HAL open science

Endommagement par fatigue et durée de vie de structures en matériaux composites à fibres continues pour application liaison au sol

Rim Ben Toumi

To cite this version:

Rim Ben Toumi. Endommagement par fatigue et durée de vie de structures en matériaux composites à fibres continues pour application liaison au sol. Matériaux. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2015. Français. NNT : 2015ENMP0064 . tel-03081259

HAL Id: tel-03081259

https://pastel.hal.science/tel-03081259

Submitted on 18 Dec 2020

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

ParisTech
INSTITUT DES SCIENCES ET TECHNOLOGIES
PARIS INSTITUTE OF TECHNOLOGY

MINES ParisTech

École doctorale n° 432 : Sciences des Métiers de l'Ingénieur

Doctorat ParisTech

T H È S E

pour obtenir le grade de docteur délivré par

l'École Nationale Supérieure des Mines de Paris

Spécialité "Mécanique"

présentée et soutenue publiquement par

Rim BEN TOUMI

26 octobre 2015

Thèse confidentielle
(date de fin : 31/10/2020)

Endommagement par fatigue et durée de vie de structures en matériaux composites à fibres continues pour application liaison au sol

Directeur de thèse : **Jacques RENARD**

Jury

M. Monssef DRISSI HABTI, Directeur de recherche, IFSTTAR NANTES	Président
M. Sylvain CALLOCH, Professeur, LBMS, ENSTA-Bretagne	Rapporteur
M. Christian HOCHARD, Professeur, LMA, Université de Provence	Rapporteur
Mme Martine MONIN, Docteur, PSA Peugeot-Citroën	Examinateur
M. Jacques RENARD, Directeur de recherche, Mines Paristech	Examinateur

T H È S E

MINES ParisTech
Centre des Matériaux
CNRS UMR 7633 / BP 87, F91003 Evry Cedex

Remerciements

Au terme de ce travail, je tiens à remercier l'ensemble des personnes m'ayant soutenu de près ou de loin durant cette thèse.
Tout d'abord, je remercie chaleureusement Christian Hochard et Sylvain Calloch d'avoir accepté, avec intérêt et curiosité, d'être rapporteurs. Mes remerciements vont également à Monssef Drissi-Habti pour avoir accepté d'être examinateur et président de jury.
Ma thèse s'étant déroulée au Centre des Matériaux et à PSA Peugeot-Citroën, j'ai eu le plaisir de côtoyer de nombreuses personnes avec qui j'ai travaillé et j'ai partagé une partie du quotidien pendant trois ans.
Côté PSA, je remercie les équipes UCVM et MSMX pour m'avoir accueillie. Je tiens à remercier en particulier Benoît Delattre et Nicolas Feld pour leur disponibilité, leur curiosité et intérêt par rapport à mon sujet de thèse, pour les échanges sur les différents thèmes abordés dans la thèse ainsi que pour les conseils prodigués pour améliorer le travail. Merci aussi pour les encouragements et pour le support !
Aussi, côté Hutchinson, le fournisseur du matériau de la thèse, je voudrais adresser mes sincères salutations à : Khalil Gabtni, Karine Legorju et Jean-Paul Dias pour leur réactivité et leur gentillesse.
Je remercie l'ensemble du personnel de Centre des Matériaux et particulièrement Jean-Christophe Teissedre pour sa disponibilité et sa réactivité qui m'ont permis de réaliser les essais avec beaucoup de facilité et d'autonomie. De même, je remercie Alain Thionnet, Lucien Laiarinandrasana et Anthony Bunsell pour les échanges scientifiquement riches qu'on a eu.
Ensuite, j'aimerais remercier mes copains : Geoffrey, Victor, Raphaël, Francesco, Samuel, Mouhcine, Franck, Nada, Emma, Hicham, Georges, Henri-Alexandre, Wassim, Mamane, Damien et tous ceux que j'ai oublié de mentionner ...
Mention spéciale à mes co-bureaux au labo : Adrien, Baramee, Judith et Ekkarin.
Un grand merci à Maya, Amene, Mona, Mohamed et mes sœurs Emna et Asma pour le soutien et les encouragements tout au long de ces années de thèse et surtout à la fin de cette aventure.
Enfin, je ne peux terminer ces lignes sans remercier du fond du cœur ma famille, en particulier ma mère que je ne remercierai jamais assez pour son amour, ses sacrifices, sa confiance et pour le soutien sans faille depuis toujours. Merci pour tout !

