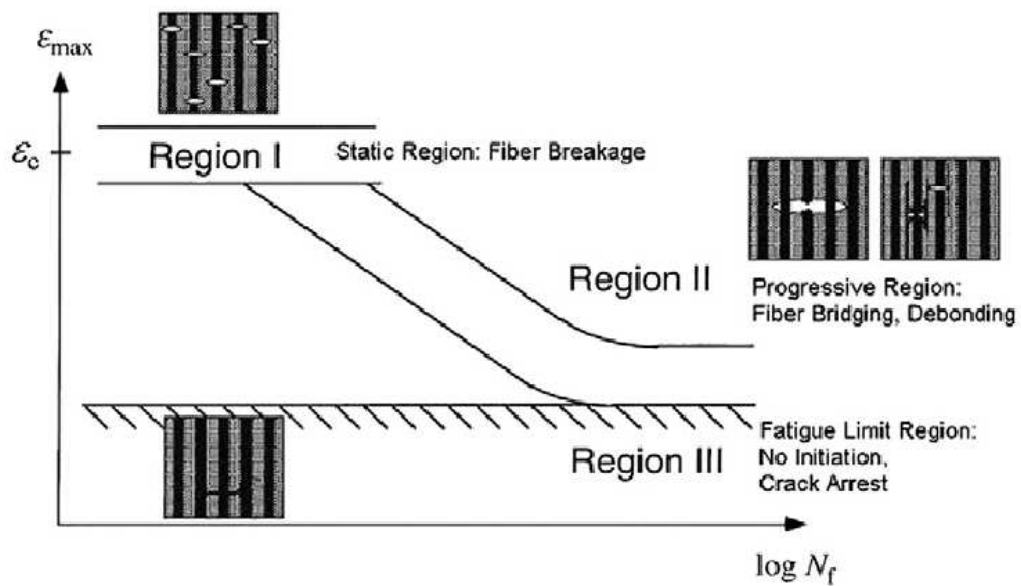


FIGURE 1.6 – Diagramme typique de fatigue (traction-traction) pour un composite unidirectionnel

1.3.2 Le pli à renfort tissé

Le tissage permet de lier les fibres par passage des fils de trame au-dessus et au-dessous des fils de chaîne. Les fils chaîne doivent être répartis dans le plan suivant la direction principale du tissu, et de manière parallèle. Par contre, les fils de trame s'entrecroisent avec les fils de chaîne, figure 1.8.

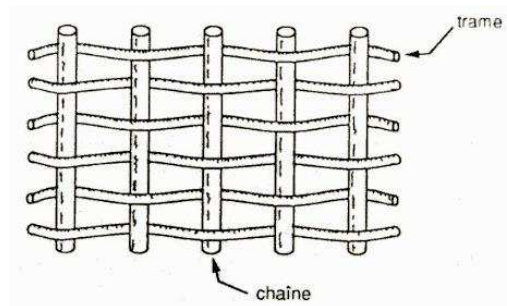


FIGURE 1.7 – Schématisation des fils de chaîne et de trame d'un tissu

Les séquences de tissage préalablement établies, permettent d'obtenir plusieurs configurations [4]. Le taffetas est un tissu dont les fils sont alternativement croisés, ce qui le rend très plat et stable. Cependant, il se caractérise par des déformations très faibles. Aussi, ce type de tissu possède des caractéristiques mécaniques sensiblement identiques dans les deux directions. Le satin est un tissu déséquilibré, caractérisé par une disproportion entre Les fils chaînes et trames. Le rapport de déséquilibre peut être $1/4$ ou $1/8$ où le fil chaîne passe par-dessous le fil trame. Le sergé est très proche du satin dans la mesure où un fil de chaîne entrecroise (3, 4 ou 5) fils trame, et cela en passant par-dessus. Cette configuration rend le tissu plus souple et plus dense.

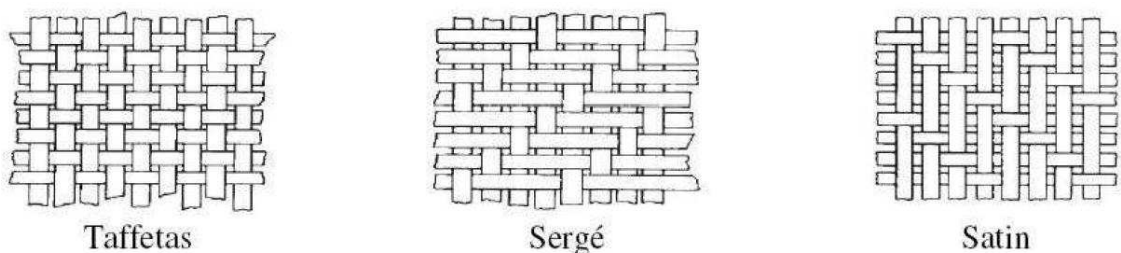


FIGURE 1.8 – Les grandes séquences de tissage

Les caractéristiques mécaniques des renforts tissés sont estimées par analogie avec un stratifié constitué de deux couches de renfort unidirectionnel orientés à 0° et 90° . Les épaisseurs des unidirectionnels équivalents sont calculées comme suite [9] :

$$e_{chaîne} = e \frac{n_1}{n_1 + n_2} \quad (1.15)$$

$$e_{trame} = e \frac{n_2}{n_1 + n_2} \quad (1.16)$$

avec :

e : Épaisseur du pli

n_1 : Nombre de fil de chaîne par mètre

n_2 : Nombre de fil de trame par mètre

Les modules élastiques du pli tissé sont approximés en se basant sur les caractéristiques de la fibre et de la matrice :

$$E_x = k E_f V_f \quad (1.17)$$

$$E_y = (1 - k) E_f V_f \quad (1.18)$$

$$G_{xy} = G_m \left[\frac{1}{(1 - V_f) + \frac{G_m}{G_{flt}} V_f} \right] \quad (1.19)$$

$$\nu_{xy} = \frac{1}{k} (\nu_f V_f + \nu_m V_m) \quad (1.20)$$

avec :

E_x : Module de Young dans la direction chaîne

E_y : Module de Young dans la direction trame

V_f : Taux de fibre en volume

Le comportement du pli tissé dépend fortement du coefficient de déséquilibre, en partant du quasi-unidirectionnel (très déséquilibré), jusqu'aux tissés équilibrés. Dans le cas des tissés déséquilibrés, le comportement est quasi-orthotrope. Il est représenté sur la figure 1.9 dans le sens chaîne, trame et de cisaillement.

Des sollicitations de fatigue sur des éprouvettes à renfort tissé déséquilibré, vont faire diminuer la rigidité à chaque nouveau cycle jusqu'à atteindre une valeur limite.

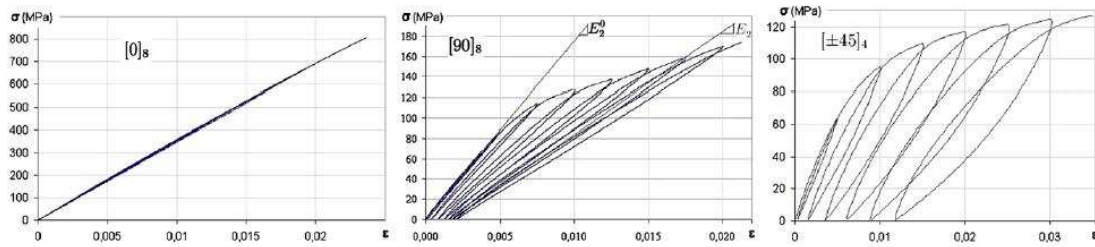


FIGURE 1.9 – Comportement du pli tissé déséquilibré [35]

Cette limite correspond à une perte de rigidité de 10% dans le sens chaîne et de 60% dans le sens trame. De plus, l'amplitude du chargement n'a qu'une faible influence sur la durée de vie des éprouvettes dans les directions chaîne et trame, contrairement à la direction de cisaillement [34].

1.3.3 Le pli à renfort Mat

Les plis à renforts mat sont constitués de fibres courtes (discontinues), ou longues (continues), on considère que les fibres sont entièrement disposées sur le même plan, (fig.2.1). On admet également que les fibres ne subissent pas une flexion au niveau des points de croisement. L'orientation des fibres est une propriété microstructurale très importante.

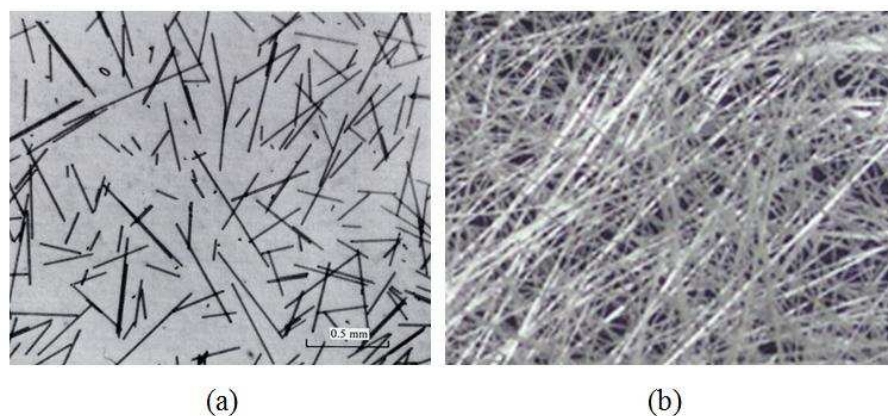


FIGURE 1.10 – Plis à renfort mat. a) fibres courtes, b) fibres continues

Dans la pratique, le taux de fibre (V_f) des composites à renfort Mat est compris entre 10 et 30 % en volume.

En réalité, les fibres sont disposées de manière aléatoire. De ce fait, on conçoit aisément l'aspect partiellement aléatoire entraînant ainsi une direction préférentielle dans la quelle la majeure partie des fibres sont orientées, figure 1.11.

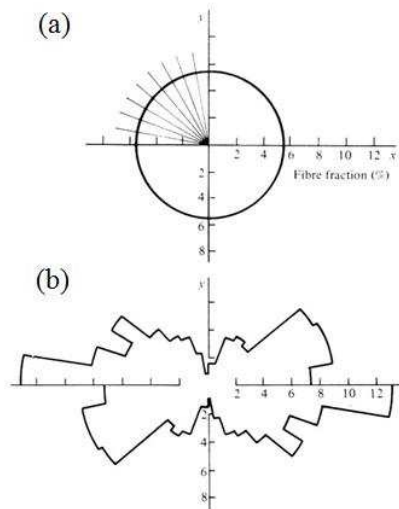


FIGURE 1.11 – Histogramme de la distribution des orientations des fibres. a) complètement aléatoire, b) partiellement aléatoire

D'un autre côté, par soucis de modélisation, les plis à renfort Mat sont considérés isotropes dans leur plan. Ainsi, il est possible de trouver des expressions analytiques permettant de calculer les propriétés d'un pli à renfort Mat. Sur la figure 1.12, les propriétés calculées analytiquement du pli Mat sont comparées à ceux du pli UD.

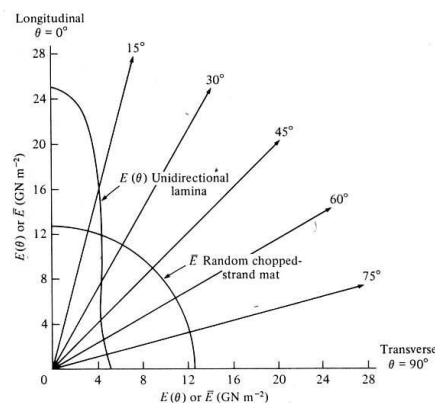


FIGURE 1.12 – Variation des propriétés élastiques en fonction de la position angulaire, comparaison du pli UD au pli mat

Les plis à renfort Mat peuvent être caractériser par deux constantes élastiques indépendantes : E et ν . La détermination analytique de ces constantes peut ce faire en considérant des hypothèses d'analogie, [13], [12]. Des expressions ont été proposées en établissant une analogie à un quasi-isotrope [0/±45/90] obtenu à partir de plis UD dont le taux de fibre est égale à celui du pli mat [10] :

$$E = \frac{[2(\bar{E}_L + \bar{E}_T) + 4\nu_{TL}\bar{E}_L][\bar{E}_L + \bar{E}_T - 2\nu_{TL}\bar{E}_L + 4G_{LT}]}{4[\frac{3}{2}(\bar{E}_L + \bar{E}_T) + \nu_{TL}\bar{E}_L + 2G_{LT}]}$$

$$G = \frac{1}{4} [\frac{1}{2}(\bar{E}_L + \bar{E}_T) + \nu_{TL}\bar{E}_L + 2G_{LT}] \quad (1.21)$$

$$\nu = \frac{[\frac{1}{2}(\bar{E}_L + \bar{E}_T) + \nu_{TL}\bar{E}_L + 2G_{LT}]}{[\frac{3}{2}(\bar{E}_L + \bar{E}_T) + \nu_{TL}\bar{E}_L + 2G_{LT}]}$$

$$\bar{E}_L = \frac{E_L}{1 - \nu_{LT}\nu_{TL}}, \quad \bar{E}_T = \frac{E_T}{1 - \nu_{LT}\nu_{TL}} \quad (1.22)$$

Une deuxième approche [18], en passant par l'approximation moyenne de *Lavengood* et *Goettler*, permet d'estimer le module de Young d'un pli Mat, (5.5) :

$$E = \frac{3}{5}E_1 + \frac{5}{8}E_2 \quad (1.23)$$

E_1 et E_2 sont respectivement, les modules de Young sens fibres et sens transverse d'un pli UD qui possède le même taux de fibres que le composite à renfort Mat. Le comportement du pli Mat est considéré isotrope. Dans le cas des SMC, qui sont des demi-produits constitués de renfort MAT [19]. Le comportement typique en traction se décompose en trois parties distinctes. Une partie élastique avec un niveau d'endommagement faible, une deuxième partie qui comporte des fissures d'interface localisées à des orientations comprises entre 50° et 90°, la troisième partie correspond à la propagation des fissures des interfaces conduisant à l'ouverture des fissures, aussi, à ce stade, les fibres à faible orientation subissent des fissures d'interface [6]. La figure 1.13 montre le comportement d'un GMT en présence de vide. La figure montre également un enregistrement de l'émission acoustique en fonction de la déformation. Les piques représentent des enregistrements de l'énergie correspondants aux évènements (fissuration) qui s'opèrent au sein du matériau.

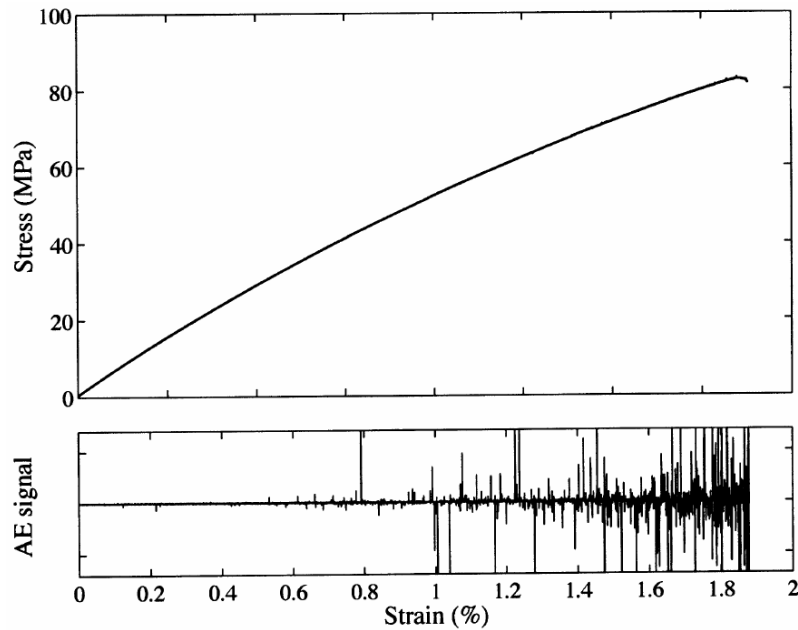


FIGURE 1.13 – Courbe de traction GMT [26]

1.4 Les principaux mécanismes de rupture des matériaux composites

Un mécanisme de rupture est synonyme d'une discontinuité locale au sein du matériau. A l'échelle des constituants, on rencontre des micromécanismes (microfissurations), par contre à l'échelle du composite, la macrofissuration résulte de la propagation de la rupture par la création de nouvelles surfaces. La rupture des composites fibreux est due en général à plusieurs mécanismes d'endommagement : fissuration transverse, microfissuration de la matrice, décohésion des interfaces fibre/matrice et rupture des fibres [20].

Sur la figure 1.14, les mécanismes cités ci-dessus sont schématisés. La figure (a) représente la rupture des fibres, La figure (b) représente la fissuration transverse de la matrice, et la figure (c) représente la rupture des interfaces fibre/matrice. On peut également rencontrer d'autres mécanismes tels que le flambage des fibres pour des contraintes de compression. Généralement le mécanisme n'est pas isolé. Plusieurs mécanismes peuvent coexister et interagir pour se développer en fonction de la nature du matériau et des conditions de sollicitation.

Dans le cas des stratifiés, on rencontre les mêmes mécanismes de rupture décrits

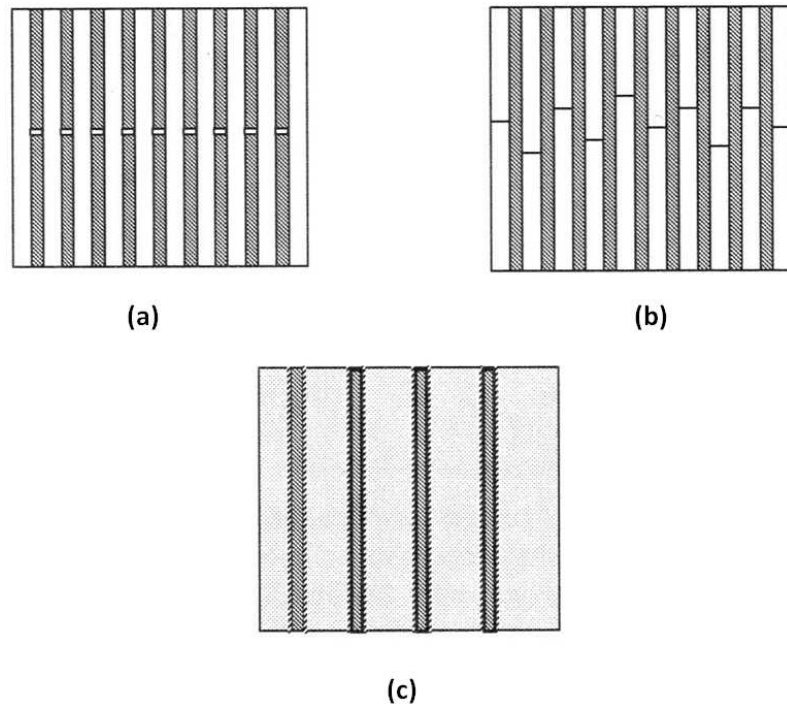


FIGURE 1.14 – Schématisation des mécanismes de rupture des plis UD [14]

plus haut. De plus, on peut rencontrer une décohésion planaire qui crée le dédoublement du composite en son épaisseur, ce mécanisme de rupture est dit délaminage.

Dans le cas d'un composite à plis tissés les fissures suivent la direction des fibres. Ces fissures se développent de manière uniforme le long de l'éprouvette et leur progression est stoppée par la structure tissée du renfort, figure 1.15. [15].

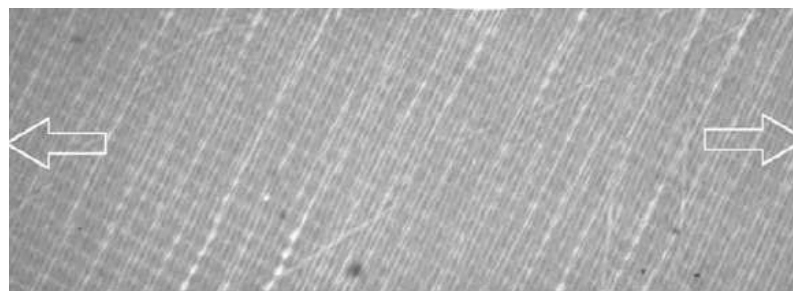


FIGURE 1.15 – Endommagement d'un stratifié [60°]

Le mode de rupture en traction d'un composite renforcé avec des fibres à orientation aléatoire est présenté. La rupture est influencée par la nature des constituants telle que la résine. Sur la figure 1.16, deux types de résines sont utilisées, la figure

(a) est un composite à matrice polyester, la figure (b) correspond à un composite à matrice polyuréthane. Pour des sollicitations de fatigue, l'amélioration des propriétés des interfaces fibre/matrice augmente sensiblement la résistance à la fatigue, [32].

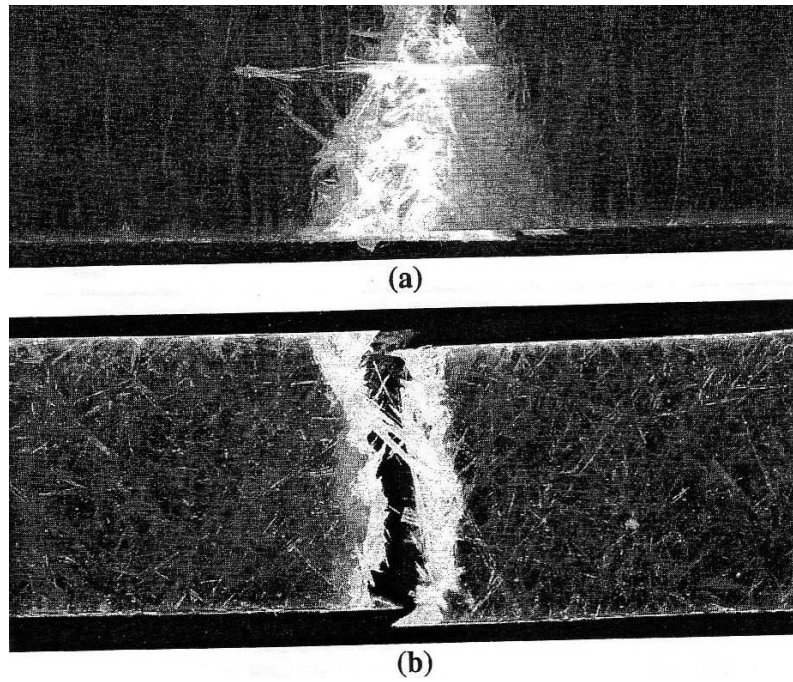


FIGURE 1.16 – Rupture par traction d'un composite à renfort mat

Chapitre 2

Comportement endommageable des matériaux composites

Le stratifié est le résultat de la superposition d'un ensemble de plis (UD, Tissés, Mat). Parmi les avantages qu'offre cette opération (drappage), c'est la possibilité d'orienter la résistance dans le sens des sollicitations. Cela permet d'optimiser les structures composites. De ce fait, il est important de déterminer la réponse des plis suite aux différentes sollicitations, compte tenu de l'orientation de chaque pli.

2.1 Théorie des stratifiés

Cette partie est consacrée à la description des composites stratifiés en terme de comportement mécanique. Le développement des équations qui décrivent le comportement linéaire élastique des stratifiés sujet à des efforts dans leur plan, ou des moments de flexion sera présenté. On admet qu'à l'échelle méso-scopique, un stratifié résulte de la superposition de plusieurs plis unidirectionnels ou tissés avec des orientations propre à chaque pli.

Chaque pli pris individuellement est considéré homogène, orthotrope, ou isotrope transverse. Compte tenu des faibles épaisseurs du pli et du stratifié, l'adoption de l'hypothèse des contraintes planes est légitime. Aussi, l'hypothèse de KIRCHHOFF-LOVE, stipule que les sections normales au plan moyen du stratifié restent droites et normales pour un champ de déformation donné. Ces hypothèses sont vérifiées tant que les cisaillements hors plan du stratifiés seront négligés.

Les hypothèses suivantes sont fondamentales pour la théorie des stratifiés :

- Le stratifié est constitué d'un ensemble de pli parfaitement collés
- Chaque pli est un matériau homogène avec des propriétés effectives connues
- Le pli pris individuellement est considéré isotrope, orthotrope ou isotrope transverse
- Chaque pli est dans un état de contraintes planes
- Le stratifié se déforme selon les hypothèses de KIRCHHOFF-LOVE pour la traction et la flexion des plaques minces.

2.1.1 Comportement d'un pli unidirectionnel

Le pli unidirectionnel possède un comportement orthotrope. L'écriture de la loi de comportement est rapportée à un repère dont les directions dépendent de l'orientation des fibres (repère (1,2)), et un repère quelconque dont les directions sont indépendantes de l'orientation des fibres (repère (x, y)), figure (2.1). On admet que les épaisseurs sont suffisamment fines, ce qui nous amène à un état de contraintes planes ($\tau_{23} = \tau_{31} = \sigma_3$).

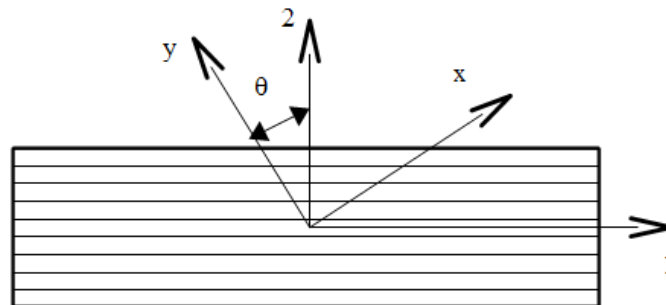


FIGURE 2.1 – Systèmes de coordonnées relatif au pli unidirectionnel

La loi de comportement du pli unidirectionnel dans le repère (1, 2) s'écrit en termes de souplesse :

$$\begin{pmatrix} \epsilon_1 \\ \epsilon_2 \\ \gamma_{12} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} S_{11} & S_{12} & 0 \\ S_{21} & S_{22} & 0 \\ 0 & 0 & S_{66} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \end{pmatrix} \quad (2.1)$$

Avec : S_{ij} représentent les termes de souplesse.

$$S_{11} = \frac{1}{E_1}, \quad S_{22} = \frac{1}{E_2}, \quad S_{66} = \frac{1}{G_{12}}, \quad S_{12} = \frac{-\nu_{12}}{E_1}, \quad S_{21} = \frac{-\nu_{21}}{E_2} \quad (2.2)$$

En terme de rigidité :

$$\begin{pmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} Q_{11} & Q_{12} & 0 \\ Q_{21} & Q_{22} & 0 \\ 0 & 0 & S_{66} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \epsilon_1 \\ \epsilon_2 \\ \gamma_{12} \end{pmatrix} \quad (2.3)$$

Avec : Q_{ij} représentent les termes de rigidité.

$$\begin{aligned} Q_{11} = C_{11} &= \frac{E_1}{1 - \nu_{12}\nu_{21}}, & Q_{21} = C_{21} &= \frac{\nu_{12}E_1}{1 - \nu_{12}\nu_{21}}, & Q_{22} = C_{22} &= \frac{E_2}{1 - \nu_{12}\nu_{21}} \\ S_{12} &= \frac{-\nu_{12}}{E_1}, & S_{12} &= \frac{-\nu_{12}}{E_1} \end{aligned} \quad (2.4)$$

La loi de comportement du pliäunidirectionnel dans le repère (x, y) s'écritä en termes de rigidité :

$$\begin{pmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \bar{Q}_{11} & \bar{Q}_{12} & \bar{Q}_{16} \\ \bar{Q}_{21} & \bar{Q}_{22} & \bar{Q}_{26} \\ \bar{Q}_{16} & \bar{Q}_{26} & \bar{Q}_{66} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \epsilon_1 \\ \epsilon_2 \\ \gamma_{12} \end{pmatrix} \quad (2.5)$$

Les composantes \bar{Q}_{11} dépendent de l'orientation du repère (x,y) par rapport au repère (1,2) :

$$\begin{aligned}
\bar{Q}_{11} &= Q_{11}C^4 + 2(Q_{12} + 2Q_{66})S^2C^2 + Q_{22}S^4 \\
\bar{Q}_{22} &= Q_{11}S^4 + 2(Q_{12} + 2Q_{66})S^2C^2 + Q_{22}C^4 \\
\bar{Q}_{12} &= (Q_{11} + Q_{22} - 4Q_{66})S^2C^2 + Q_{12}(S^4 + C^4) \\
\bar{Q}_{66} &= (Q_{11} - Q_{22} - 2Q_{12} - 2Q_{66})S^2C^2 + Q_{66}(S^4 + C^4) \\
\bar{Q}_{16} &= (Q_{11} - Q_{12} - 2Q_{66})SC^3 + (Q_{12} - Q_{22} + 2Q_{66})S^3C \\
\bar{Q}_{26} &= (Q_{11} - Q_{12} - 2Q_{66})S^3C + (Q_{12} - Q_{22} + 2Q_{66})SC^3
\end{aligned} \tag{2.6}$$

Avec : $C = \cos(\theta)$, et, $S = \sin(\theta)$

2.1.2 Comportement en membrane du stratifié

Le stratifié est soumis à des sollicitations dans son plan, notées $N_x, N_y, N_{xy} = N_{yx}$; Il s'agit d'effort de membrane dans le stratifié, figure(2.2).

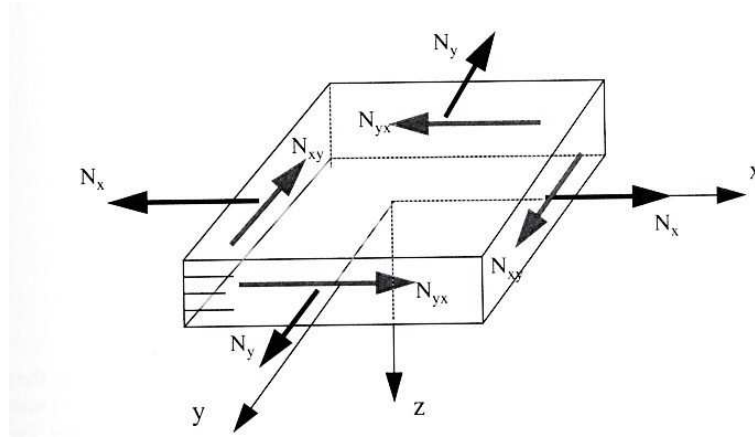


FIGURE 2.2 – Sollicitations en membrane dans le stratifié

On définit ainsi les flux de l'effort par unité de largeur comme suit :

$$N_x = \int_{-h/2}^{h/2} \sigma_x (dz \times 1) = \sum_{k=1}^{n^{i\text{e}p\text{l}i}} (\sigma_x)_k e_k \tag{2.7}$$

$$N_y = \int_{-h/2}^{h/2} \sigma_y (dz \times 1) = \sum_{k=1}^{n^{i\text{e}p\text{l}i}} (\sigma_y)_k e_k \tag{2.8}$$

$$T_{xy} = \int_{-h/2}^{h/2} \tau_{xy} (dz \times 1) = \sum_{k=1}^{n^{i\text{e}p\text{l}i}} (\tau_{xy})_k e_k \tag{2.9}$$

avec : e_k , l'épaisseur du k^e pli

Le comportement en membrane du stratifié est sous la forme :

$$\begin{pmatrix} N_x \\ N_y \\ T_{xy} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \bar{A}_{11} & \bar{A}_{12} & \bar{A}_{16} \\ \bar{A}_{21} & \bar{A}_{22} & \bar{A}_{26} \\ \bar{A}_{16} & \bar{A}_{22} & \bar{A}_{66} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \epsilon_x \\ \epsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{pmatrix} \quad (2.10)$$

Dans laquelle, les coefficients de rigidité \bar{A}_{ij} sont calculés à la base des coefficients \bar{Q}_{ij} de chaque pli en tenant compte de leurs orientations par rapport au repère du stratifiés :

$$\bar{A}_{ij} = \sum_{k=1}^n \bar{Q}_{ij}^k e_k \quad (2.11)$$

2.1.3 Comportement en flexion du stratifié

Cette partie, est réservée au cas des sollicitations qui entraînent la déformation du stratifié en dehors de son plan, figure(2.3). Le stratifié est supposé pourvu de la symétrie miroir. Aussi, on tient compte des hypothèses de KIRCHHOFF-LOVE.

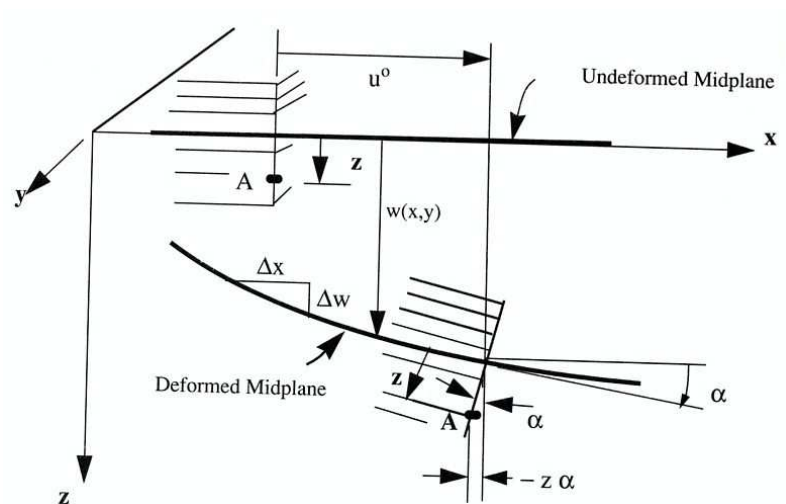


FIGURE 2.3 – Schématisation de la flexion d'une plaque composite

Les moments fléchissants des axes x et y , ainsi que les moments de torsion dus aux contraintes τ_{xy} et τ_{yx} , sont exprimés comme suite :

$$M_x = \int_{-h/2}^{h/2} \sigma_x z dz \quad (2.12)$$

$$M_y = - \int_{-h/2}^{h/2} \sigma_y z dz \quad (2.13)$$

$$M_{xy} = - \int_{-h/2}^{h/2} \tau_{xy} z dz \quad (2.14)$$

Le comportement en flexion du stratifié est sous la forme :

$$\begin{pmatrix} M_x \\ M_y \\ M_{xy} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \bar{C}_{11} & \bar{C}_{12} & \bar{C}_{16} \\ \bar{C}_{21} & \bar{C}_{22} & \bar{C}_{26} \\ \bar{C}_{16} & \bar{C}_{22} & \bar{C}_{66} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} -\frac{\partial^2 w_0}{\partial x^2} \\ -\frac{\partial^2 w_0}{\partial y^2} \\ -\frac{\partial^2 w_0}{\partial y \partial x} \end{pmatrix} \quad (2.15)$$

$$\bar{C}_{ij} = \sum_{k=1}^n \bar{Q}_{ij}^k \frac{z_k^3 - z_{k-1}^3}{3} \quad (2.16)$$

En considérant un stratifié sans symétrie miroir, on obtient la relation du comportement globale sous la forme :

$$\begin{pmatrix} N_x \\ N_y \\ T_{xy} \\ M_x \\ M_y \\ M_{xy} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} & & & & & \\ & \bar{A} & & & \bar{B} & \\ & & & & & \\ & & & & & \\ & & & & & \\ \bar{B} & & & & \bar{C} & \\ & & & & & \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \epsilon_x \\ \epsilon_y \\ \gamma_{xy} \\ -\frac{\partial^2 w_0}{\partial x^2} \\ -\frac{\partial^2 w_0}{\partial y^2} \\ -\frac{\partial^2 w_0}{\partial y \partial x} \end{pmatrix} \quad (2.17)$$

$$\bar{B}_{ij} = \sum_{k=1}^n \bar{Q}_{ij}^k \frac{z_k^2 - z_{k-1}^2}{2} \quad (2.18)$$

2.2 Prise en compte de l'endommagement

Le but de l'application de la mécanique de l'endommagement est la prédiction de la réponse du matériau en présence de l'endommagement. Ce dernier est généralement initié à partir d'un seuil de contrainte, et s'accroît avec l'augmentation de celle-ci jusqu'à la rupture finale où l'initiation d'une macro-fissure, d'emblé, ce sont les limites du domaine de validité et l'emploi de la théorie de l'endommagement.

D'un point de vu physique, l'endommagement tient compte de manière implicite des discontinuités de surface (microfissures), ou des discontinuités de volume

(micro-vides). Il présente également un caractère irréversible qui est très affirmé. La théorie de l'endommagement décrit l'évolution des phénomènes entre l'état vierge et l'amorçage d'une macro-fissure.

Le modèle d'endommagement d'un pli UD est initialement développé par Ladevèze et al (1992) [20]. A l'échelle méso-scopique, le modèle décrit l'endommagement en tenant compte des phénomènes tels que la microfissuration de la matrice et la décohésion des interfaces. Les variables d'endommagement sont associées à la perte de rigidité. Ainsi, le modèle conduit à un critère de rupture à l'échelle du pli.

Le point de départ pour appliquer la mécanique de l'endommagement aux composites stratifiés, est de considérer les plis dans un état de contraintes planes, et de définir les contraintes effectives. Partant du principe qu'un matériau endommagé présente des discontinuités. Quand il est soumis à un chargement, l'état de contrainte résultant sera rapporté à la section restante du matériau, cette notion, est introduite par la variable interne d'endommagement.

On se basant sur des considérations thermodynamiques, et sous les hypothèses de contraintes planes et des petites perturbations, la densité d'énergie de déformation s'écrit sous la forme :

$$E_D = \frac{1}{2} \left[\frac{\sigma_{11}^2}{E_1^0} - \frac{2\nu_{11}^2}{E_1^0} \sigma_{11} \sigma_{22} + \frac{\langle \sigma_{22} \rangle_+^2}{E_2^0(1-d_2)} + \frac{\langle \sigma_{22} \rangle_-^2}{E_2^0} + \frac{\langle \sigma_{12} \rangle_+^2}{2G_{12}^0(1-d_{12})} \right] \quad (2.19)$$

Dans l'équation (2.19), d_i , représentent les variables internes d'endommagement, et les indices 2, 12 désignent respectivement les directions transverse et de cisaillement dans le repère du pli. Le sens fibre n'est pas tenu en compte en raison de l'absence de perte de rigidité dans cette direction. Les valeurs de E_i^0 ($i = 1, 2$) et G_{12}^0 sont les rigidités initiales du matériau vierge. Les symboles $\langle \cdot \rangle_+$ et $\langle \cdot \rangle_-$ désignent les parties positive et négative de la contrainte. Le fait de les séparer, permet d'introduire dans le modèle le caractère unilatéral de la contrainte. Ce dernier s'exprime par l'ouverture et la fermeture des fissures dans le cas de la traction et de la compression. Par dérivation de l'énergie de déformation (équation 2.19), on obtient les expressions des forces thermodynamiques associées qui sont fonction de l'état de contrainte :

$$\begin{aligned}
Y_1 &= \left. \frac{\partial E_D}{\partial d_1} \right|_{\tilde{\sigma}, d_2, d_{12}=C^{tes}} = \frac{\langle \sigma_{11} \rangle_+^2}{2E_1^0(1-d_1)^2} \\
Y_2 &= \left. \frac{\partial E_D}{\partial d_2} \right|_{\tilde{\sigma}, d_1, d_{12}=C^{tes}} = \frac{\langle \sigma_{22} \rangle_+^2}{2E_2^0(1-d_2)^2} \\
Y_{12} &= \left. \frac{\partial E_D}{\partial d_{12}} \right|_{\tilde{\sigma}, d_1, d_2=C^{tes}} = \frac{\langle \sigma_{12} \rangle_+^2}{2G_{12}^0(1-d_{12})^2}
\end{aligned} \tag{2.20}$$

La réponse du matériau est définie en fonction des variables internes comme suite :

$$E_1 = E_1^0(1-d_1) \tag{2.21}$$

$$E_2 = E_2^0(1-d_2) \tag{2.22}$$

$$G_{12} = G_{12}^0(1-d_{12}) \tag{2.23}$$

$$\{\tilde{\sigma}\} = \left\{ \begin{array}{l} \frac{\langle \sigma_{11} \rangle_+}{(1-d_1)} + \langle \sigma_{11} \rangle_- \\ \frac{\langle \sigma_{22} \rangle_+}{(1-d_2)} + \langle \sigma_{22} \rangle_- \\ \frac{\langle \sigma_{12} \rangle_+}{(1-d_{12})} \end{array} \right\} \tag{2.24}$$

$\{\tilde{\sigma}\}$: Contraintes effectives

L'évolution des variables internes dépend de la valeur maximale des forces thermodynamiques durant l'histoire du chargement. Compte tenu des chargements complexes, et des effets de couplage entre les efforts de traction transverse et de cisaillement, on définit la force thermodynamique équivalente, [15].

$$\hat{Y}(t) = \underset{\tau \leq t}{MAX} \left\{ a_s (Y d_2)^l + b_s (Y d_{12})^m \right\} \tag{2.25}$$

a_s et b_s représentent les coefficients de couplage entre la traction et le cisaillement. Les exposants l et m prennent habituellement 0.5 pour valeur.

Dans la direction des fibres, le comportement est élastique fragile, par contre dans la direction transverse et de cisaillement, l'évolution de l'endommagement obéit à une loi exponentielle basée sur des considérations statistiques, [35], [15] :

$$d_2 = \left\langle 1 - e^{-(\hat{Y}-Y_0)} \right\rangle_+ \quad (2.26)$$

$$d_{12} = cd_2 \quad (2.27)$$

Les coefficients c et Y_0 dépendent du matériau.

Des travaux récents [35], [15], ont été réalisés dans le but d'étudier le comportement mécanique des tissus déséquilibrés. En faisant l'hypothèse que le pli tissé déséquilibré est équivalent en terme de comportement mécanique à un stratifié composé de plis UD* virtuels $[0_\delta/90_{(1-\delta)}]$. Où, δ représente le coefficient de déséquilibre entre les fibres chaîne et trame (fig.2.4). Le méso-modèle d'endommagement généralisé couvre en réalité une large gamme de plis en partant des quasi-unidirectionnels, jusqu'aux tissés équilibrés. A cet effet, un code MATLAB a été développé au LMA (Laboratoire de Mécanique et d'acoustique) de Marseille [34].

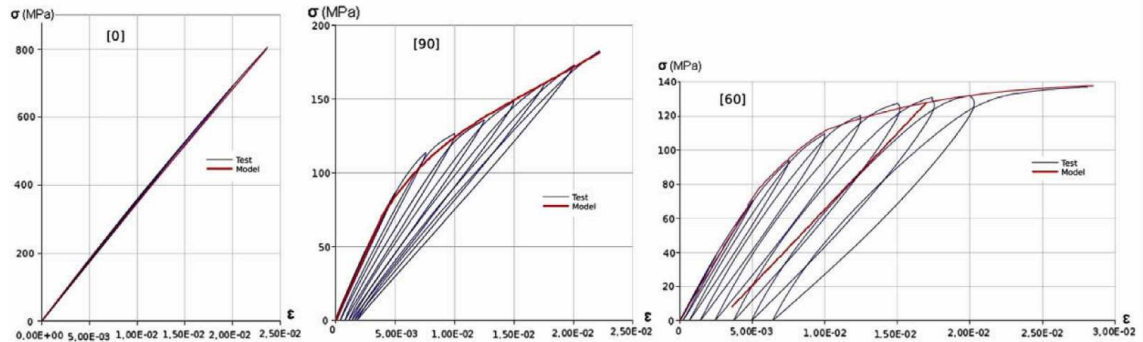


FIGURE 2.4 – Application du modèle d'endommagement aux tissés déséquilibrés

Afin d'analyser le comportement endommageable des structures composites, en évaluant la distribution des contraintes. Le modèle a été implémenté dans le code de calcul par élément finis Abaqus/Standard. Le modèle est intégré au niveau local par le biais de la routine utilisateur (UMAT) [23]. Dans le cas des tissés, le modèle basé sur la décomposition en plis UD virtuels (0 et 90°) permet d'estimer la répartition de l'endommagement dans les deux directions, fig.2.5.

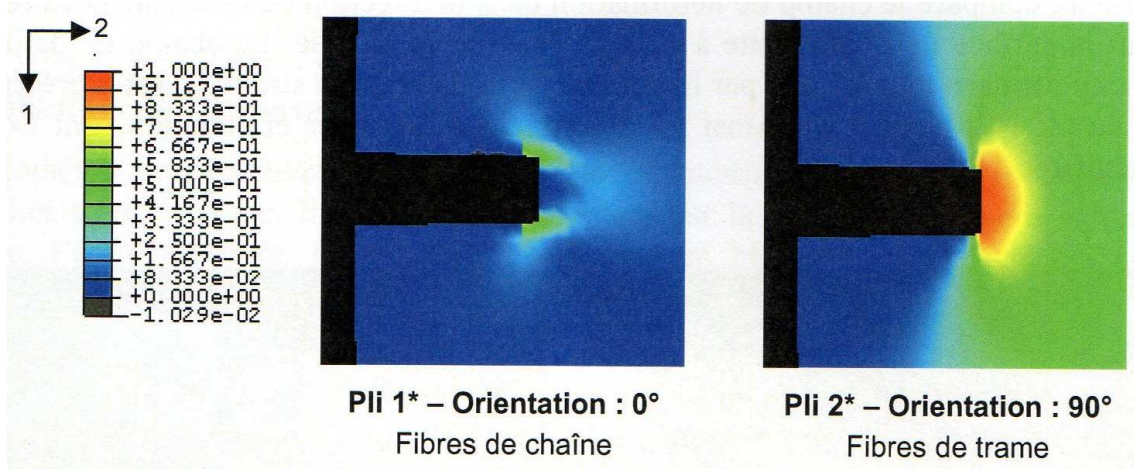


FIGURE 2.5 – Simulation de la répartition de l'endommagement du pli tissé [23]

2.2.1 Extention du modèle aux chargements de fatigue

Pour prédire le comportement en fatigue des matériaux composites à renfort verre, les techniques les plus employées font intervenir le concept d'évolution des propriétés mécaniques. Dans ce contexte, la perte de rigidité et de résistance sont les principaux indicateurs du développement de l'endommagement en fatigue [29], [15], [23]. L'évolution de l'endommagement dépend à la fois des chargements statiques (monotones) et cycliques. Le premier quart de cycle est considéré comme un chargement statique. A cet effet, l'endommagement du composite est décomposé en deux parties, La première est due aux efforts statiques et la deuxième est due aux efforts de fatigue [28] :

$$d_2 = d_{S2} + d_{f2} \quad (2.28)$$

$$d_{12} = d_{S12} + d_{f12} \quad (2.29)$$

Cette séparation a permis une meilleure identification des lois d'évolution. Ces dernières sont fonction de la force associée et par conséquent couplées. La loi d'évolution de l'endommagement en fatigue est exprimée en fonction de la force associée conformément au formalisme thermodynamique. Elle fait intervenir les effets d'un chargement maximal est minimal au cours du cyclage. Il est à noter que cette formulation reste valable pour un type de chargement cyclique donné. En supposant

que l'évolution de l'endommagement dépend, d'un coté, de la valeur maximale de la force thermodynamique équivalente sur un cycle, et d'un autre coté, de l'amplitude de chargement cyclique. Ceci a permis d'écrire une force thermodynamique qui résulte de la différence entre les valeurs minimale et maximale de la contrainte définies sur un cycle [34] :

$$d_{1f} = 0 \rightarrow 1 \quad (2.30)$$

$$\frac{\partial d_{2f}}{\partial N} = (1 - d_2)^\alpha \langle a_{2f} (Y_{d_2})^u (\Delta Y_{d_2})^v + a_{12f} (Y_{d_{12}})^w (\Delta Y_{d_{12}})^x - Y_{0f} \rangle_+ \quad (2.31)$$

$$d_{12f} = C_f d_{2f} \quad (2.32)$$

$$\Delta Y_i = \frac{\left(\underset{\tau \in \text{cycle}(t)}{MAX} (\sigma_i) - \underset{\tau \in \text{cycle}(t)}{MIN} (\sigma_i) \right)^2}{2E_i(1 - d_i)^2} \quad (2.33)$$

2.3 Les critères de rupture

Les critères de rupture permettent d'évaluer la résistance mécanique des composites stratifiés. Cette dernière caractérise la rupture du matériau, qui est dans la majorité des cas synonyme d'une dégradation irréversible. Les microfissures telles que : fissuration de la matrice, rupture des fibres, décohésion des interfaces, sont à l'origine de cette dégradation. Ainsi, les propriétés microscopiques se modifient progressivement jusqu'à la rupture finale. L'application d'un critère de rupture est établie à l'échelle du pli. Dans le cas des stratifiés, on applique la théorie de la rupture du premier pli. En d'autre terme, le composite stratifié est considéré rompu au moment où le premier pli est rompu [14]. Les critères de rupture appliqués aux matériaux composites sont nombreux. On peut citer le critère de la contrainte maximale, de la déformation maximale, et Tsai-Hill.

Les plis à renfort Mat étant considérés isotropes, ils s'apprêtent bien aux critères appliqués aux plis orthotropes tel que le critère de Tsai-Hill. Cela est possible si on tient compte de l'analogie aux quasi-isotropes [10]. Pour des sollicitations multiaxiales sur des éprouvettes plates et entaillées, des critères tel que la contrainte maximale ou la déformation maximale suffisent pour décrire la rupture [2].

2.3.1 Le critère de la contrainte maximale

Le critère de contrainte maximale fait intervenir les contraintes à la rupture de traction et de compression dans le sens longitudinal X_t , X_c , Les contraintes à la rupture de traction et de compression dans le sens transverse Y_t , Y_c , et pour finir la contrainte de cisaillement dans le plan du pli S . Dans le cas d'un pli soumis à un état de contrainte plane selon ses axes principaux, le critère de la contrainte max stipule que la résistance mécanique du pli est atteinte quand l'une des contraintes appliquées est égale à la valeur de la contrainte à la rupture correspondante.

IL est écrit sous la forme :

$$\begin{aligned} X_c &< \sigma_L < X_t \\ Y_c &< \sigma_T < Y_t \\ -S &< \sigma_{LT} < S \end{aligned} \quad (2.34)$$

2.3.2 Le critère de la déformation maximale

Le critère de la déformation maximale est comparable au critère de la contrainte maximale. Il fait intervenir les déformations à la rupture en traction et en compression dans le sens longitudinale X_{et} et X_{ec} , Les déformations à la rupture en traction et en compression dans le sens transverse Y_{et} et Y_{ec} , Aussi, la déformation de cisaillement dans le plan du pli S_ϵ . La résistance mécanique du pli est atteinte lorsque l'une des déformations principales atteint la valeur de la contrainte à la rupture correspondante.

IL est écrit sous la forme :

$$\begin{aligned} X_{ec} &< \epsilon_L < X_{et} \\ Y_{ec} &< \epsilon_T < Y_{et} \\ -S_\epsilon &< \epsilon_{LT} < S_\epsilon \end{aligned} \quad (2.35)$$

2.3.3 Le critère de Tsai-Hill

Dans le cas de plis unidirectionnels dont le comportement est fortement orthotrope, et au regard de l'interaction entre les contraintes, On peut appliquer le critère de Tsai-Hill qui est une forme particulière du critère de Hill. Il s'écrit sous la forme :

$$\left(\frac{\sigma_L}{X}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_T}{Y}\right)^2 - \frac{\sigma_L\sigma_T}{X^2} + \left(\frac{\sigma_{LT}}{S_{LT}}\right)^2 = 1 \quad (2.36)$$

2.3.4 Le critère de la force thermodynamique maximale

Pour décrire la rupture fragile à l'échelle du pli, Un critère basé sur la force thermodynamique maximale décrit la résistance du pli jusqu'à rupture dans le sens des fibres. En effet, si la force thermodynamique atteint une valeur ultime, la rupture du stratifié est instantané [23] :

$$Y_{d_1} \leq Y_{d_1}^{max} \quad (2.37)$$

Du fait que l'évolution de l'endommagement (d_1) dans le sens des fibres est brutale, Y_{d_1} est fonction uniquement de la valeur de la contrainte. Par conséquent il est équivalent au critère de la contrainte maximale.