Table des matières

Introduction **1**
1 Contexte industriel et scientifique de la thèse 2
2 Objectifs scientifiques et industriels 4
3 Organisation du manuscrit 4

Chapitre 1 — **Matériau de l'étude et détermination des propriétés mécaniques en quasi-statique**
1 Synthèse bibliographique 9
1.1 Généralités sur les matériaux composites 9
1.2 Modes de dégradation des matériaux composites 13
1.3 Virtual testing 17
1.4 Bilan 20
2 Matériau de l'étude 20
2.1 Détermination de la fraction volumique des fibres 20
2.2 Détermination de la température de transition 21
3 Caractérisation mécanique en quasi-statique 21
3.1 Essais de caractérisation 21
3.2 Prédiction des propriétés mécaniques du matériau par une analyse multiéchelle 40
3.3 Discussion 45
4 Mécanismes d'endommagement en quasi-statique 46
4.1 Identification expérimentale des mécanismes de dégradation 46
4.2 Prédiction des effets de l'endommagement sur les propriétés mécaniques du matériau par une analyse multiéchelle 53
5 Conclusions 59
Bibliographie 59

Chapitre 2 — **Caractérisation de comportement en fatigue et mécanismes d'endommagement**
1 Synthèse bibliographique 66
1.1 Grandeurs caractéristiques et concepts utilisés en fatigue 66
1.2 Facteurs influençant la tenue en fatigue des matériaux composites . 72
1.3 Mécanismes de dégradation en fatigue 78
1.4 Bilan 79
2 Méthodes expérimentales 81
2.1 Essais réalisés et objectifs 81
2.2 Moyens d'essais 81
2.3 Éprouvettes de caractérisation en fatigue 81

2.4 Méthodes de suivi des essais 84
3 Présentation des résultats d'essais de fatigue 85
3.1 Analyse statistique des résultats de fatigue 85
3.2 Mécanismes d'endommagement et modes de rupture 91
4 Bilan 102
Bibliographie 102

Chapitre 3 — **Critères de rupture et durée de vie en fatigue**
1 Synthèse bibliographique 111
1.1 Les approches empiriques 111
1.2 Les approches fondées sur l'accumulation du dommage 112
1.3 Les approches macroscopiques en endurance limitée 113
1.4 Bilan 119
2 Application des critères existants 121
2.1 Critère de Tsai-Hill étendu à la fatigue 121
2.2 Critère de Hashin-Rotem étendu à la fatigue 121
2.3 Discussion 123
3 Critère de fatigue multiaxiale proposé 125
3.1 Écriture du modèle 125
3.2 Identification des paramètres 126
3.3 Validation sur éprouvette trouée 132
3.4 Validation sur pièce industrielle 136
3.5 Discussion 139
4 Conclusion 142
Bibliographie 143
Conclusions et Perspectives

Table des figures

1 Éléments de la liaison au sol . . . 3
2 La lame composite équipée . . . 3
3 Lame de suspension montée sur un véhicule . . . 4
4 Fabrication par le procédé RTM de la lame de suspension en composites . . 4