2.4 Influence de la vitesse de sollicitation

Les matériaux composites sont très sensibles à la vitesse de sollicitation. Les vitesses élevées agissent sur les caractéristiques mécaniques tel que la rigidité, et sur le comportement mécanique qui tend vers la fragilité, [25]. La vitesse de sollicitation agit sur la vitesse de déformation (Taux de déformation) qui représente la dérivée par rapport au temps de la déformation ϵ :

$$\dot{\epsilon} = \frac{\partial \epsilon}{\partial t} \quad (2.38)$$

Le taux de déformation est exprimé en (s^{-1}) ou ($\%.s^{-1}$).

D'une manière générale, une sollicitation quasi-statique s'exécute à une vitesse inférieure à $10^{-1} s^{-1}$. La sollicitation intermédiaire s'exécute à une vitesse inférieure à $100 s^{-1}$. Par contre, une sollicitation est dynamique si sa vitesse est supérieure à $100 s^{-1}$, [5].

Lorsque la vitesse de sollicitation augmente, on observe [5] :

- Augmentation de la rigidité, suite à la saturation des effets visqueux
- Augmentation de la contrainte à rupture

– Diminution de la déformation à rupture

Dans le cas des composites, ces observations sont à pondérer suivant la proportion du renfort dans la direction de sollicitation. Egalement, la nature de la matrice polymère qui est très sensible à l'effet de vitesse.

Les composites à renfort aléatoirement orienté sont très sensibles à l'effet de vitesse. Jendli et al [17], ont établi qu'un SMC présente un comportement visco-endommageable à l'échelle macroscopique, il est principalement gouverné par la rupture des interfaces fibre-matrice. De plus, la résistance à la rupture augmente considérablement avec l'augmentation du taux de déformation, figure 2.6

Les mêmes auteurs [17], ont présenté des résultats expérimentaux qui montrent que la cinétique de l'endommagement est fortement influencée par le taux de déformation. L'augmentation du taux de déformation agit principalement sur le seuil initial d'endommagement et sur l'évolution en fonction de la déformation, figure 2.7

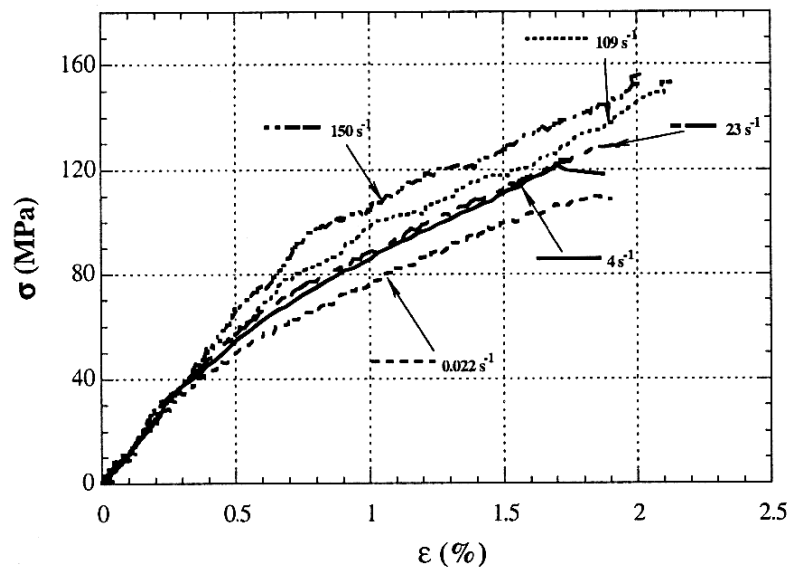


FIGURE 2.6 – Courbes $\sigma - \epsilon$ à différents taux de déformation

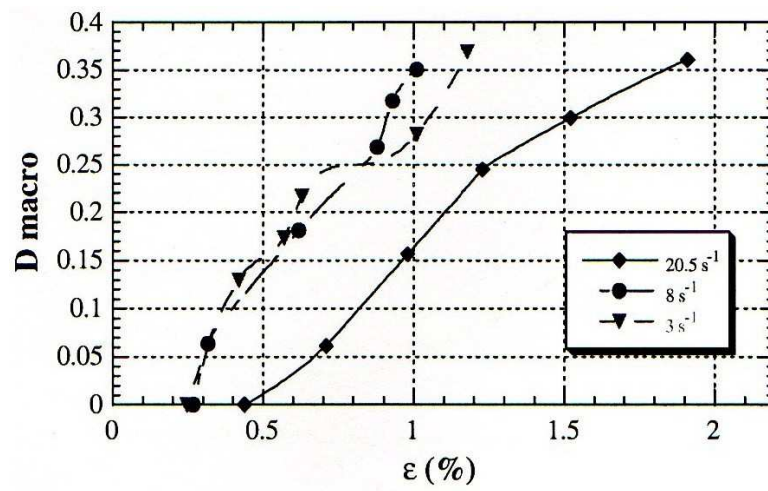


FIGURE 2.7 – Evolution de l'endommagement macroscopique en fonction du taux de déformation

Chapitre 3

Etude statique du matériau composite à renfort MAT

L'étude du comportement en statique nécessite la réalisation d'essai de traction. Ce dernier, permet d'identifier le comportement à rupture, et de déterminer les caractéristiques du matériau, tels que la rigidité, le coefficient de poisson et la limite de rupture. A cause du caractère irréversible du comportement endommageable, l'évolution de l'endommagement est étudiée au moyen d'essai à cycles de charge-décharge.

Dans le cas des sollicitations combinées ou de cisaillement, il n'est pas possible de les obtenir par des essais de traction hors-axes, à cause du caractère isotrope des plaques à renfort MAT. Dans ces conditions, les éprouvettes tubes sont très bien adaptées à ce type de sollicitation et apportent en l'occurrence de meilleurs résultats. Dans cette optique, des éprouvettes plates et tubulaires sont testées en traction et en combiné traction-torsion. La méthodologie d'obtention des éprouvettes, la réalisation et les résultats des essais sont présentés.

3.1 Description du matériau et des éprouvettes

Le matériau étudié est composé d'une résine bi-composants (Résine + Durcisseur) initialement sous forme liquide, et d'un renfort Mat en fibres de verre disposées de manière aléatoire dans le plan. Pour des nécessités dues aux essais, deux types d'éprouvettes sont réalisées (plates et tubulaires). A cette effet, deux procédés de fabrication ont été considérés, à savoir l'infusion, et le drappage des pré-imprégnés.

Les éprouvettes plates sont obtenue par infusion. Ce procédé consiste à injecter

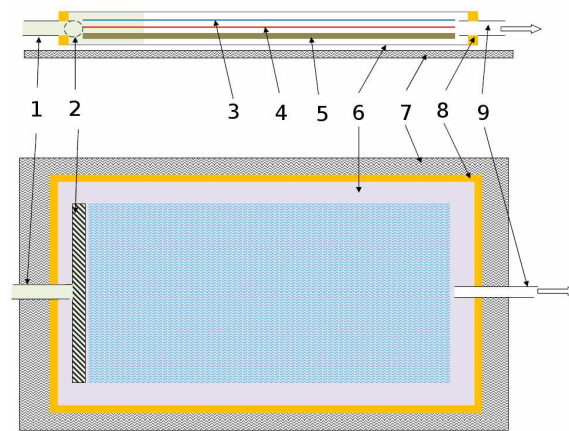
ter la résine dans le moule contenant initialement la fibre sèche. Le mélange résine/durcisseur est préparé dans un récipient, puis injecté par le biais de l'aspiration d'air. Donc, la fibre sèche est imprégnée de résine, et par la même occasion compactée sous l'effet de la dépression (-1 bar). Sur la figure (3.1), les éléments constitutifs du moule sont :

1. Injection de résine
2. Tubulure pour dispatcher la résine
3. Tissu de drainage
4. Tissu d'arrachage
5. Fibres sèches (Mat de verre)
6. Film démoulant
7. Support (moule)
8. Joint d'étanchéité
9. Aspiration de l'air

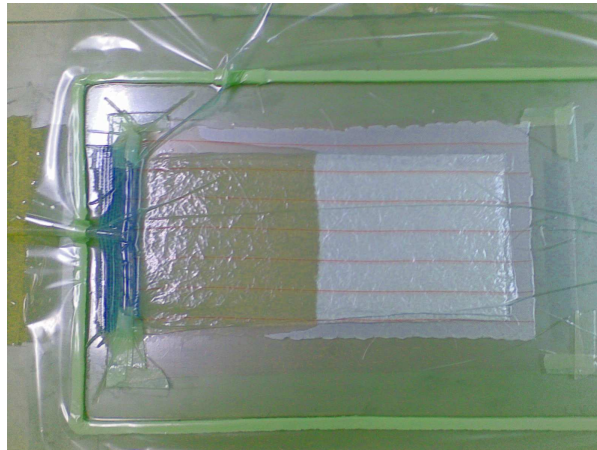
Sur la figure (3.1, b), on observe le front de la résine qui est perpendiculaire à la direction longitudinale de la plaque. La vitesse de progression de la résine dans le moule est d'environ 2 mm/s. A cette vitesse l'opération d'imprégnation de la fibre s'est exécutée correctement surtout en épaisseur. Le composite ainsi obtenu, présente une bonne régularité au niveau de l'épaisseur. Aussi, concernant la présence de porosité, bien qu'on note l'absence de cavités ou zones sèches, la présence de vide reste relativement importante.

L'épaisseur du composite, ainsi que le taux de fibre qui en résultent, dépendent principalement du nombre de nappes de fibres utilisées, ainsi que la nature des nappes employées (grammage et épaisseur). Pour une épaisseur de 2 mm en moyenne, il a été nécessaire d'utiliser 8 nappes de verre (300 g/m²). Le taux de fibre obtenu atteint environ une valeur de $V_f = 30\%$.

Les plaques ainsi obtenues, sont découpées en bandes à l'aide d'une scie en diamant, puis la forme en altère est taillée sur les éprouvettes en se servant d'un gabarit pour le guidage. Cette géométrie, figure (3.2) permet d'éviter la rupture proche des mors.



(a)



(b)

FIGURE 3.1 – Infusion : (a) : Schématisation du procédé, (b) : Photographie du procédé

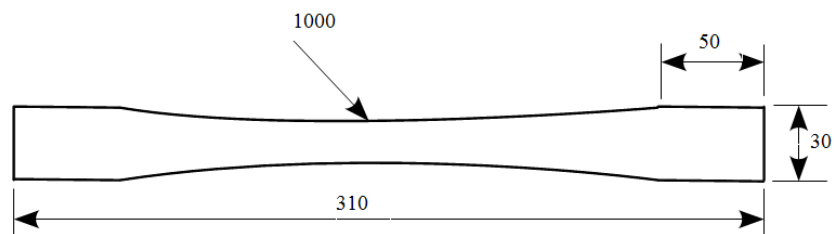


FIGURE 3.2 – Géométrie des éprouvettes de traction

Les éprouvettes tubes sont fabriquées à base de pré-imprégnés composées d'une nappe du même verre Mat utilisée pour les éprouvettes plates. Cependant, la résine époxyde utilisée est adaptée à ce genre de procédé. La préparation des pré-imprégnés s'est effectuée manuellement, on conçoit aisément la difficulté d'obtenir des pré-imprégnés identiques. Pour pallier ce problème, les nappes fraîchement imprégnés sont disposées en sandwich entre deux plaques de métal sur les quelles on dispose un poids modéré. Ce dernier, va chasser la résine et uniformiser l'épaisseur du pré-imprégné. Ils sont ensuite gardés à l'air libre et à température ambiante, pour une durée de 72 heures. Après cette Durée, la résine risque de perdre ses caractéristiques. Cette étape permet d'obtenir le tact souhaité (plus ou moins collant). L'importance du tact réside dans la réalisation des opérations de drappage. Dans la pratique, le taux de fibre est compris entre 10 et 30 % en volume [16], il n'est pas intéressant à ce stade de la fabrication des tubes de calculer le taux de fibre. Car, l'opération de cuisson va encore faire évacuer plus de résine. De plus, tenant compte de la section variable des tubes, il n'est pas évident d'estimer le taux de fibre de la partie centrale, figure 3.3.

Pour obtenir la géométrie souhaitée des tubes, Les pré-imprégnés sont découpés, ensuite drapés de manière appropriée, figure (3.3). Le tact obtenu de la préparation joue un rôle dans la facilité d'exécution de cette opération. Les pré-imprégnés doivent être cuits immédiatement après cette opération, autrement, ils sont conservés à basse température.

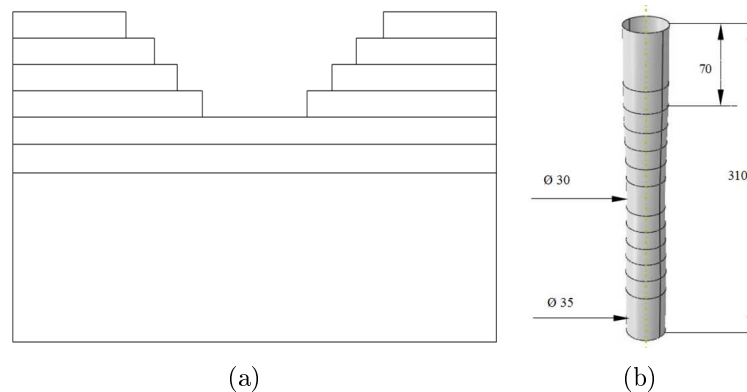


FIGURE 3.3 – *Drappage : (a) : Séquence de drappage, (b) : résultat simulé du drappage*

Le dispositif de moulage pour les éprouvettes tubes, figure (3.4), est composé d'un axe central et d'un moule extérieur. Quant à l'axe, il est conçu, d'un côté, pour permettre l'enroulement des plis drapés, et d'un autre côté, de recevoir la pression à travers une chaussette en silicone. Le moule extérieur est composé de deux parties boulonnées qui permettent de donner la forme finale des éprouvettes tubulaires par compression des plis contre le moule sous l'effet de la pression de la chaussette.

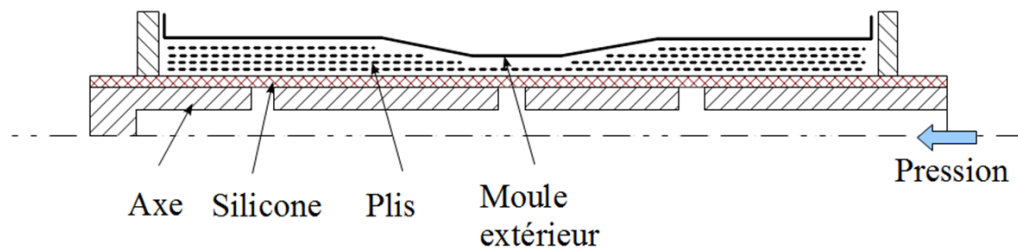


FIGURE 3.4 – *Dispositif de moulage pour les éprouvettes tubes*

L'opération de cuisson s'effectue sous pression de 5 bar, et à une température de 120 °c, pendant 2 heures, figure (3.5). La résine redevient liquide, ce qui permet sous l'effet de la pression de l'évacuer encore.

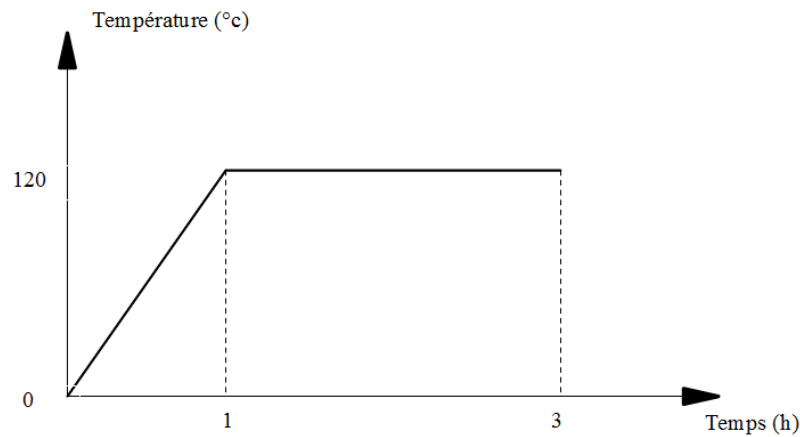


FIGURE 3.5 – *Cycle de cuisson*

Les tubes présentent une grande dispersion au niveau de l'épaisseur de la partie centrale. Cette dispersion est directement liée à la quantité de résine refoulée sous l'effet combinée de la pression et de la température. Ce paramètre ne peut pas être contrôlé, ce qui nous a amené à choisir un lot d'éprouvettes avec des épaisseurs voisines. Après sélection, le lot d'éprouvettes possède une épaisseur moyenne : $e = 1,125 \text{ mm}$. Les mesures de l'épaisseur concerne exclusivement la partie centrale des

éprouvettes qui résultent de la superposition de 4 nappes de renfort. D'un point de vue faisabilité, le nombre de plis risque d'être limité, sachant qu'il faut respecter le diamètre des mors de la machine, et les dimensions minimales des accessoires du moule. L'épaisseur obtenue, nous permet d'aligner les tubes et les plaques, en résonnant par rapport à l'épaisseur d'un pli commun.

3.2 Les essais de traction

Les essais de traction statiques avec décharge, ont été réalisés sur une machine MTS 100KN, figure (3.6). Ils sont effectués à faible vitesse de déplacement de traverse soit, 1 mm/min. Pour la mesure des déformations, nous avons utilisé l'extensomètre et des jauges de déformation.



FIGURE 3.6 – *Machine de traction, LMA*

Pour effectuer les cycles de charges-décharges sur machine, il a été nécessaire de les programmer en tenant compte de la déformation et de l'effort. Précisément,

le chargement s'arrête aux valeurs de déformation suivantes : 0, 0.5%, 1%, 1.5%, 2%, ...etc jusqu'à la rupture. Sur la figure 3.7, ϵ_1 correspond la déformtion dans le sens du chargement (axe princial de l'éprouvette), ϵ_2 , correspond à la déformation dans le sens perpendulaire. On note que les déformations après chaque décharge, ne reviennent pas à la valeur initiale, et ceci, de manière croissante pour chaque cycle. Ces valeurs résiduelles correspondent aux déformations inélastiques du matériau. De ce fait, le controle des décharges s'effectue en fonction de l'effort à la valeur de (0N).

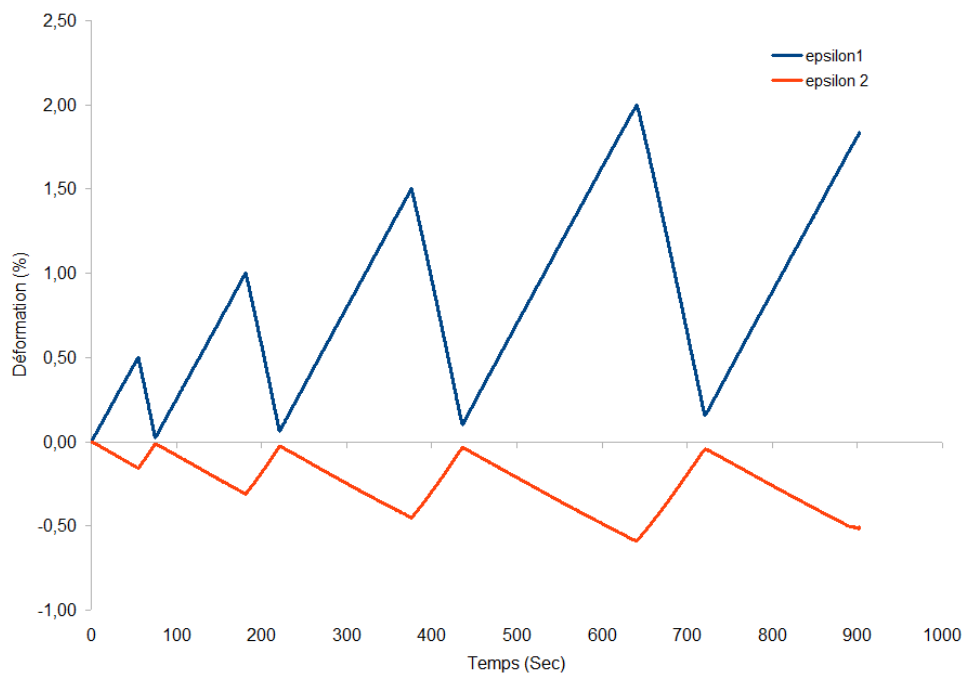
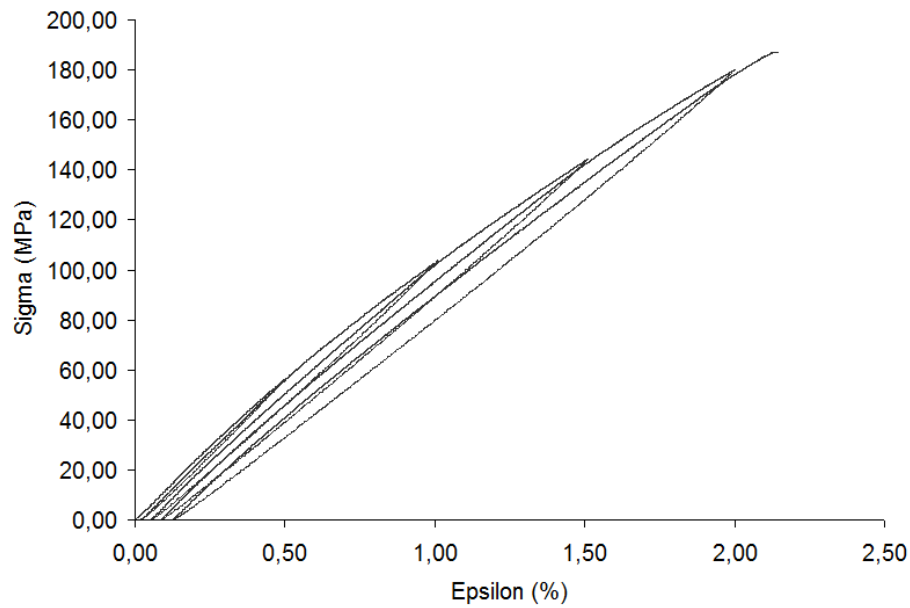


FIGURE 3.7 – Evolution de la déformation longitudinale et transversale

Le comportement du matériau est élastique endommageable, figure (3.8). Les différentes cycles de charge-décharge illustrent le caractère irréversible de l'endommagement que subit le matériau. Les déformations inélastiques, ne dépassant pas 10% de la valeur totale de la déformation à rupture, sont dues essentiellement aux phénomènes de frottement localisées sur les lèvres des fissures. On a constaté que le phénomène de création des fissures et celui du frottement sont directement liées [34], ce qui est très intéressant d'un point de vue modélisation du comportement.

Les résultats présentent une dispersion au niveau de la rigidité et au niveau du comportement jusqu'à la rupture. Les Caractéristiques globales du matériau, sont regroupées dans le tableau 3.2

FIGURE 3.8 – Résultats essais de traction $V_f = 30\%$

	E (MPa)	ν	σ_{rup} (MPa)	ϵ_{rup} (%)
Valeur moyenne	12478.42	0.3	188	2.14
E. T.	1173.7	0.01	16	0.25

TABLE 3.1 – Les caractéristiques expérimentales du composite à renfort Mat

La perte de rigidité est la conséquence d'un endommagement progressif qui s'opère au sein du matériau. Sur la figure 3.9, les éprouvettes présentent des décolorations réparties sur la quasi-totalité de leur longueur utile. Les décolorations sont généralement orientées de manière apparente autour de la direction $\pm 45^\circ$. En considérant une éprouvette fabriquée à base d'une seule couche (nappe) de renfort, un éclairage adéquat permet de mettre en évidence l'endommagement dans le matériau suite aux sollicitations de traction. Sur la figure (3.8), L'endommagement se présente sous forme de fissures qui sont à priori des décohésions des interfaces fibres/matrice, ces derniers peuvent être accompagnées de la fissuration de la matrice qui conduit à la séparation du matériau. L'orientation des fissures suit quasiment la direction des fibres hors axe de chargement.

Nous pouvons considérer deux modes de rupture qui s'opèrent dans ce cas :(1) une rupture fragile pour les fibres dont la direction correspond ou proche du sens de la sollicitation, (2) une rupture par instabilité pour les fibres hors-axe. Cependant,

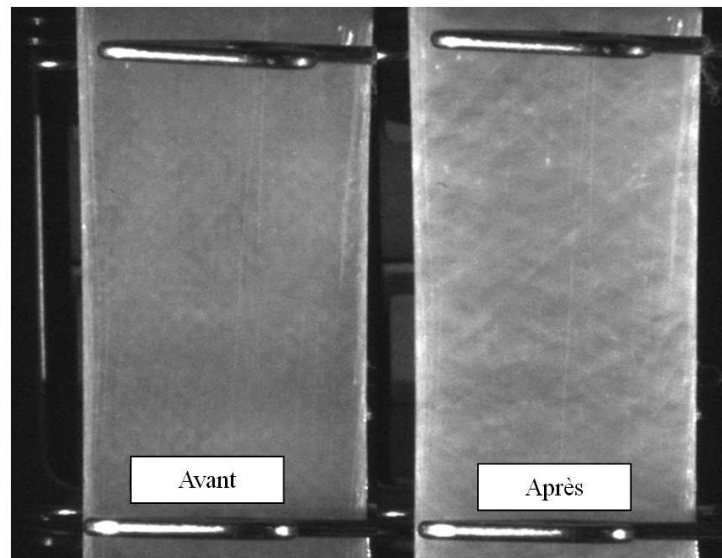


FIGURE 3.9 – Endommagement du composite sous les sollicitations de traction

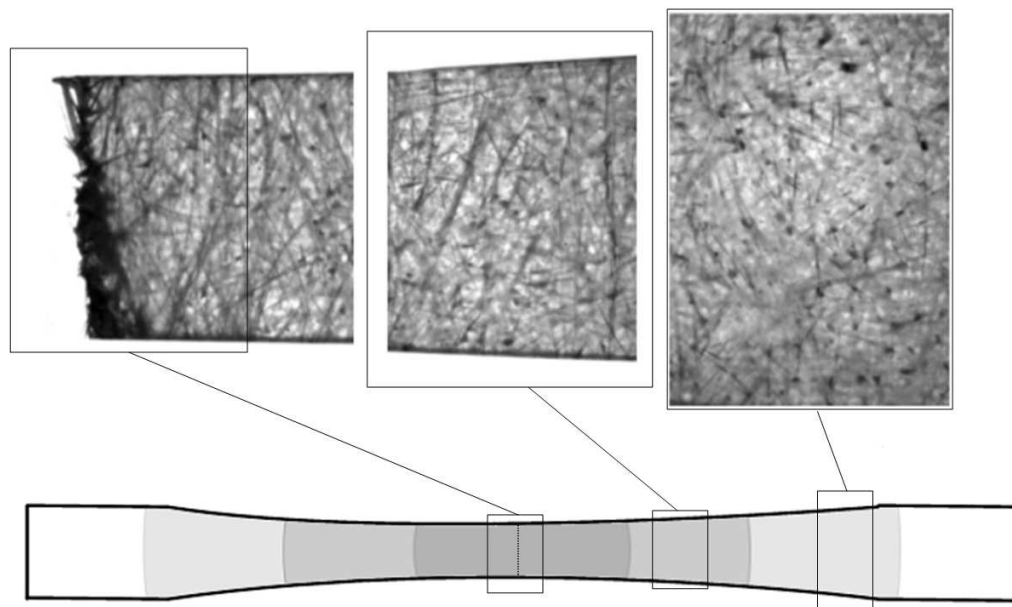


FIGURE 3.10 – Endommagement d'un pli à renfort MAT

La rupture du matériau correspond à une rupture brutale. En d'autre terme, si on se réfère à l'analogie aux stratifiés quasi-isotropes, cela signifie que la rupture du premier pli entraîne la rupture du stratifié. Dans notre cas, les fibres orientées dans le sens de la charge reprennent les efforts et seront donc concernées par le critère de la rupture du premier pli.

Dans l'essai de traction avec décharge, la perte de rigidité est due à l'endommagement qui s'opère au sein du matériau. La mesure de cet endommagement a été faite sur le diagramme $(\sigma - \epsilon)$ suite aux différentes décharges :

$$D = 1 - \left(\frac{E}{E_0} \right) \quad (3.1)$$

E : Module de Young instantané

E_0 : Module de Young du matériau vierge

L'évolution de l'endommagement global du matériau est non linéaire et tend vers la valeur $D = 0.24$, fig. 3.11 . On peut considérer que le matériaux commence à s'endommager dès le début du chargement.

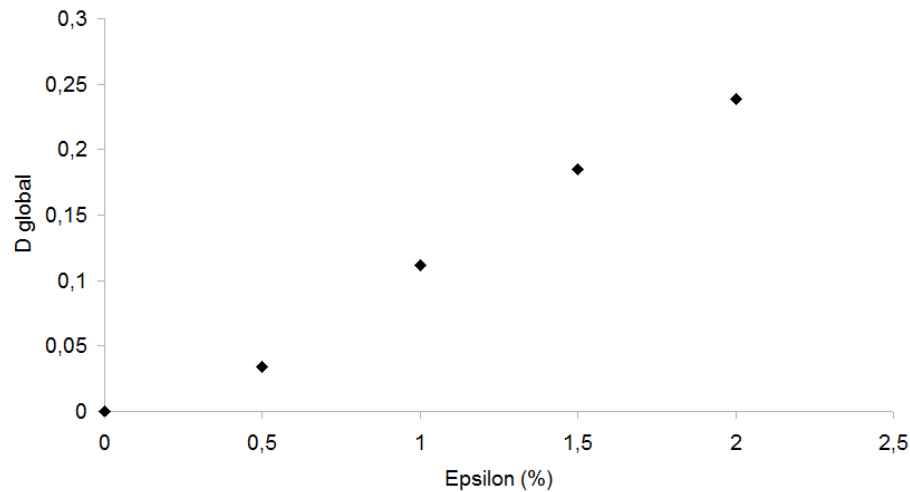


FIGURE 3.11 – *Endommagement global du Pli Mat en fonction de la déformation*

La figure 3.11, montre que l'endommagement global du composite évolue progressivement en fonction de la déformation. Pour des valeurs faibles de la déformation (inférieur à 0,5 %), l'endommagement est peu important. Au bout de quelques cycles, l'endommagement global atteint une valeur maximale $D = 0,24$. Cette dernière peut être une valeur de saturation de l'endommagement au delà de laquelle

l'endommagement n'évolue plus, mais, conduisant rapidement à la fissure macroscopique.

3.3 Les essais combinés sur les tubes

Sur les composites orthotropes tels que les UD, il est possible de caractériser le comportement en cisaillement au moyen d'essai hors-axe (off-axis) [28]. Ce pendant, cela n'est pas possible sur les composites à renfort Mat, compte tenu de leur caractère isotrope dans le plan. A ce terme, il est nécessaire d'utiliser des éprouvettes avec des formes particulières, et des moyens expérimentaux adéquats [2].

Pour étudier le comportement sous un chargement combiné, les éprouvettes tubulaires sont très bien adaptées pour ce type d'essai. Étant une surface fermée, ces derniers permettent de s'affranchir de la rupture prématuré due à l'effet de bords. Cette dernière, peut se produire éventuellement au niveau des mors, on prévoit un renforcement des extrémités pour diminuer les contraintes à ce niveau et réduire la rupture à la partie utile de l'éprouvette. Cependant, dans le cas de sollicitation de torsion, une rupture par flambage peut se produire, des conditions géométriques tel que le rapport de l'épaisseur et de la longueur du tube sont à vérifier. Pour certains auteurs, introduire une barre dont le diamètre est ajusté sur le diamètre intérieur de l'éprouvette, permet de pallier ce problème [21].

Les essais de torsion, ainsi que les essais en combinés sont réalisés sur la machine MTS 809 Axial/torsional Test System, fig.3.12. Cette machine est équipée de mors pouvant accepter des éprouvettes de forme tubulaire. Le diamètre extérieur des éprouvettes dépend du diamètre nominal de serrage des mors. Pour éviter que les éprouvettes s'effondrent sous l'effet de la pression du serrage, ces dernières sont équipées de rondins ajustés à leur diamètre intérieur.

Sur la figure 3.12, l'éprouvette est équipée d'un extensomètre. Son utilisation est limitée aux sollicitations de traction. Car, dans le cas de la torsion l'extensomètre ne peut subir que des rotations qui ne dépassent pas 2° . A cet effet, Les Rosettes de jauge de déformation à 45° sont alors utilisées, figure 3.13. La disposition de la rose est très pratique pour récupérer les valeurs des déformations de cisaillement en torsion pure, et dans le cas des sollicitations combinées (traction/torsion), Pour des éprouvettes en forme tubulaire.

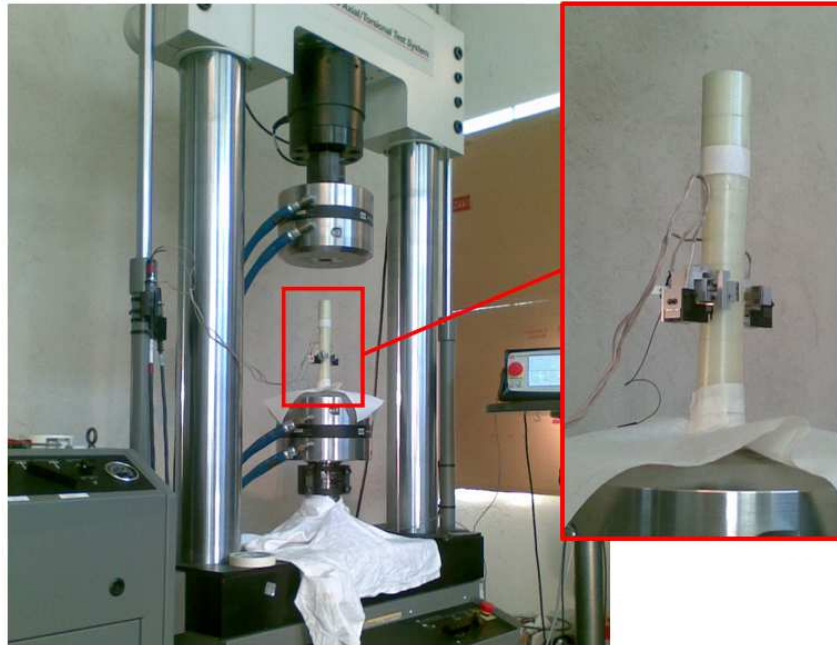


FIGURE 3.12 – Machine MTS 809 pour les sollicitations de traction/torsion

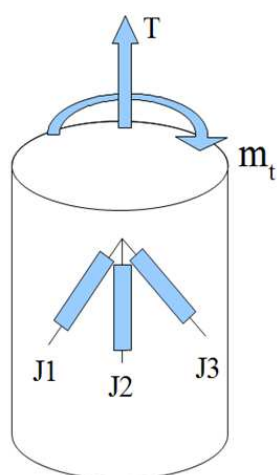


FIGURE 3.13 – Disposition des rosettes sur l'éprouvette

L'évolution de la déformation en fonction du temps dans le cas de la torsion est représentée sur la figure 3.14 selon le mode charge-décharge. Les déformations 1 et 3 sont symétriquement opposées, du fait de leur orientation (± 45 par rapport à l'axe de l'éprouvette). La déformation 3 représente donc les fibres qui subissent la traction, et la déformation 1 représente les fibres qui subissent la compression. La jauge 2 correspond à la déformation dans le sens axial de l'éprouvette, cette dernière présente une faible évolution qui est due à un effort de compression généré suite au déroulement de l'essai qui s'exécute avec des mors fixés en translation. En exécutant l'essai de torsion, un effort axial est en train d'agir sur l'éprouvette. La valeur de cet effort est en fait très faible à l'échelle des contraintes enregistrées, figure 3.15.

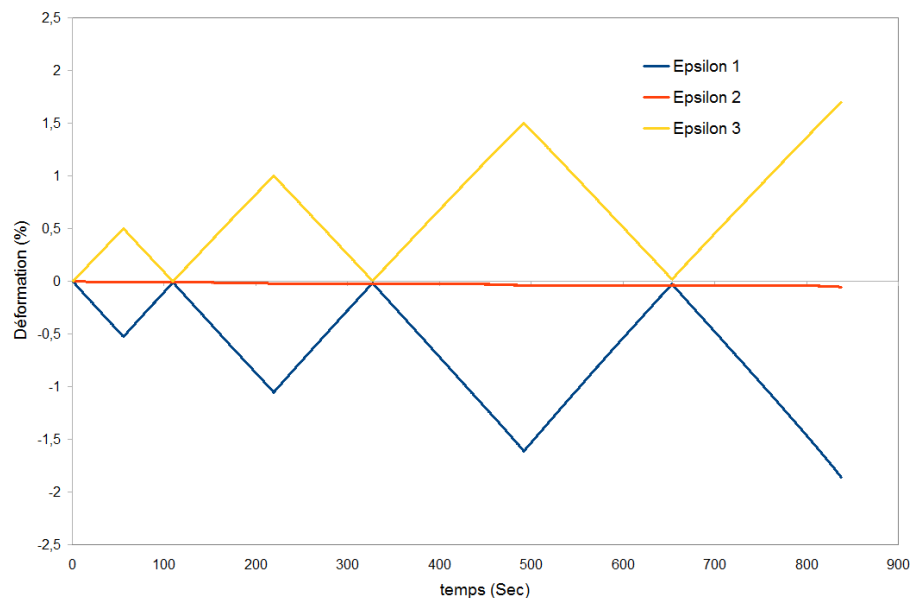


FIGURE 3.14 – Déformation sur tube en torsion

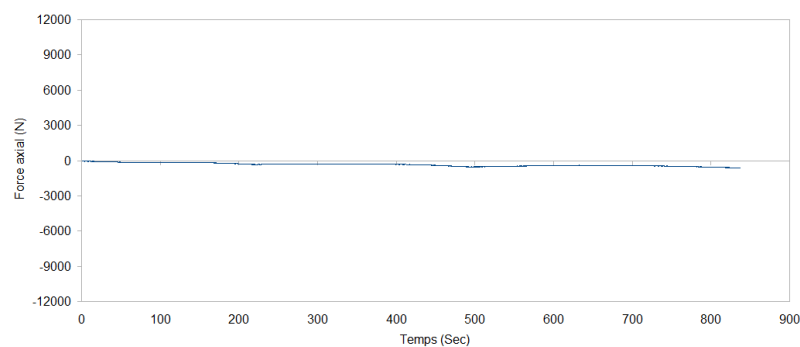


FIGURE 3.15 – Evolution de l'effort axial durant l'essai de torsion

les essais en sollicitations combinées (traction/torsion) sont exécutés sur les tubes de façon à obtenir un état de contraintes correspondant à l'équation 3.2. $\alpha(t)$ représente l'incrément de contrainte en fonction du temps. Les valeurs de A et B permettent d'obtenir les différentes proportionnalités entre les contraintes de traction et de cisaillement. Le tableau 3.2 présente les proportions appliquées aux essais.

$$\underline{\underline{\sigma}} = \alpha(t) \cdot \begin{pmatrix} A & B & 0 \\ B & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad (3.2)$$

Valeurs des constantes	Type de chargement
A=0	Torsion
A=B	Combiné
A=2B	Combiné
A=4B	Combiné
B=0	Traction

TABLE 3.2 – Les différents modes de sollicitation sur éprouvettes tubes

Les contraintes sont calculées on utilisant les équations 3.3 et 3.4 :

$$\sigma = \frac{F}{2\pi \cdot R \cdot t_{pli} \cdot n} \quad (3.3)$$

$$\tau = \frac{mt}{2\pi \cdot R^2 \cdot t_{pli} \cdot n} \quad (3.4)$$

où :

F : Effort de traction

mt : Moment de torsion

R : Rayon moyen du tube

t_{pli} : Epaisseur du pli = 0.25 mm

n : Nombre de plis

Les essais en traction seule, ou en torsion seule sont exécutés en charge décharge. Par contre, les essais en combinés sont exécutés en monotone. Le comportement des tubes en traction est similaire à celui des plaques. Cependant, La limite de rupture en traction est égale en moyenne à 1.5%. Cette différence peut s'expliquer par des

effets dus au procédé de fabrication. Les tubes peuvent présenter des défauts telles que les porosités, ou les défauts de jointures des plis.

Tenant compte de la valeur de la déformation à rupture, le niveau d'endommagement est peu important dans le cas de la traction comparé à celui des plaques. Egalement, en cisaillement l'endommagement est peu important, fig. 3.16. Les caractéristiques globales du matériau sont regroupées dans le tableau 3.3. La valeur du module de Young est très comparable à celle trouvée dans les essais de traction.

	E (MPa)	G (MPa)
Moyenne	11666	4156
ET	458	221

TABLE 3.3 – *Caractéristiques expérimentales des tubes*

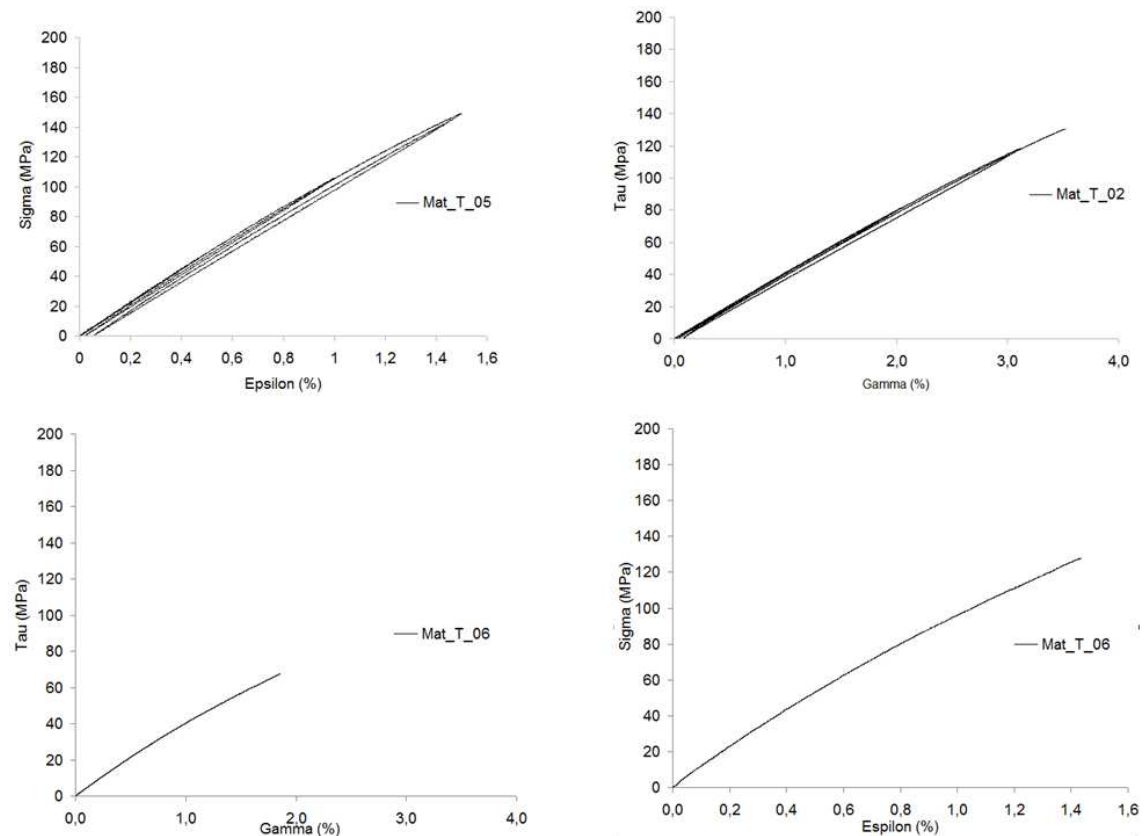


FIGURE 3.16 – *Résultats des essais sur tubes*

La rupture des tubes selon les différents modes de sollicitations est caractérisée par un aspect brutal. Les lèvres de la macrofissure sont généralement entourées d'une zone endommagée. Aussi, On note que dans certains cas, le plan de la macro-

fissure suit une orientation qui correspond à la direction principale selon le mode de sollicitation imposée.

Sur la figure 3.17. L'éprouvette 2, qui est sollicitée en torsion, présente une rupture assez nette orientée à 45° . L'éprouvette 3 est sollicitée en combinée avec plus de traction que de torsion, la rupture est relativement nette avec un plan de rupture légèrement au dessus de l'angle 90° . L'éprouvette 5, est sollicitée en traction, la rupture est présente en zone endommagée entourant les lèvres de la macrofissure. L'éprouvette 6, est sollicitée à plus de traction que de torsion, et la rupture n'est pas nette présentant ainsi une forte zone d'endommagement. Le plan de la fissure semble également être orienté à un angle légèrement supérieur à celui de l'éprouvette 3. L'éprouvette 12 est sollicitée à autant de traction que de torsion la zone endommagée est beaucoup plus large.

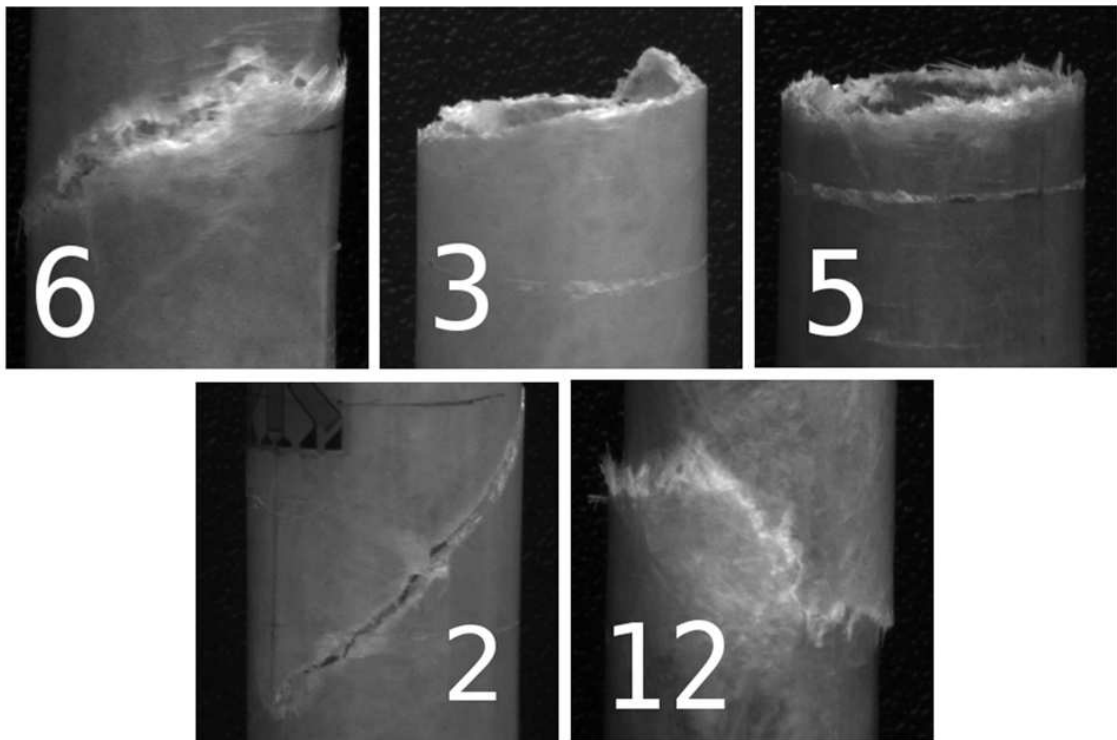


FIGURE 3.17 – *Endommagement des tubes*

Chapitre 4

Etude du comportement sous chargement de fatigue

4.1 Introduction

Le comportement en fatigue des composites à renfort Mat est influencé par plusieurs facteurs. La géométrie des éprouvettes, le type de renforcement, les propriétés de la matrice, la qualité des interfaces, le niveau de contrainte, l'environnement et l'influence de la température. Mais aussi, si on se place à l'échelle de la microstructure, les extrémités des fibres, les interfaces et les porosités affectent également le comportement sous les chargements de fatigue. Le rôle de la fissuration de matrice et la rupture des interfaces fibre-matrice est très important. La résistance à la fatigue augmente avec l'amélioration des propriétés du composite vis-à-vis de ces deux mécanismes d'endommagement. A l'échelle microscopique, comme à l'échelle macroscopique, l'évolution de l'endommagement en fatigue est directement liée à la perte de rigidité [32].

En fatigue, la rigidité et la résistance résiduelle diminuent progressivement en fonction des conditions de chargement imposé. La résistance résiduelle se dégrade en fonction du nombre de cycles. Cependant, dans le cas des composites, l'utilisation d'une approche basée sur la résistance résiduelle est délicate à cause de son caractère progressif. A cet effet, les approches basées sur le caractère thermodynamique ont l'avantage de décrire l'état du matériau. Ainsi, l'aspect progressif et cumulatif de la dégradation est pris en compte [34].

4.2 Paramètres des essais

Dans le but d'étudier le comportement en fatigue du matériau composite à renfort mat, une étude expérimentale a été menée. Le matériau de l'étude, la géométrie des éprouvettes, ainsi que la machine d'essai sont identiques à ceux utilisés en statique dans le cas des éprouvettes plates.

Les essais de fatigue sont exécutés selon un signal sinusoïdal à contraintes imposées, figure 4.1. Donc, le chargement de fatigue se caractérise par :

- la contrainte maximale (σ_{max})
- la contrainte minimale (σ_{min})
- la contrainte moyenne (σ_{moy})
- la contrainte alternée (σ_a)

A ces paramètres on ajoute le rapport de chargement (R), et la fréquence (f) qui sont également très important en fatigue. Sachant que :

$$\sigma_{moy} = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2} \quad (4.1)$$

$$\Delta\sigma = |\sigma_{max} - \sigma_{min}| \quad (4.2)$$

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \quad (4.3)$$

Il est nécessaire de déterminer la valeur de chaque paramètre, afin de caractériser un essai de fatigue. Le choix des valeurs dépend des propriétés du matériau et de la nature des résultats à obtenir.

Les essais sont exécutés sur trois niveaux de contraintes (80, 60 et 40)% dont les valeurs sont fonction de la contrainte à rupture statique $\sigma_{Stat} = 180$ Mpa. Pour mettre en évidence l'effet de l'amplitude de contrainte et donc, du rapport de charge, deux valeurs sont pris en considération $R = 0.5$ et $R = 0.1$. La fréquence, à des valeurs trop élevées risquent d'amplifier les phénomènes de sur-échauffement. Par conséquent, elles peuvent modifier sensiblement les propriétés de la résine. De ce fait, la fréquence utilisée est $f = 10Hz$.

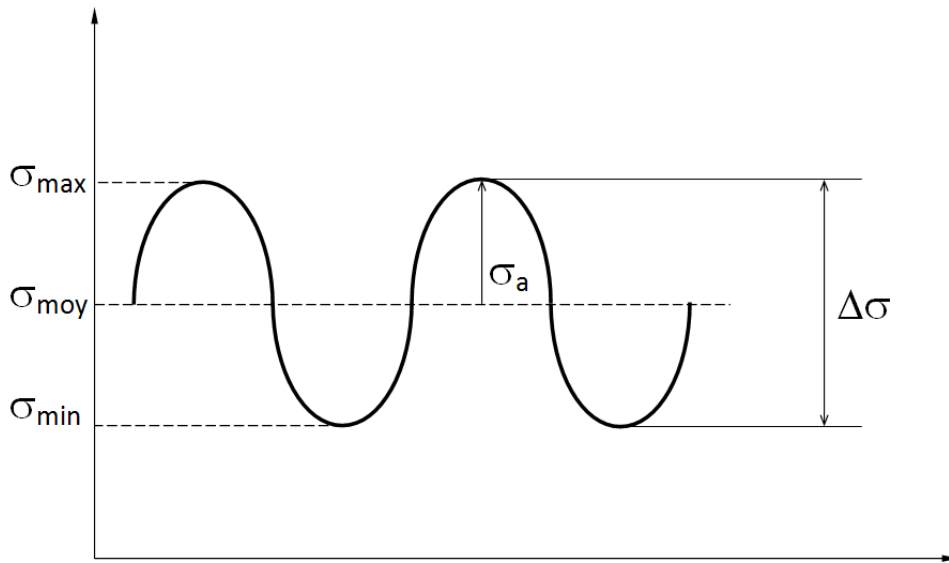


FIGURE 4.1 – Paramètres de chargement de fatigue

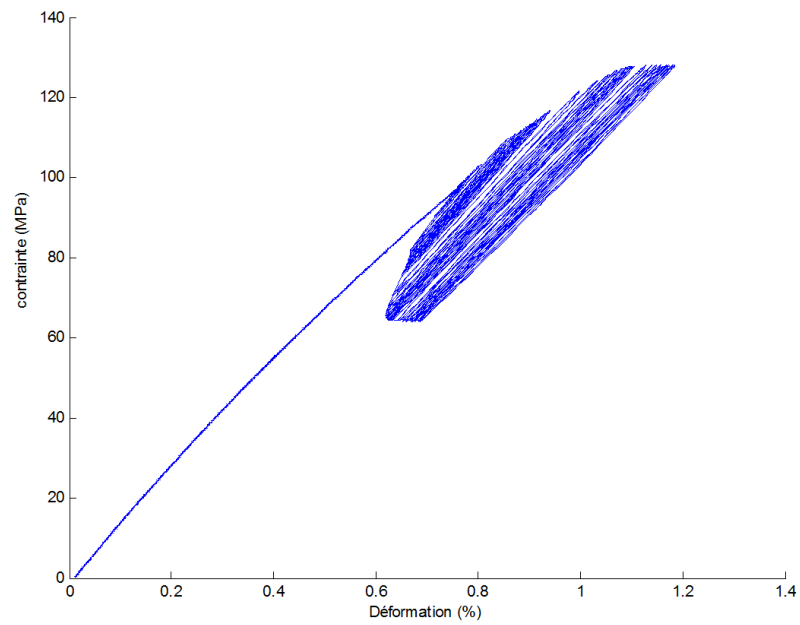
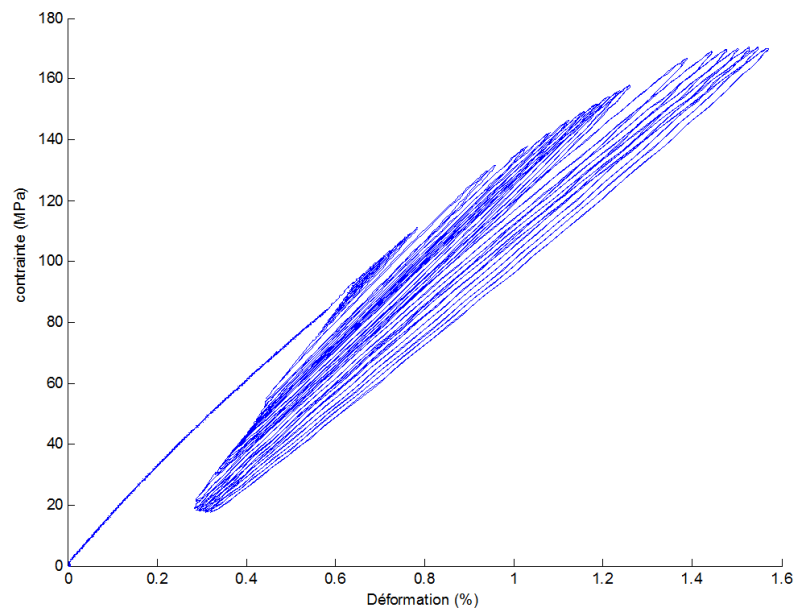
4.3 Résultats et discussion

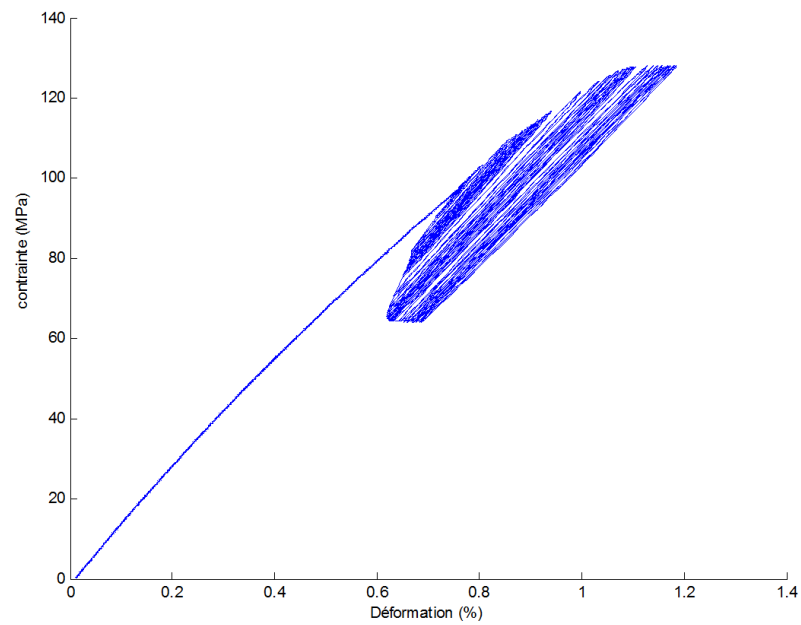
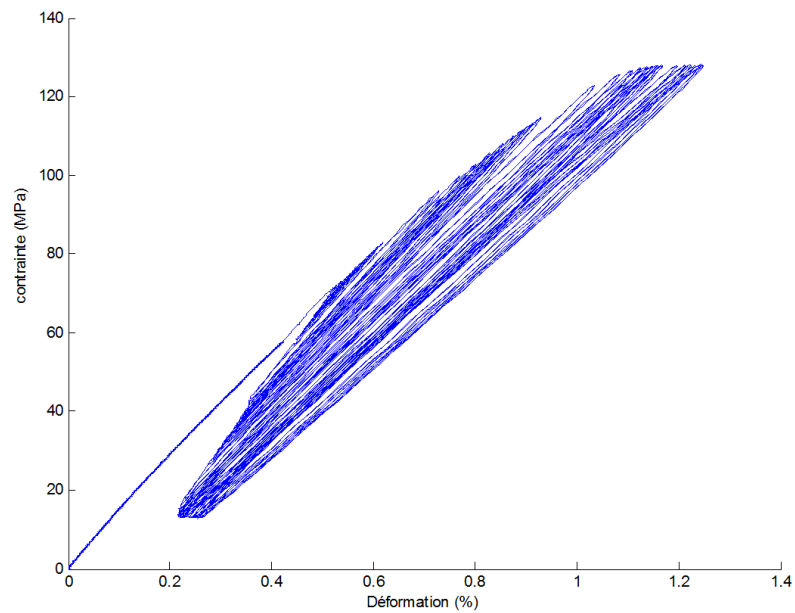
Du fait que l'évolution de l'endommagement dépend de la contrainte, les essais sont réalisés à effort imposé. Sur le diagramme contraintes-déformations (figures 4.2, 4.3, 4.4, 4.5, 4.6 et 4.7), On observe le comportement du matériau au cours du cyclage.

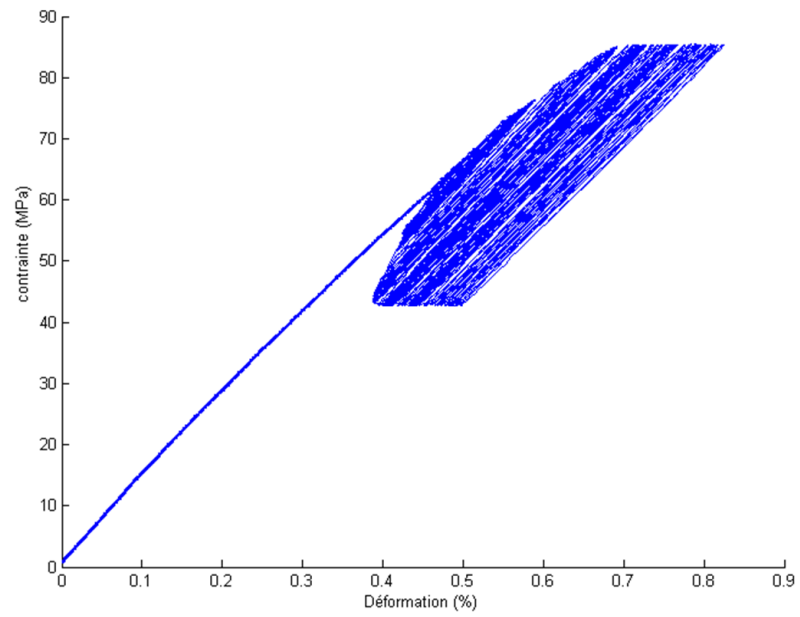
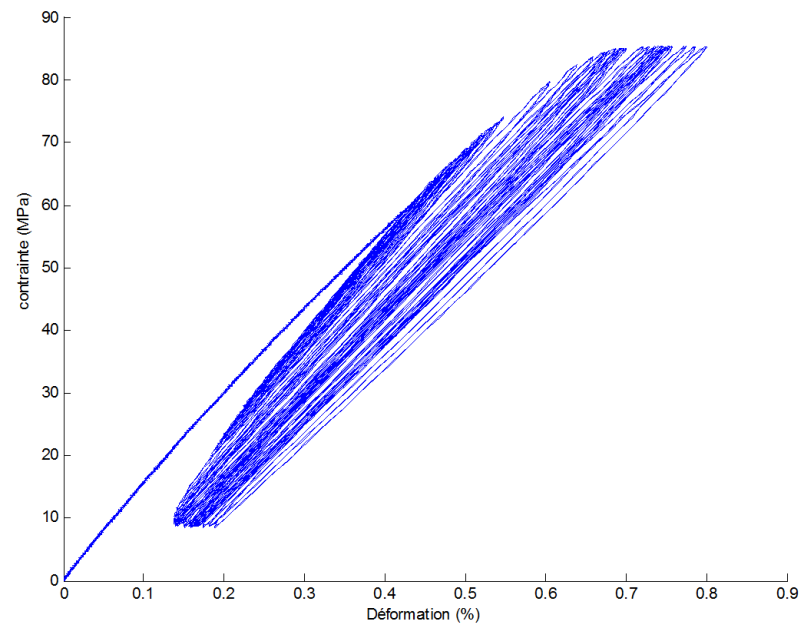
Pour la mesure de la déformation, il n'était pas possible d'utiliser des jauges ou d'extensomètre. Ce qui nous a amené à employer une démarche d'approximation basée sur les essais statiques. Il s'agit de calculer le rapport, équation 5.2

$$\frac{\Delta L}{\epsilon} = L = cts \quad (4.4)$$

Cette équation a permis d'extraire la valeur $L = 178 (10,68)$, qui est un rapport qu'on suppose constant entre l'allongement mesuré par la machine, et la déformation enregistrée pas le biais de la jauge ou l'extensomètre. Ainsi, on peut approcher la valeur de la déformation pour calculer les rigidités (initiale et instantanées), en négligeant les effets de viscosité à ce niveau de fréquence utilisée, et en utilisant les valeurs adimensionnelles du module E/E_0 .

FIGURE 4.2 – Courbe $\sigma - \epsilon$ $R = 0.5$, Niveau : 80 %FIGURE 4.3 – Courbe $\sigma - \epsilon$ $R = 0.1$, Niveau : 80 %

FIGURE 4.4 – Courbe $\sigma - \epsilon$ $R = 0.5$, Niveau : 60 %FIGURE 4.5 – Courbe $\sigma - \epsilon$ $R = 0.1$, Niveau : 60 %

FIGURE 4.6 – Courbe $\sigma - \epsilon$ $R = 0.5$, Niveau : 40 %FIGURE 4.7 – Courbe $\sigma - \epsilon$ $R = 0.1$, Niveau : 40 %

Le matériau est chargé initialement jusqu'à la contrainte moyenne, en suite il est chargé en alterné entre la valeur maximale et la valeur minimale de la contrainte. Le matériau passe par une étape de transition là où l'amplitude de contrainte n'est pas constante. Cette dernière commence par de faibles valeurs et va en augmentant. Au bout d'un certain nombre de cycles, elle se stabilise à la valeur qui correspond au rapport de contraintes. Sur un tissé déséquilibré sollicité à 90° avec une fréquence de 10 Hz, l'amplitude passe par cette phase de transition qui ne dure que quelques cycles avant de se stabiliser. Cette transition est imposée par la machine d'essai [34].

Il est intuitif de considérer le fait que cette phase de transition laquelle est d'autant plus confinée que le nombre de cycle est grand. De plus, généralement sous l'effet du cyclage, les courbes sont plus stables dans le cas de $R = 0.5$ par rapport au cas de $R = 0.1$. Cette différence peut être due à l'effet combiné du rapport et du niveau de contrainte. La figure 4.6, présente l'essai à 40 % de la contrainte statique avec un rapport de 0.5. On observe que l'évolution de la contrainte est très stable jusqu'au dernier cycle de l'essai qui représente probablement l'endurance limite du matériau dans ces conditions.

Sur un essai de fatigue comme sur un essai quasi-statique la mesure de la perte de rigidité est effectuée sur le diagramme $\sigma - \epsilon$. La nouvelle rigidité sur un cycle est mesurée par la pente entre le point maximal et le point minimal [34]. L'allure de la courbe typique de l'évolution de la rigidité relative E/E_0 en fonction du nombre de cycle est représentée sur la figure 4.8. Les courbes relatives aux éprouvettes sont représentées à l'annexe II.

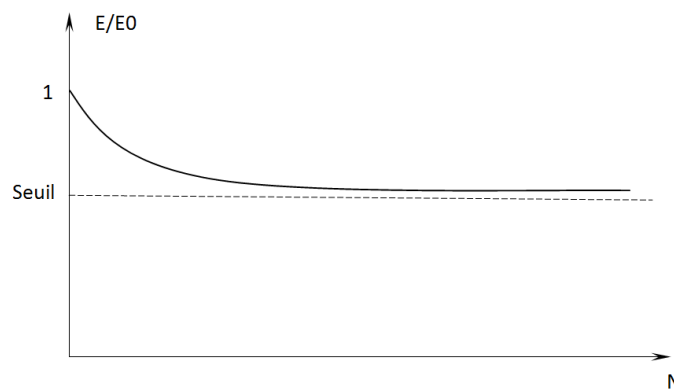


FIGURE 4.8 – Courbe typique de l'évolution de la perte de rigidité relative en fonction du cyclage

La rigidité relative tend vers une valeur constante au cours du cyclage, cette valeur représente un seuil au delà duquel les propriétés n'évoluent plus. D'un autre coté, il y a saturation de l'endommagement, donc pas d'évolution jusqu'à la rupture.

	R = 0.1	R = 0.5
80 %	0.739	0.737
60 %	0.802	0.751
40 %	0.808	0.761

TABLE 4.1 – Valeurs approximatives de la rigidité résiduelle relative

Ces valeurs, tableau 4.1, mettent en évidence de manière qualitative l'influence du rapport de chargement sur l'évolution de la rigidité. Pour un Rapport $R = 0.1$ la rigidité résiduelle atteint approximativement 0.8 de la rigidité initiale pour (60 et 40)% du niveau chargement, contre, approximativement 0.75 pour $R = 0.5$. Dans le cas de 80 % du niveau de charge la résistance résiduelle atteint approximativement 0.73 pour $R = 0.1$ et $R = 0.5$. D'où probablement un effet combiné entre le niveau et le rapport de contrainte.

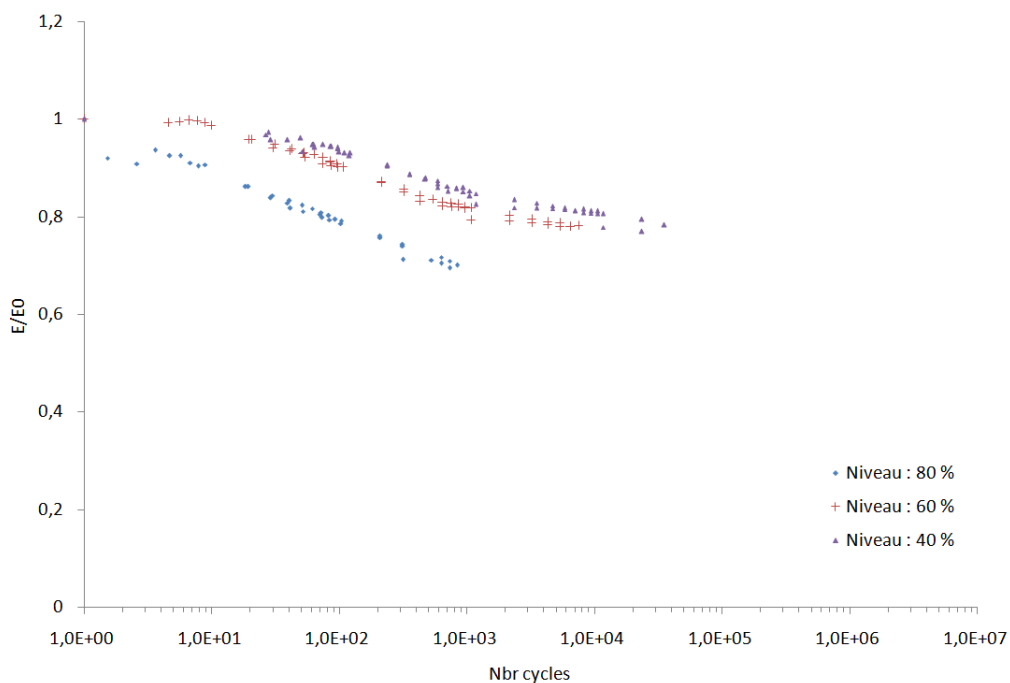
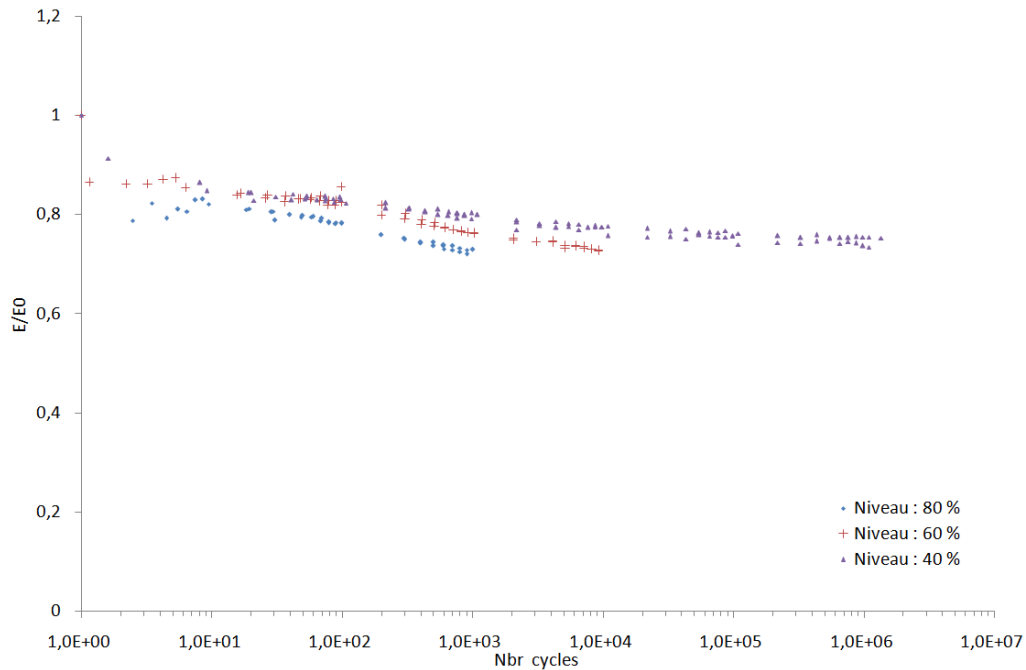


FIGURE 4.9 – Evolution de l'endommagement pour $R = 0.1$

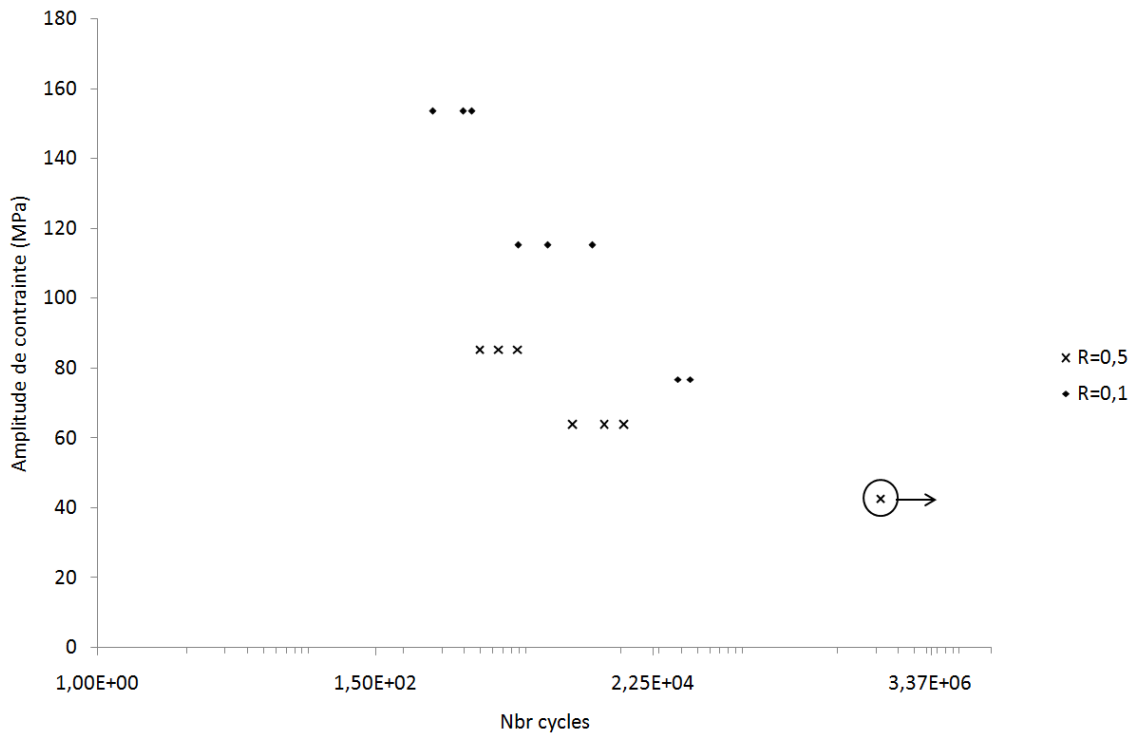
FIGURE 4.10 – Evolution de l'endommagement pour $R = 0.5$

Sur une échelle logarithmique, l'évolution de la rigidité relative est caractéristique d'un endommagement qui tend à se stabiliser en fonction du cyclage. Les valeurs asymptotiques mentionnées au tableau 4.1 sont mises en évidence également sur les figures 4.9 et 4.10. A titre comparatif, Les points expérimentaux pour $R = 0.1$ présente une pente plus prononcée que celles de la courbe $R = 0.5$, en d'autre terme les éprouvettes fatiguent plus rapidement dans le premier cas par rapport au second.

4.4 La courbe de Wölher

La figure 4.11, Montre le nombre de cycles à rupture en fonction de l'amplitude de contrainte. L'allure générale des points expérimentaux du diagramme pour $R = 0.1$ et $R = 0.5$, présentent une pente. Ceci peut être expliqué par les phénomènes d'endommagement, tels que la rupture des interfaces et la fissuration de la matrice.

En tenant compte de la dispersion des résultats, l'effet du rapport de contrainte est observé sur le nombre de cycle. Il est de plus en plus important à de faible niveaux de contraintes. Pour un rapport $R = 0.5$, et un niveau de contrainte de 40%, le nombre de cycle peut représenter le seuil d'endurance car l'essai à été interrompu à 1.3510^6 cycles sans rupture de l'éprouvette.

FIGURE 4.11 – *Courbe de Wöhler*

Pour modéliser les points expérimentaux des équations telles que celle de Wöhler ou Manson-Coffin peuvent ne pas suffir. Dans cette dernière, la contrainte à rupture σ est une fonction linéaire du logarithme du nombre de cycles N :

$$\sigma = B - A \cdot \log(N) \quad (4.5)$$

La valeur du paramètre B coïncide avec la contrainte à rupture statique. La valeur du paramètre A représente la pente de la droite de Wöhler. Également, on peut utiliser la loi de Manson-Coffin qui est couramment utilisée pour représenter les courbes d'endurance :

$$\sigma = A \cdot N^k \quad (4.6)$$

ou A et k sont des constantes liées au matériau ainsi qu'au rapport de charge.

Pour prédire le comportement en fatigue des matériaux composites à renfort verre en tenant compte de l'endommagement, les techniques les plus employées font intervenir le concept d'évolution des propriétés mécaniques. Dans ce contexte, la perte de rigidité et de résistance sont les principaux indicateurs du développement de

l'endommagement en fatigue. L'évolution de l'endommagement dépend à la fois des chargements statiques (monotones) et cycliques. De ce fait, le premier quart de cycle est considéré comme un chargement statique. Dans cette optique, l'endommagement du composite est décomposé en deux parties, statique et cyclique. Cette séparation a permis une meilleure identification des lois d'évolution. Ces dernières sont fonction de la force associée et par conséquent couplées, [34, 28, 23].

Ainsi, l'endommagement du matériau est décomposé en deux composantes. La première est due aux efforts statiques et la deuxième est due aux efforts de fatigue :

$$d_2 = d_{2s} + d_{2f} \quad (4.7)$$

$$d_{12} = d_{12s} + d_{12f} \quad (4.8)$$

La loi d'évolution de l'endommagement en fatigue est exprimée en fonction de la force associée conformément au formalisme thermodynamique. Elle fait intervenir les effets d'un chargement maximal est minimal au cours du cyclage. Il est à noter que cette formulation reste valable pour un type de chargement cyclique donné, [28].

Sur le plan des phénomènes physiques, l'endommagement sous sollicitations de fatigue fait appel aux mêmes mécanismes des sollicitations statiques. La formation et l'accroissement des ces mécanismes sont très liés à la nature des constituants (la matrice et les fibres), à l'orientation des plis, et à la séquence d'empilement [3]. Pour appliquer le modèle de fatigue basé sur la mécanique de l'endommagement sur le composite à renfort Mat, il est nécessaire d'effectuer un nombre plus important d'essai avec différentes sollicitations (traction et cisaillement). Ceci va permettre d'adopter une approche mathématique adéquate pour la détermination des différents paramètres du modèle (voir chapitre 2). Ainsi, il serait possible de vérifier l'aspect unifié du modèle pour des sollicitations statique et de fatigue pour ce type de composite.

Chapitre 5

Analogie pli Mat/stratifiés quasi-isotropes

L'utilisation de matériaux composites à renfort mat reste tributaire d'une bonne connaissance de leur comportement. De nombreuses recherches ont été menées dans le but d'élaborer des modèles de comportement mécanique. Dans cette optique, deux approches peuvent être envisagées, la première est basée sur la caractérisation microscopique des constituants de base (fibres et matrice). Cela est possible en passant par des méthodes d'homogénéisation, celles-ci utilisent des techniques multi-échelles pour reconstituer le comportement du V.E.R. (Volume Elementaire Représentatif). Ainsi, On aboutit aux caractéristiques d'un seul et unique matériau, en faisant appel à la théorie des valeurs moyennes relatives aux propriétés. Par contre, la deuxième approche est basée sur une caractérisation macroscopique au moyen des essais mécaniques standards, cela permettra dans un premier temps d'obtenir les propriétés globales du matériau, pour aboutir à un modèle élément finis pouvant prévoir le comportement du composite sous un chargement plus complexe. [24].

Par ailleurs, l'existence d'une analogie entre le composite à renfort Mat et le composite stratifié quasi-isotrope à été démontrée pour la rigidité. En ce qui concerne la résistance, on peut parler de quasi-isotropie qui dépend directement du nombre de plis intervenant dans le composite quasi-isotrope, [13], [10].

Dans ce qui suit, nous nous baserons sur cette analogie pour l'application du modèle de comportement endommageable initialement développé pour les composites UD. Pour ce faire, une présentation des composites quasi-isotropes sera suivie d'une description de l'isotropie de rigidité et de la quasi-isotropie de la résistance. Cette

dernière peut être caractérisée par le Facteur d'Anisotropie de Résistance (F. A. R.) établie analytiquement en se basant sur un critère de rupture.

5.1 Description des composites quasi-isotropes

Les quasi-isotropes représentent une classe de matériau composite stratifié à base de plis orthotropes (ou quasi-orthotrope). Ces plis sont caractérisés par des orientations qui se déduisent les unes des autres par un pas angulaire constant. La loi de comportement d'une plaque mince de stratifiés quasi-isotrope est comme suit :

$$\begin{pmatrix} \epsilon_1 \\ \epsilon_2 \\ \gamma_{12} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \frac{1}{E} & \frac{-\nu}{E} & 0 \\ \frac{-\nu}{E} & \frac{1}{E} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{2(1+\nu)}{E} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \end{pmatrix} \quad (5.1)$$

Les ensembles d'orientations de plis conduisant à des stratifiés quasi-isotropes sont en nombre infini, ils obéissent à la règle d'orientation illustrée sur la figure 5.1.

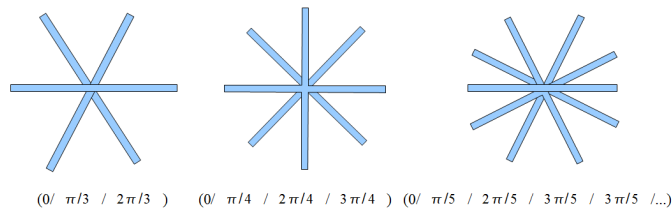


FIGURE 5.1 – Orientations des stratifiés quasi-isotropes

Ainsi, un stratifié quasi-isotrope comprenant n orientations, dont les angles seront :

$$\theta_i = \frac{\pi(p-1)}{n} \quad (5.2)$$

Avec :

- n : Entier quelconque représentant le nombre d'orientation ($n > 2$)
- p : Numéro du pli
- Le rapport $1/n$ représente la proportion de plis suivant chaque orientation

5.2 Influence des propriétés de l'UD sur le stratifié quasi-isotrope

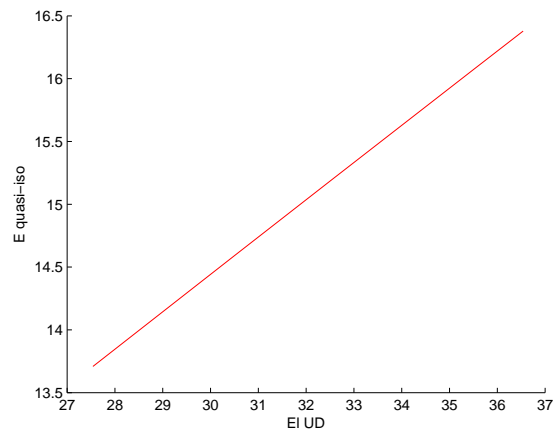
Dans la réalité, les défauts tels que la faiblesse des interfaces et la porosité sur des fibres qui possèdent la même orientation, peut modifier les paramètres de rigidité. De plus, l'orientation aléatoire des fibres du renfort Mat peut également modifier la rigidité dans une direction par rapport à une autre. Cela constitue une dispersion à prendre en considération, en plus des défauts. Par analogie, l'étude de la sensibilité sur un quasi-isotrope peut donc nous renseigner sur la manière dont ces paramètres affectent les propriétés globales du Mat. Ainsi, on peut analyser l'influence des propriétés du pli unidirectionnel (El, ET et Glt) sur les propriétés du stratifié $[0^\circ / \pm 45^\circ / 90^\circ]$. Les paramètres El, ET et Glt ont des valeurs qui varient dans des intervalles qui correspondent à l'ordre de grandeur de l'ensemble de ces paramètres. Il est intuitif d'avoir des valeurs du module de Young longitudinal (El) qui sont largement supérieures à ceux du module de Young transversal (Et), ou du module de cisaillement (Glt).

L'étude est basée sur un cas particulier de composite Verre/Epoxyde à 50% de taux de fibre. L'analyse de l'influence de chaque paramètre est étudiée séparément en considérant le reste des paramètres constants. Les intervalles de variation des paramètres sont identiques, ce qui va permettre de mettre en relief leur influence respective sur les propriétés globales du composite.

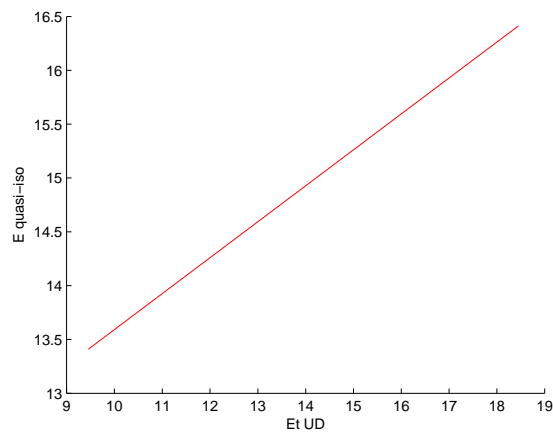
Sur la figure 5.2, les tendances du module Young du stratifié sont linéaires pour le cas de EL et ET, figures 5.2-a et 5.2-b. Par contre, pour Glt la tendance est légèrement nonlinéaire, , figures 5.2-c. Les trois paramètres peuvent plus ou moins, de manière relativement proche influencer la valeur du module de Young du stratifié.

Sur la figure 5.3, les tendances du module de cisaillement du stratifié sont linéaires pour les cas de El, Et, Glt. Comme pour le cas précédent, l'influence des paramètres de l'unidirectionnel sur le module de cisaillement reste relativement proche.

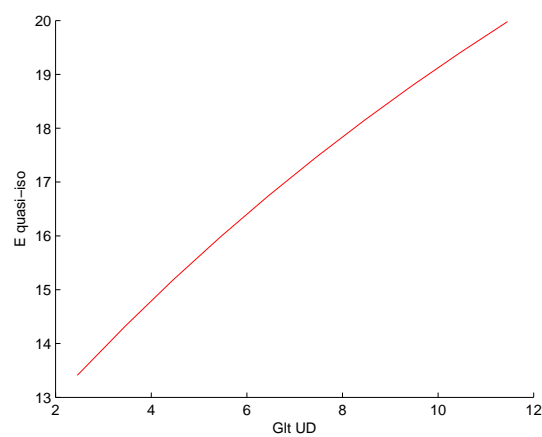
Sur la figure 5.4, les tendances du coefficients de poisson du stratifié sont globalement nonlinéaires. Pour le cas de module de cisaillement Glt et du module Et, la tendance est inversée, figure 5.4-b et c.



(a)

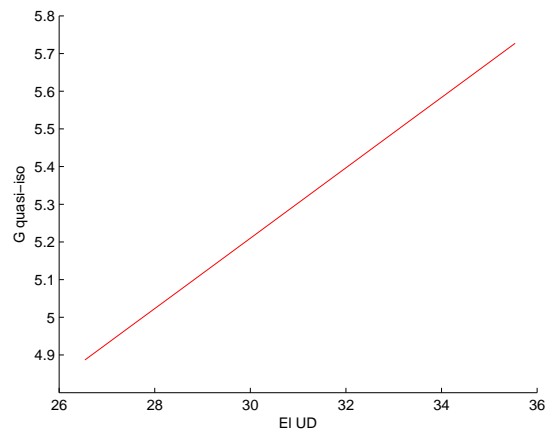


(b)

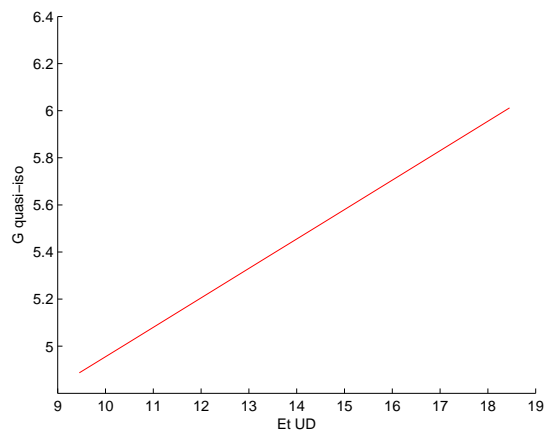


(c)

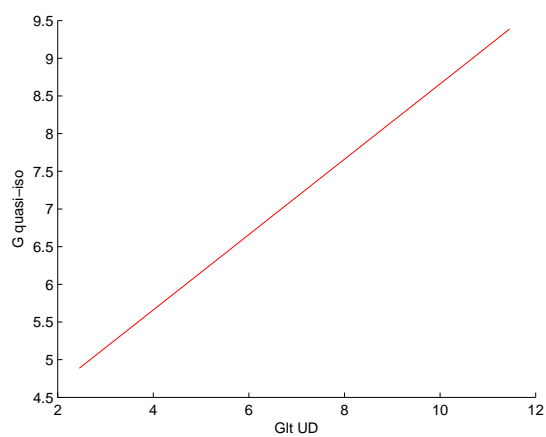
FIGURE 5.2 – Influence des propriétés de l'UD sur le module de Young du stratifié : (a) Influence de EI , (b) Influence de E_t , (c) Influence de G_{lt}



(a)

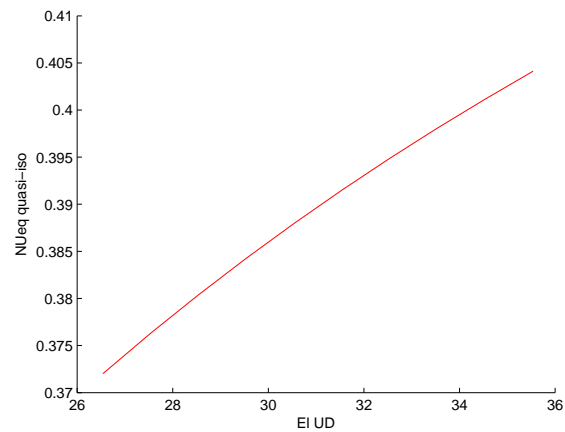


(b)

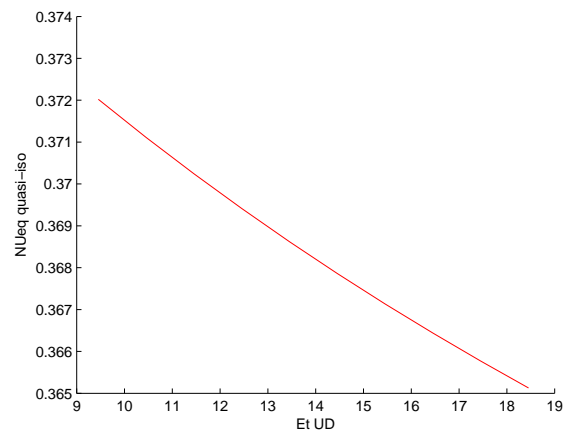


(c)

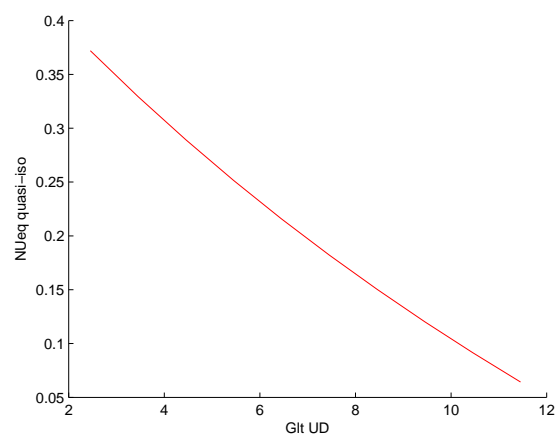
FIGURE 5.3 – Influence des propriétés de l'UD sur le module de cisaillement du stratifié : (a) Influence de EI , (b) Influence de E_t , (c) Influence de G_{lt} ,



(a)



(b)



(c)

FIGURE 5.4 – Influence des propriétés de l'UD sur le coefficient de poisson du stratifié : (a) Influence de EI , (b) Influence de E_t , (c) Influence de G_{lt} ,

5.3 L'analogie au sens de la rigidité

Plusieurs auteurs se sont intéressés à l'établissement d'expressions analytiques à travers lesquelles on peut estimer les propriétés de rigidité des composites à renfort à orientations aléatoires. Les travaux d'Haplin et Al [12] sur l'analogie des composites à renforts Mat aux quasi-isotropes, se sont basés sur la mécanique des stratifiés pour déterminer les propriétés globales du composite.

$$A_{ij} = \sum_{k=1}^N \frac{a(\theta_k)}{h} \acute{A}_{ij}(\theta_k) \quad (5.3)$$

Dans l'équation (5.3), A_{ij} représentent les constantes de rigidité du stratifié composé de N plis, et $\acute{A}_{ij}(\theta_k)$ sont les rigidités des plis orientés avec un angle de θ . Aussi, $a(\theta_k)/h$ désigne la fraction du pli k par rapport au composite en entier. Les équations (5.4), permettent de calculer les modules d'ingénieur du composites stratifiés sont :

$$\begin{aligned} \bar{E} &= \frac{A_{11}A_{22} - A_{12}^2}{A_{22}} \\ \bar{G} &= A_{66} \\ \bar{\nu} &= \bar{E} \frac{A_{12}}{A_{11}A_{22} - A_{12}^2} \end{aligned} \quad (5.4)$$

Une deuxième approche [18], en passant par des techniques des moyennes approximées, permet d'estimer au moyen de l'expression (5.5) le module de Young, et ce pour un composite à orientations aléatoires dans son plan.

$$E = \frac{3}{5}E_1 + \frac{5}{8}E_2 \quad (5.5)$$

E_1 et E_2 sont respectivement, les modules de Young sens fibres et sens transverse d'un pli UD qui possède le même taux de fibres que le composite à renfort Mat.

La détermination des autres caractéristiques élastiques du composite Mat sont déterminées en tenant compte de l'aspect isotropique du comportement. Ainsi, on considère que $\nu \approx 0.3$, et le module de cisaillement se calcule au moyen de l'équation 5.6

$$G = \frac{E}{2(1 + \nu)} \quad (5.6)$$

L'approche analogique en terme de rigidité est appliquée en comparaison avec les valeurs expérimentales issues de la bibliographie. Le calcul des propriétés globales se base sur la mécanique des stratifiés pour le cas d'un quasi-isotrope $[0^\circ / \pm 45^\circ / 90^\circ]$, composé de plis unidirectionnels (UD*) virtuels. Le calcul a été effectué sur Matlab en utilisant les équations d'Halpin Tsai et les valeurs des propriétés de la fibre et de la résine pour obtenir les propriétés des plis UD*. De suite, ces valeurs sont injectées dans les équations de la mécanique des stratifiés pour le calcul des propriétés globales du stratifié analogue. La condition d'analogie est que le taux de fibre soit identique pour le pli Mat et le stratifié quasi-isotrope.

- 1er Cas : SMC Verre/polyester, $V_f = 11\%$ [22]

$$E = 6239.9 \text{ (453.3) MPa}$$

$$G = 2043.8 \text{ (358.9) MPa}$$

$$\nu = 0.37 \text{ (0.04)}$$

- 2e Cas : Mat verre / PP , $V_f = 19\%$ [36]

$$E = 5600 \text{ (750) MPa}$$

$$G = 2300 \text{ (500) MPa}$$

$$\nu = 0,3 \text{ (0,03)}$$

- 3e Cas : Mat verre / Polyester , $V_f = 28\%$ [9]

$$E = 14000 \text{ MPa}$$

$$G = 5300 \text{ MPa}$$

$$\nu = 0,3$$

Les résultats du calcul sont comparés aux valeurs expérimentales sur les figures 5.5, 5.6 et 5.7. On remarque au regard des écarts types, la correspondance entre les propriétés du matériau et le stratifié analogue.

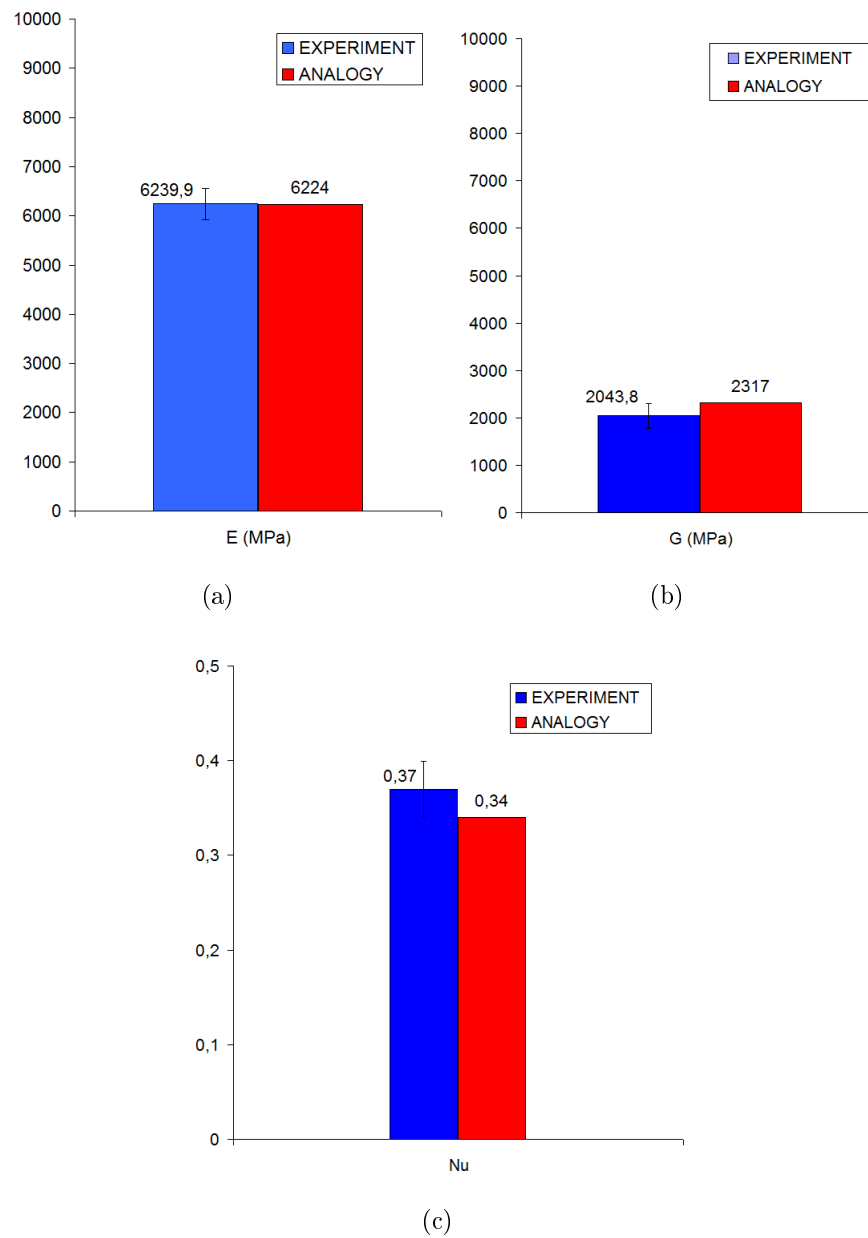


FIGURE 5.5 – 1er Cas

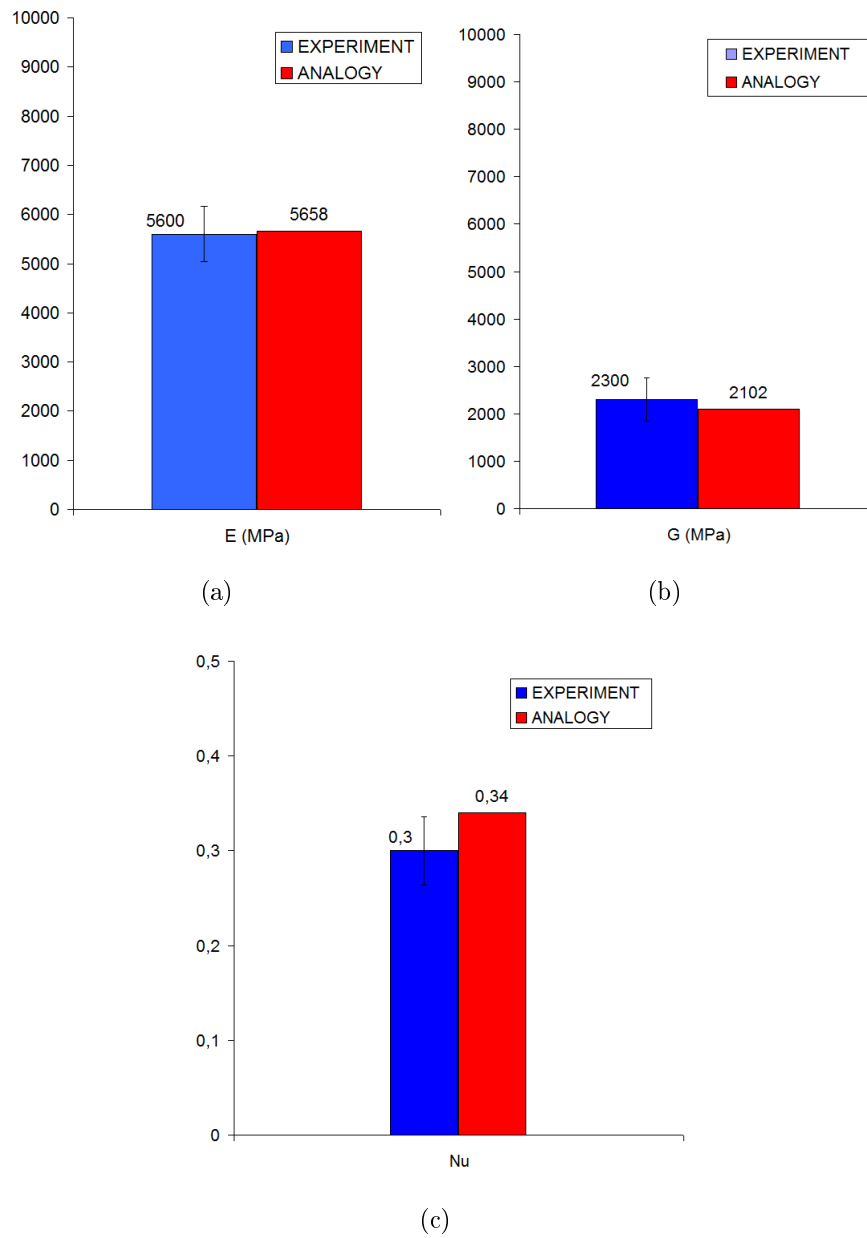


FIGURE 5.6 – 2e Cas

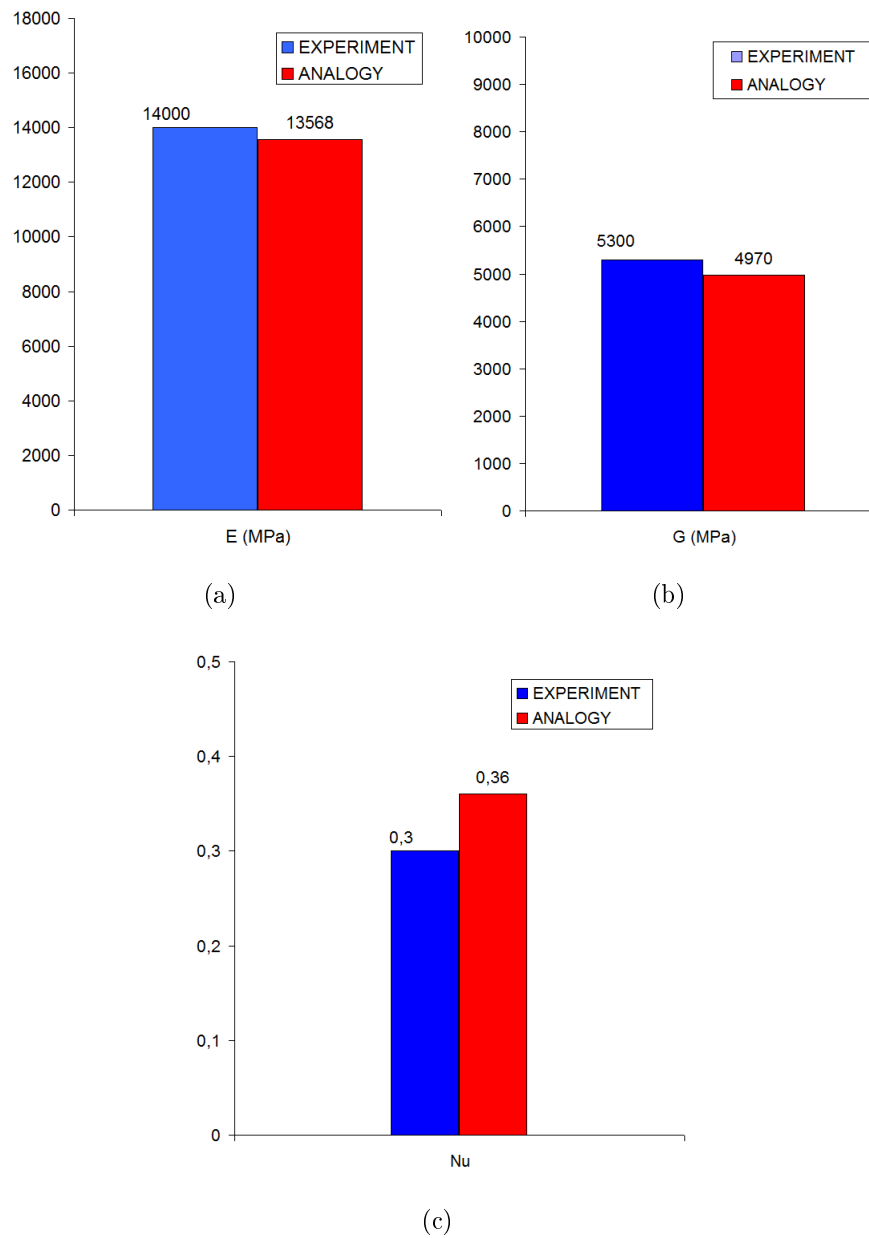


FIGURE 5.7 – 3e Cas

5.4 L'analogie au sens de la résistance

La résistance d'un stratifié quasi-isotrope, n'est pas aussi accusée en terme d'isotropie que la rigidité. En effet, la quasi-isotropie de résistance dépend directement du nombre de pli, en d'autre terme l'anisotropie de la résistance est inversement proportionnelle au nombre de plis. Gay, [10], présente une méthodologie intéressante à travers laquelle on peut calculer le facteur d'anisotropie de résistance (FAR) quantifiant l'anisotropie exprimée en pourcentage.

Le principe consiste à superposer le critère de rupture des différents plis sur le même graphique, en tenant compte du nombre de pli et du décalage angulaire entre chaque pli. La figure 5.8, illustre la cas d'un Verre/Epoxyde à 4 plis avec le critère de déformation max.

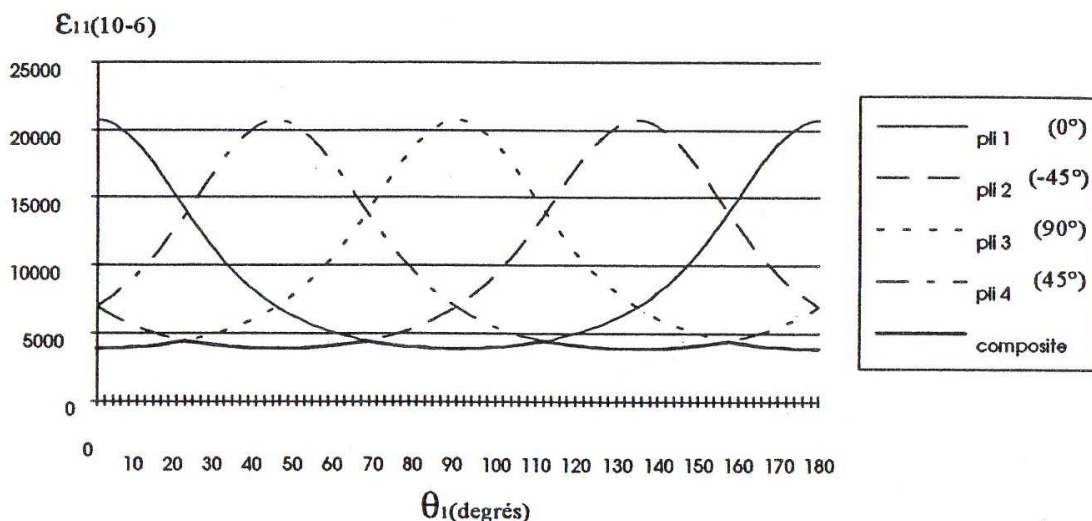


FIGURE 5.8 – Variation de la résistance à la traction des différents plis

Autrement interprétée, l'anisotropie de résistance des quasi-isotropes est intimement liée à l'axe d'application de la charge par rapport aux différentes directions des fibres (des plis UD). Sur la figure 5.9, le cas d'un quasi-isotrope à quatre plis [$0^\circ / \pm 45^\circ / 90^\circ$] est illustré avec l'orientation du stratifié par rapport à l'axe de la charge. Deux situations sont considérées : dans une première, nous avons un pli (des fibres) orienté selon l'axe de la charge. La deuxième situation, considère le cas où il n'y a pas de pli orienté dans cette direction, c-à-d, celle de la charge. Le stratifié dans les deux cas va se comporter différemment, d'où l'anisotropie de résistance. La

valeur de cette dernière est d'autant plus petite que le nombre de plis augmente. Ceci, rend les plis de plus en plus rapprochés de l'axe d'application de la charge.

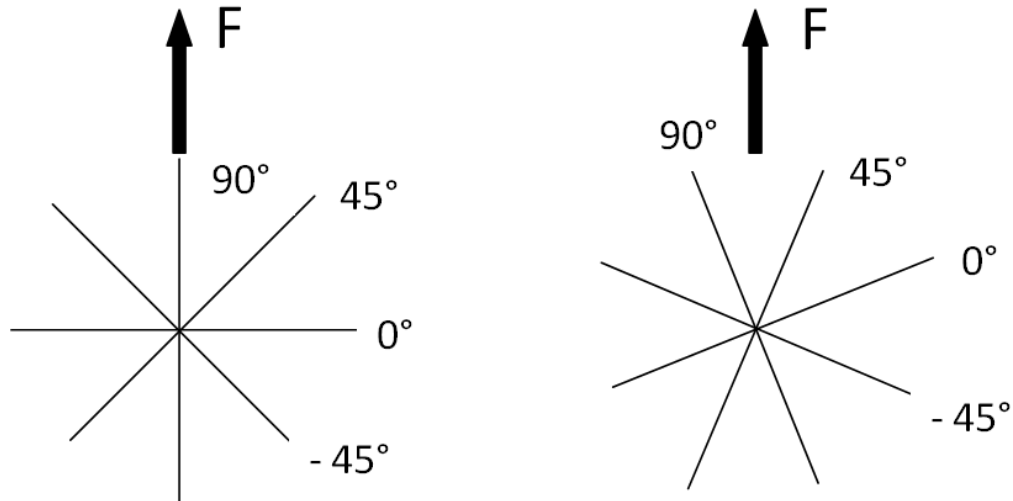


FIGURE 5.9 – schématisation de l'orientation du stratifié $[0^\circ/\pm 45^\circ/90^\circ]$ par rapport à l'axe d'application de la charge

Dans cette optique, on considère que le problème de l'anisotropie ne se pose pas tant que nous avons des plis dans la direction de l'effort. pour notre étude sur les éprouvettes plates ou tubulaires, nous pouvons prendre un composite analogue à quatre pli $[0^\circ/\pm 45^\circ/90^\circ]$. Ce choix est justifié dans le cas des sollicitations de traction, de cisaillement et de combiné (traction-torsion).

Le composite analogue choisi possède dans les différents cas de chargement des fibres orientées selon les axes des sollicitations imposées, figure 5.10. Les résultats des essais montrent que les éprouvettes tubes se sont rompues approximativement selon une facette qui correspond à la direction de la contrainte principale de traction. Du fait que pour la traction et la torsion, les tubes possèdent toujours des fibres dans ces directions (90° et $\pm 45^\circ$). Donc, nous pouvons émettre l'hypothèse que le composite analogue peut éventuellement suffire pour modéliser le composite à renfort mat. Néanmoins, une dispersion peut être enregistrée surtout pour le cas des sollicitations combinées.

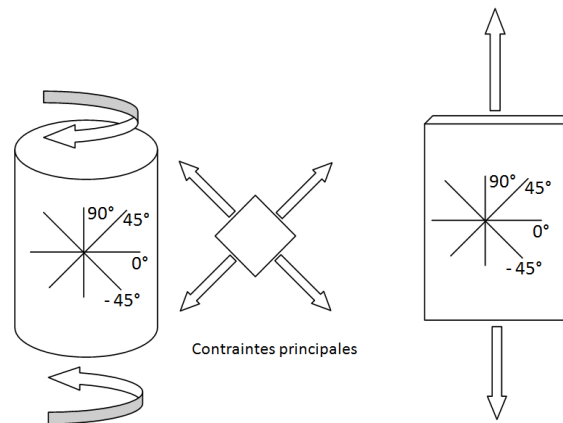


FIGURE 5.10 – *Interprétation des directions des sollicitations pour le choix du quasi-isotropes*

Le composite analogue $[0^\circ/\pm 45^\circ/90^\circ]$ ainsi choisi, va servir à simuler le comportement des éprouvettes. Reste la détermination des propriétés des plis qui composent le quasi-isotrope analogue, elle sera traitée dans le prochain chapitre.

Chapitre 6

Application du modèle d'endommagement au MAT

Cette partie est consacrée à l'application du modèle d'endommagement décrit dans le chapitre deux. Le Modèle décrit le comportement des composites stratifiés jusqu'à la rupture du premier pli. En d'autres termes, Les plis endommagés sont considérés dans le modèle comme étant homogènes avec des caractéristiques mécaniques qui se dégrade.

Les hypothèses considérées dans l'étude du comportement sous des chargements statiques :

- Le cadre de l'endommagement diffus
- La rupture du composite correspond à la rupture du premier pli
- Dans le sens des fibres, le comportement est considéré élastique fragile
- L'évolution des variables d'endommagement dépend des contraintes
- Les variables d'endommagement restent constantes dans l'épaisseur du composite
- Méso-modèle orthotrope de comportement non-linéaire
- Le stratifié n'est pas sensible au délaminage

De plus, on considère que le composite à renfort mat est équivalent en terme de comportement à un quasi-isotrope à 4 plis $[0^\circ / \pm 45^\circ / 90^\circ]$. On suppose également que les fibres ne subissent pas de flexion au niveau des points de croisement, ce qui permet de considérer les fibres qui ont la même orientation comme faisant partie d'un même pli unidirectionnel.

Le modèle d'endommagement a été implémenté dans un code de calcul sous

Matlab. Ce dernier a été développé dans la cadre du travail de thèse de Y. Thollon [34].

6.1 Détermination des paramètres

Le modèle d'endommagement nécessite la détermination des différents paramètres relatifs au matériau. En considérant le principe d'analogie, on peut déterminer les propriétés du pli UD* virtuel qui compose le stratifié analogue. Le modèle est appliqué sur les résultats expérimentaux des plaques et des tubes. Etant donnée la dispersion des résultats nous avons utilisés un algorithme d'essai-erreur "generate and test" pour calculer les propriétés du composite analogue qui correspondent le mieux aux résultats expérimentaux du mat, et cela, en faisant varier les paramètres E_1, E_2, G_{12} du pli UD*, figure 6.1.

Les caractéristiques de l'UD* virtuel issues du calcul sont comme suite :

$$E_1 = 21824MPa$$

$$E_2 = 7927MPa$$

$$G_{12} = 2417MPa$$

$$\nu = 0.36$$

Etant donnée que la déformation à rupture des plaques est différente de celle des tubes, nous avons appliqués deux critères de rupture en déformation :

$$\text{Le cas des plaques : } \epsilon_{max} = 2.14\%$$

$$\text{Le cas des tubes : } \epsilon_{max} = 1.5\%$$

Les paramètres de la loi d'endommagement pour le cas des plis UD ont été déterminés initialement pour le cas des plis renfort tissé en verre/Epoxyde, [34]. Ce dernier a été modélisé sous forme d'un stratifié croisé composé de deux plis virtuels :

$$m = 0.75$$

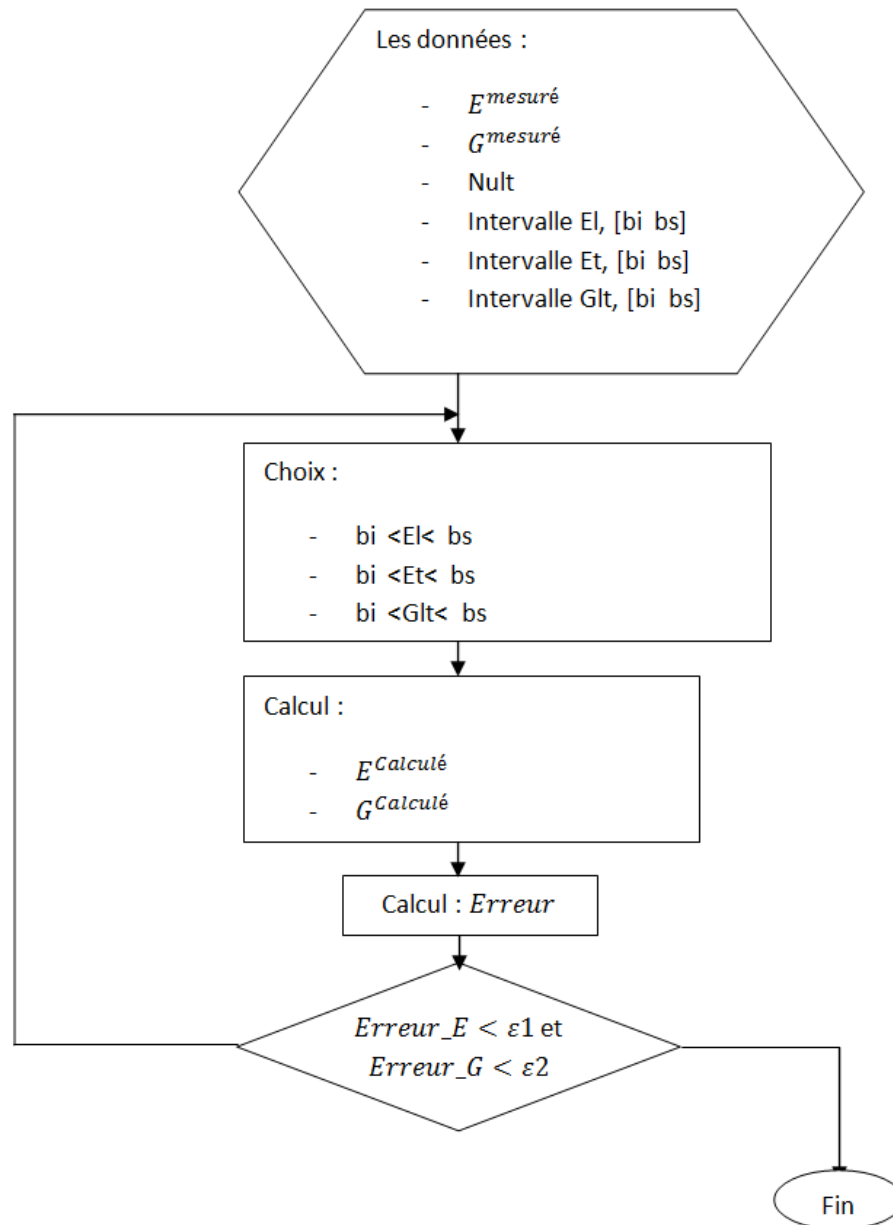
$$n = 0.75$$

$$a = 0.9$$

$$b = 0.32$$

$$Y_0 = 0$$

$$c = 1$$

FIGURE 6.1 – *Algorithme de calcul essai-erreur*

En supposant que le matériau commence à s'endommager dès le début du chargement on peut prendre le seuil d'endommagement $Y_0 = 0$. De plus, si on considère que les plis UD* s'endommagent de manière identique dans le sens transverse et de cisaillement, on peut prendre le facteur $c = 1$ se qui conduit à $d_2 = d_{12}$.

6.2 Etude du comportement

L'application du modèle d'endommagement se base sur le modèle analogue du stratifié quasi-isotrope à 4 plis $[0^\circ/\pm 45^\circ/90^\circ]$. Les paramètres décrits dans la section précédente sont injectés dans le code de calcul. Le code permet de quantifier l'endommagement et de réévaluer les propriétés de chaque pli en le considérant comme un nouveau pli qui possède des caractéristiques plus faibles à chaque itération. Ainsi, on peut comparer les résultats du modèle aux résultats des essais, sachant que nous avons deux types d'éprouvettes. Le modèle est appliqué sur les résultats des deux types d'éprouvettes en question, seul le critère de rupture a été changé dans le modèle.

Le modèle permet de décrire l'évolution de l'endommagement dans chaque pli, figure 6.2. On observe l'évolution de l'endommagement d_2 et d_{12} , selon l'orientation des plis. Le pli orienté à 90° est le plus affecté et atteint une valeur maximale égale à 0.69, les plis orientés à $\pm 45^\circ$ sont moins endommagés et atteignent une valeur maximale égale à 0.52. Par contre, le pli orienté à 0° ne subit aucun endommagement significatif, et donc sa rupture reste brutale et fragile. Le niveau d'endommagement des tubes est moins important par rapport aux plaques. Ceci est due principalement au niveau de déformation à rupture qui est plus faible.

L'évolution de l'endommagement global suit une loi non linéaire et atteint une valeur maximale de 0.24 dans le cas des plaques. Cette valeur peut être considéré comme un point de saturation au delà du quel il y a rupture. La confrontation avec l'essai montre une bonne adéquation, figure 6.3, tenant compte de l'aspect dispersif de la résistance à rupture du matériau.

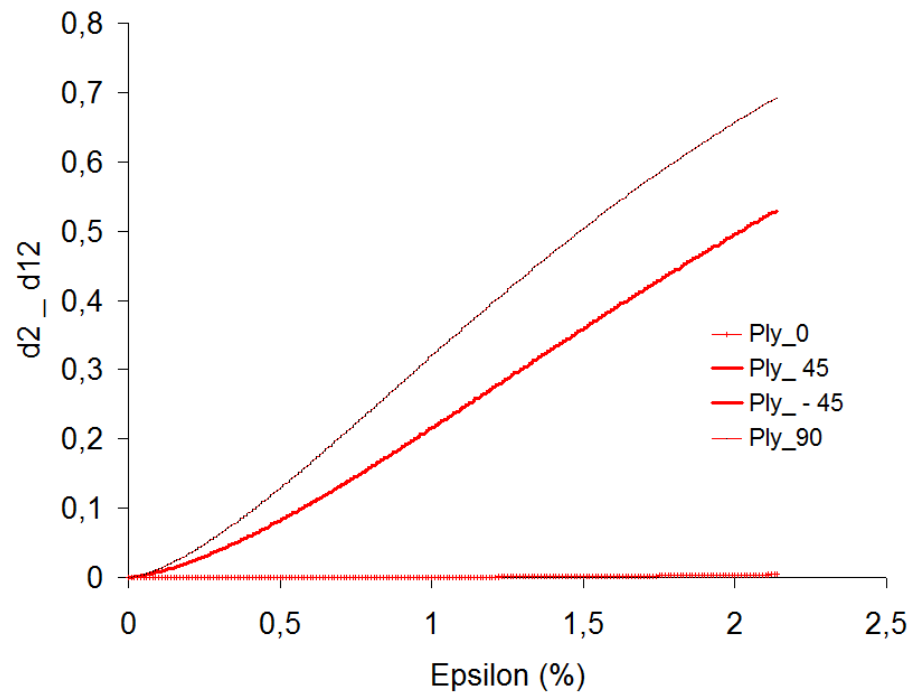


FIGURE 6.2 – Evolution de l'endommagement au niveau des plis UD*

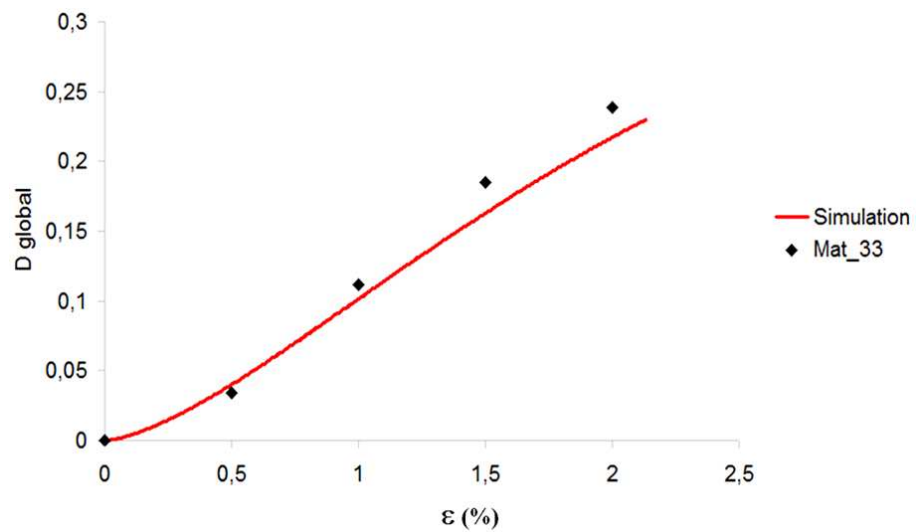


FIGURE 6.3 – Endommagement global essai-modèle

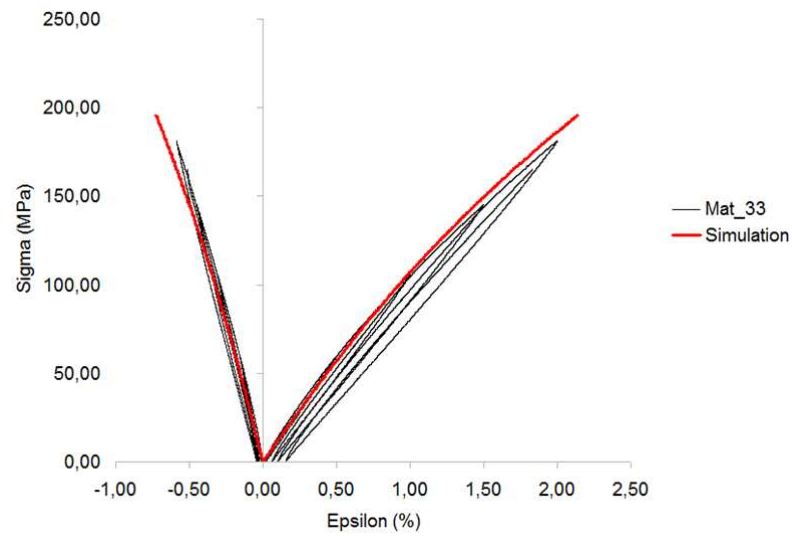


FIGURE 6.4 – Comportement en traction des plaques : Essai-modèle

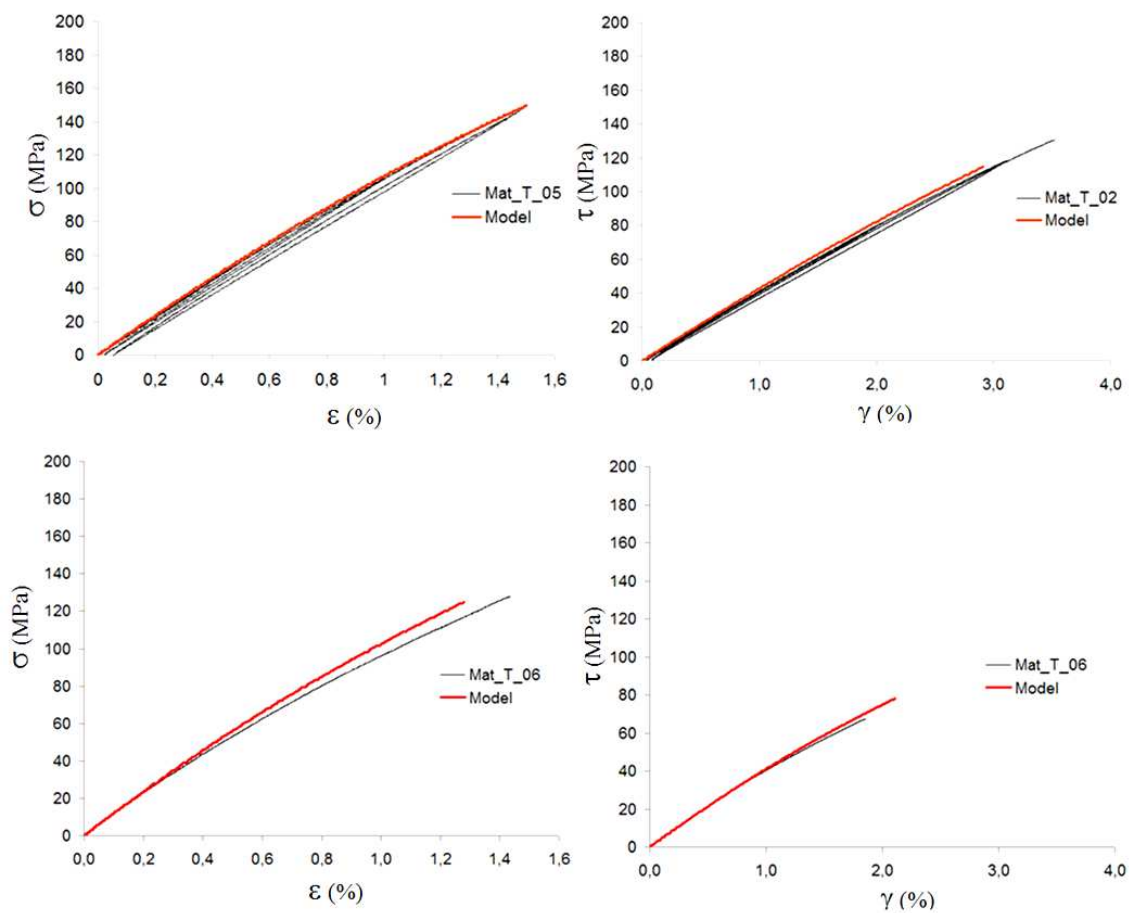


FIGURE 6.5 – Comportement en combiné des tubes : Essai-modèle

6.3 L'enveloppe de rupture

Le modèle d'endommagement peut décrire le comportement jusqu'à la rupture. Pour modéliser l'enveloppe de rupture nous avons utilisés en premier lieu le critère de la force associée maximale $Yd_{max} = 1.9MPa$, cette valeur correspond à la contrainte $\sigma_{max} = 288MPa$ au niveau du pli, figure 6.6. Les résultats montrent une bonne représentation du modèle par rapport aux point expérimentaux.

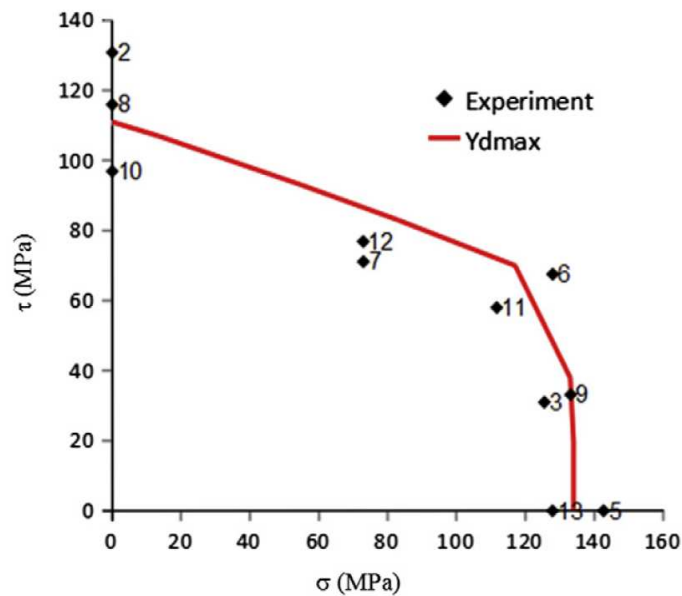


FIGURE 6.6 – Application du critère Yd_{max}

Les images des éprouvettes tubes montrent que la rupture se passe autour d'un plan voisin de la facette principale qui correspond à la contrainte principale de traction. A cette effet nous avons représenté l'enveloppe de rupture superposée à la une enveloppe théorique qui correspond à une contrainte principale de traction constante. A l'échelle du composite, on peut considérer le matériau comme homogène et isotrope et comparer les points expérimentaux à la contrainte principale maximale $\sigma_I = 135MPa$, figure 6.7. Ceci peut être expliquer d'un coté par l'aspect fragile de la rupture, et d'un autre coté, les fibres orientées dans la direction de la sollicitation reprennent la charge est donc sont les premiers à ce rompre. Les autres fibres vont suivre très rapidement pour avoir une rupture brutale des tubes.

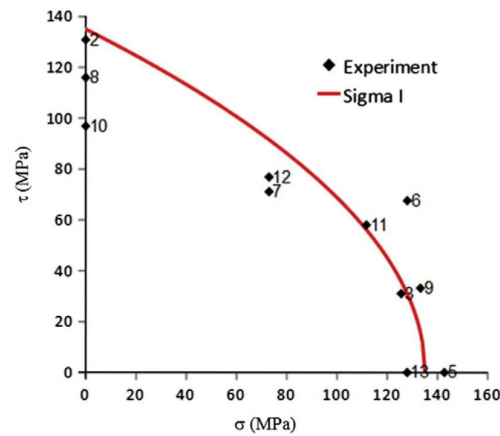
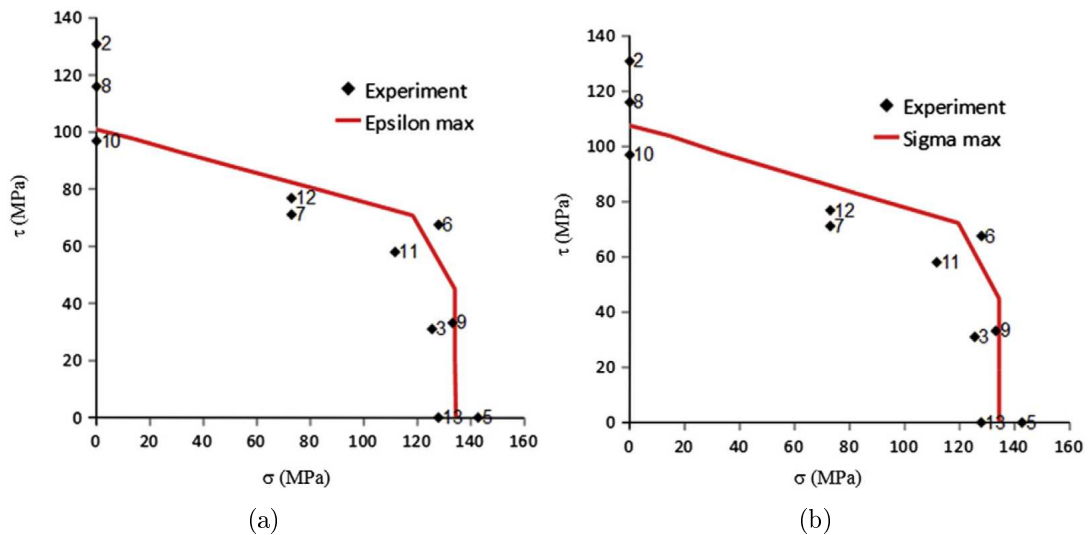


FIGURE 6.7 – évolution de la contrainte principale de traction

Dans cette optique, une approche simplifiée basée sur les critères de rupture fragile peut être appliquée. Des critères tels que la contrainte maximale $\sigma_{max} = 248 MPa$, et le critère de la déformation maximale $\epsilon_{max} = 1.14\%$, sont appliqués, figure 6.8 a et b. Ces critères sont appliqués à l'échelle du pli, pour une valeur de contrainte de rupture du composite $\sigma_{rup} = 135 MPa$.

FIGURE 6.8 – Critères fragiles : (a) : $Epsilon_{max}$, (b) : $Sigma_{max}$

Etant donné le caractère élastique endommageable avec un niveau d'endommagement assez faible, le comportement peut être élastique fragile. Il peut être donc représenté par un critère du type $Epsilon_{max}$.

Conclusion

Le travail de thèse a été consacré à l'étude du comportement endommageable des composites à renfort Mat. Le choix de ce type d'armature de renfort est justifié par deux volets. Un volet technico-economique, du fait que ce type de matériau peut être utilisé dans notre tissu industriel. L'autre volet est scientifique, du fait que ce travail rentre dans le cadre d'une collaboration avec le LMA (Laboratoire de Mécanique et d'Acoustique). Pour comprendre le comportement endommageable sous l'effet de sollicitations statiques, de fatigue, ainsi que l'effet de vitesse de déformation, une recherche bibliographique et une étude expérimentale ont été menées. L'étude expérimentale en statique comporte des essais à sollicitation de traction et en combiné traction/torsion. Pour ce faire, des éprouvettes plates et tubulaires ont été utilisées. Quant aux éprouvettes plates, elles ont été obtenues par infusion, par contre les éprouvettes tubulaires nécessitaient l'utilisation pré-imprégnés de Mat. Les essais montrent un comportement élastique endommageable. Le mécanisme d'endommagement dominant est probablement la rupture des interfaces fibre/matrice. Les fibres les plus concernées ont des orientations suivant des directions autour de ± 45 . L'évolution de l'endommagement global en fonction de la déformation est non linéaire. Pour une déformation qui dépasse 2 %, l'endommagement globale atteint 0.24. Dans le cas des tubes, la déformation à rupture est de l'ordre de 1.5%, la différence du procédé de fabrication et des effets de structure peuvent être à l'origine de cette différence. Ceci, explique le niveau d'endommagement relativement bas par rapport aux plaques

Le modèle d'endommagement appliqué sur le composite à renfort Mat a été développé initialement pour les composites unidirectionnels, et il a été appliqué par la suite sur les tissés avec succès. En se basant sur le principe d'analogie entre quasi-isotrope et mat, nous avons appliqué le modèle d'endommagement pour simuler

le comportement du composite à renfort Mat. Pour se faire, il a été nécessaire de déterminer les paramètres essentiels à l'application du modèle. Le modèle analogue correspond à un quasi-isotrope $[0/\pm 45/90]$ constitué de plis unidirectionnels virtuels dont le taux de fibre est égal à celui du Mat. Les résultats montrent une bonne adéquation entre les essais et le modèle. Selon le modèle, le pli orienté à 90° est le plus endommagé, Les plis à 45° le sont moins. Par contre, le pli à 0° ne présente pas d'endommagement significatif. L'endommagement observé sur les éprouvettes suit l'orientation des fibres, représentant la fissuration des interfaces fibre/matrice, qui est probablement le mécanisme dominant d'endommagement.

Pour modéliser l'enveloppe de rupture, sachant qu'à un tel niveau de déformation (1.5%) l'endommagement est faible, de plus, que la rupture est brutale. Des critères fragiles tels que la déformation max appliqués à l'échelle du plis peuvent décrire la rupture sous des sollicitations de traction-torsion. Aussi, étant donnée la morphologie de rupture des tubes, il a été intéressant de tracer la courbe qui correspond à la contrainte principale maximale. Ceci nous suggère que la rupture des tubes se produit par traction de manière fragile suivant la direction principale, suivant laquelle les fibres orientées dans cette direction reprennent la charge.

Les essais de fatigue montrent que le composite à renfort mat est sensible à l'effet combiné du niveau de charge et de l'amplitude de contrainte. L'endommagement, après un certain nombre de cycles tend à se stabiliser à une valeur asymptotique. Cette dernière, représente un seuil de saturation Au delà du quel les propriétés n'évoluent plus jusqu'à la rupture. Le seuil d'endommagement dépend également du niveau de contrainte et rapport de chargement. Cependant, à de faibles niveaux de chargement, l'effet du rapport tend à s'estomper.

Comme perspectives, nous proposons dans un premier lieu, de réaliser des tubes par infusion. Ceci, va permettre d'améliorer la déformation à rupture, à titre de comparaison aux plaques. De plus, il serait Intéressant d'étudier les effets de structures par la réalisation d'essais sur des éprouvettes entaillées et/ou trouées. Ensuite, d'appliquer le code Abaqus dans le quel la routine d'endommagement à été implémentée et appliquée les composites tissés [16].

Bibliographie

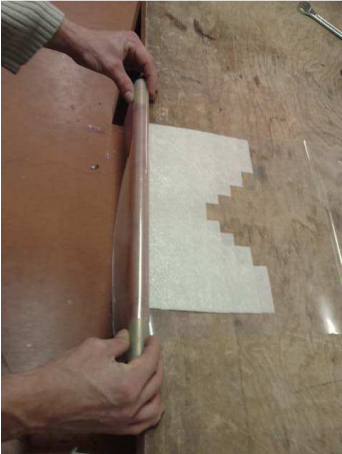
- [1] D.H. Allen, J.A. Holmberg, M. Ericson, L. Ians N. Svensson, and S. Holmberg, *Modeling of viscoelastic response of gmt structural components*, Composites science and technology **61** (2001), 503–515.
 - [2] W.S. Arnold, M.D. Robb, and I.H. Marshal, *Failure enveloppes for notched CSM laminates under biaxial loading*, Composites **26** (1995), 739–747.
 - [3] Claude Bathias, *Fatigue des matériaux composites à matrice polymère et fibre longues*, Techniques de l'ingénieur, traité Plastiques et composites **A 7 760**.
 - [4] J. M. BERTHELOT, *Matériaux composites, comportement mécanique et analyse de structure*, Masson, 1992.
 - [5] Bénédicte BONNET, *Comportement au choc des matériaux composites pour applications automobiles*, Thèse de doctorat en sciences et génie des matériaux, Ecole Nationale supérieure des mines de Paris, 2005.
 - [6] K. Derrien, J. Fitoussi, G. Guo, and D. Baptiste, *Prediction of effective damage properties and failure properties of nonlinear anisotropic discontinuous reinforced composite*, Computer methods in applied mechanics and engineering **185** (2000), 93–107.
 - [7] J. Fitoussi, G. Guo, and D. Baptiste, *Determination of a tridimensional failure criterion at the fibre matrix interface of an organic matrix discontinuous reinforcement composite*, Composites Science and Technology **56** (1995), 755–760.
 - [8] J. Fitoussi, G. Guo, and D. Baptiste, *A statistical micromechanical model of anisotropic damage for s.m.c. composites*, Composites Science and Technology **58** (1998), 759–763.
 - [9] D. GAY, *Matériaux composites, 3e édition revue et corrigée*, Hermes, 1991.
-

-
- [10] D. Gay and F. Joubert, *Isotropie de rigidité et quasi-isotropie de résistance des stratifiés à orientations périodiques*, Revue des composites et des matériaux avancés **04** (1994), 241–261.
- [11] J. GULINO, *Mats de verre à filaments continus*, Techniques de Ingénieur traité Plastiques et Composites **5133**.
- [12] J.C. Halpin, K.L. Jerne, and J.M. Whitney, *The laminate analogy for 2 and 3 dimensional composite materials*, Journal of composite materials **5** (1971), 36–49.
- [13] J.C. Halpin and J.L. Kardos, *Strength of discontinuous reinforced composites : I. fiber reinforced composites*, polymer engineering and science **18** (1978), 496–504.
- [14] C. HERAKOVICH, *Mechanics of fibrous composites*, John Wiley & Sons, 1998.
- [15] C. Hochard and Y. Thollon, *A generalized damage model for woven ply laminates under static and fatigue loading conditions*, International journal of fatigue **32** (2010), 158–165.
- [16] D. Hull, *Introduction to composite materials*, Cambridge University Press, 1981.
- [17] Z. Jendli, J. Fitoussi, F. Meraghni, and D. Baptiste, *Anisotropic strain rate effects on the fiber-matrix interface decohesion in sheet moulding compound composites*, Composite science and technology **65** (2005), 387–393.
- [18] JL Kardos, *Critical issues in achieving desirable mechanical properties for short fiber composites*, Pure and Appl. chem. **57** (1985), 1651–1657.
- [19] B. de Maillard L. Berreur and S. Nösperger, *L'industrie française des matériaux composites, étude stratégique réalisée par : Nodal consultants*, Ministère de l'économie des finances et de l'industrie, MAI 2002.
- [20] P. Ladevèze and E. Le Dantec, *Damage modelling of the elementary ply for laminated composite*, Composites Science and Technology **43** (1992), 257–267.
- [21] C.S. Lee, W.H. Wang, C.H. Park, and K.S. Han, *Failure of carbon/epoxy composite tubes under combined axial and torsional strength by the use of neural networks*, Composites science and technology **59** (1999), 1779–1788.
- [22] F. Meraghnia, F. Desrumaux, and M.L. Benzeggagh, *Implementation of a constitutive micromechanical model for damage analysis in glass mat reinforced composite structures*, Composites Science and Technology **62** (2002), 2087–2097.
-

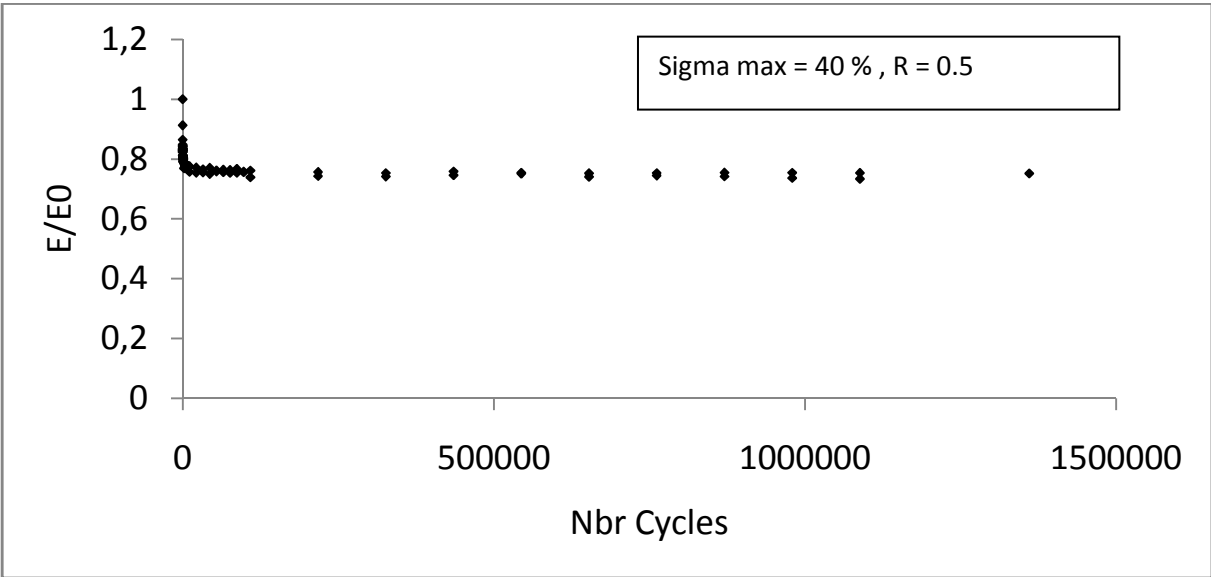
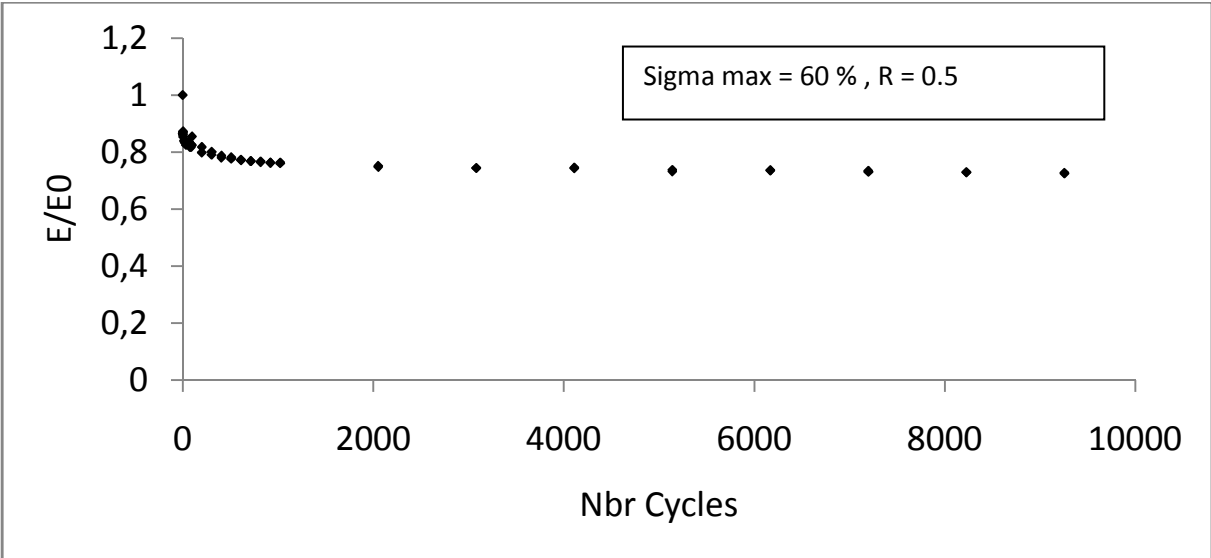
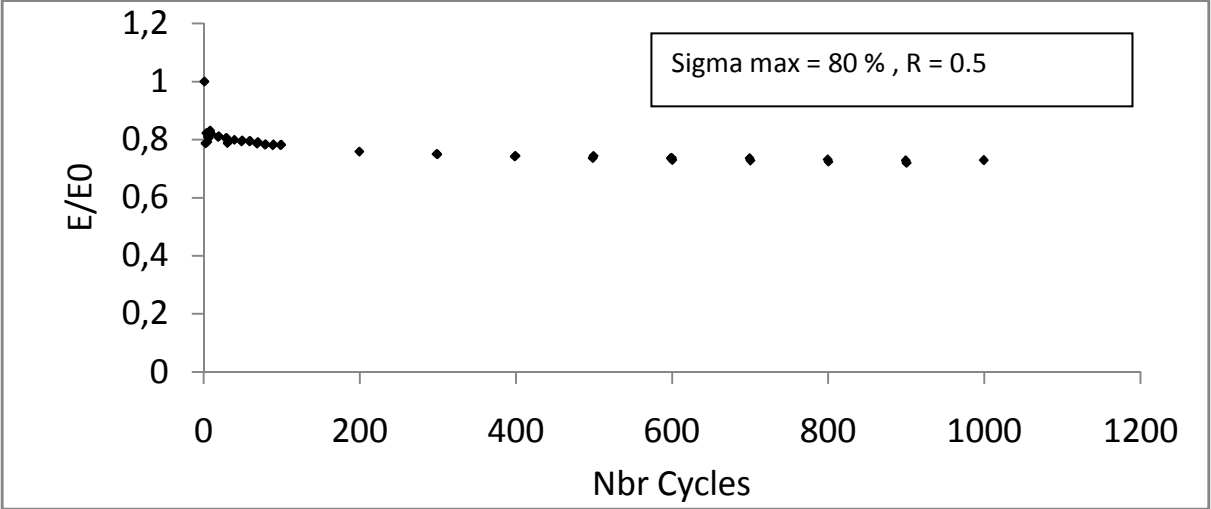
-
- [23] S. MIOT, *Rupture de structures composites stratifiées sous chargements statique et de fatigue*, Thèse de doctorat en mécanique des solides, Université Aix-Marseille, 2009.
- [24] E V Morozov, K E Morozov, and V Selvarajalu, *Damage model development for smc composite*, International Journal for Numerical Methods in Fluids **40** (2002), 953–980.
- [25] M. Nasraoui, P. Forquin, , L. Siad, and A. Rusinek, *Influence de la température, de la vitesse de déformation, et de l'échauffement adiabatique sur le comportement mécanique du polyméthacrylate de méthyle (pmma)*, 19e Congrès Français de Mécanique **Marseille, 24-28 Août 2009**, 1–12.
- [26] G. Nilsson, S. Patrick Fernerg, and Lars A. Berglund, *Strain field inhomogeneities and stiffness changes in gmt containing voids*, Composites Part A **33** (2002), 75–85.
- [27] M. Oldendo and S.P. Fernberg L.A. Berglund, *Mechanical behaviour of smc composites with toughening and low density additives*, Composite : Part A **34** (2003), 875–885.
- [28] J. PAYAN, *Etude du comportement de composites stratifiés sous chargement statique et de fatigue*, Thèse de doctorat en mécanique, Université Aix-Marseille II, 2004.
- [29] J. Payan and C. Hochard, *Damage modelling of laminated carbon/epoxy composites under static and fatigue loadings*, International journal of fatigue **24** (2002), 299–306.
- [30] Y. PERROT, *Influence des propriétés de la matrice sur le comportement mécanique de matériaux composites verre/polyester utilisés en construction navale de plaisance - cas des résines polyester limitant les émissions de styrène*, Thèse de doctorat, Université de Bretagne Sud, 2006.
- [31] L. A. PILATO and M. J. MICHNO, *Advanced composite materials*, Springer - Verlag, 1994.
- [32] Y. Setiadi, P. Y. B. Jar, T. Kubuki, and J. J. R. Cheng, *Comparison of damage development in random fiber-reinforced polymers (frps) under cyclic loading*, Journal of composite materials **40** (2006), 71–91.
-

-
- [33] R. Talreja, *Damage and fatigue in composites-a personal account*, Composites Science and Technology **68** (2008), 2585–2591.
- [34] Y. THOLLON, *Analyse du comportement à rupture de composites stratifiés constitués de plis tissés sous chargements statique et de fatigue*, Thèse de doctorat en mécanique énergétique, Université Aix-Marseille, 2009.
- [35] Y. Thollon and C. Hochard, *A general damage model for woven fabric composite laminates up to first failure*, Mechanics of materials **41** (2009), 820–827.
- [36] Xinran xiao, *Evaluation of a composite damage constitutive model for pp composite*, Composite structures **79** (2007), 163–173.
-

Annexe I : Procédés de fabrication des tubes



Annexe II : Essais de fatigue



Annexe II : Essais de fatigue