1.1 Fonction époxyde . . . 10
1.2 Réaction chimique de la formation de l'époxy DGEBA [Barrere and Dal Maso, 1997] 11
1.3 Formule de DGEBA et propriétés associées [Barrere and Dal Maso, 1997] . 11
1.4 Architectures tissées 2D . . . 12
1.5 Principe de moulage par injection basse pression de résine RTM [C.A.R.M.A, 1999] 13
1.6 Amplitude des événements acoustiques en fonction de la contrainte appliquée 14
1.7 Illustration des modes d'endommagement observés sur les composites tissés [Alif et al., 1997] . . . 16
1.8 Schéma illustrant les armures taffetas et satin [Osada et al., 2003] . . . 16
1.9 Illustration de la création des fissures transverses observées dans les composites tissés [Osada et al., 2003] . . . 17
1.10 Pli tissé 2D en verre . . . 20
1.11 Eprouvette de caractérisation de la fibre de verre . . . 23
1.12 Dispositif de traction d'une fibre unitaire . . . 23
1.13 Les directions des éprouvettes testées (0°, 90° et 45°) . . . 25
1.14 Dispositif expérimental des essais de traction à température ambiante . . . 25
1.15 Géométrie des éprouvettes de traction du composite (0°, 90° et 45°) . . . 25
1.16 Éprouvettes de traction à 0° et 90° . . . 26
1.17 Éprouvette de traction à 45° . . . 26
1.18 Schéma d'un essai hors-axes . . . 26
1.19 Éprouvette de traction utilisée pour caractériser le matériau époxy seul . . 26
1.20 Charge-décharge en traction sur éprouvette de résine seule . . . 27
1.21 Photographies du montage de compression . . . 27
1.22 Dimensions des éprouvettes de compression à 0° . . . 27
1.23 Dispositif expérimental utilisé en flexion trois points sur appuis rapprochés 29
1.24 Éprouvette de compression dans le sens de l'épaisseur . . . 30
1.25 Montage de l'essai de compression dans l'épaisseur . . . 30
1.26 Courbe moyenne de traction de la matrice seule . . . 31
1.27 Courbe contrainte-déformation de l'éprouvette de résine seule en charge-décharge . . . 32
1.28 Courbe moyenne de traction sur fibre unitaire . . . 32
1.29 Courbes de traction dans le sens chaîne . . . 33
1.30 Courbes de traction dans le sens trame . . . 34
1.31 Photographie RX d'une plaque en composite tissé verre/époxy . . . 35

1.32 Clichés de coupes de trois éprouvettes testées en traction à 90° après pyrolyse 35
1.33 Essai de cisaillement plan : courbe contrainte-déformation longitudinale . . 36
1.34 Courbe force-déplacement en flexion 3 points sur appuis rapprochés dans le sens chaîne 38
1.35 Courbe force-déplacement en flexion 3 points sur appuis rapprochés dans le sens trame 38
1.36 Courbes de contrainte-déformation en compression dans l'épaisseur 39
1.37 Volume élémentaire représentatif d'un composite unidirectionnel 41
1.38 Loi des mélanges : configuration en parallèle 42
1.39 Loi des mélanges : configuration en série 42
1.40 Coupes microscopiques dans les sens chaîne et trame 43
1.41 Matrice 44
1.42 Renfort tissé 44
1.43 Modélisation numérique du VER tissé 44
1.44 Faciès de rupture montrant une adhésion fibre/matrice 45
1.45 Adhésion fibre/matrice 46
1.46 Protocole expérimental de suivi de l'endommagement en quasi-statique . . . 46
1.47 Montage d'observation d'une éprouvette de séquence 0° en charge-décharge . 47
1.48 Définition d'une salve acoustique 48
1.49 Fractographie de faciès de rupture en compression quasi-statique sens 0° . . 50
1.50 Modes d'endommagement en traction sens chaîne 51
1.51 Modes d'endommagement en traction sens chaîne 51
1.52 Suivi par émission acoustique des éprouvettes testées en traction à 0° 52
1.53 Courbe contrainte-déformation d'un essai de charge-décharge en traction dans le sens 0° 52
1.54 Modes d'endommagement en traction transverse 53
1.55 Suivi par émission acoustique des éprouvettes testées en traction à 90° . . . 54
1.56 Courbe contrainte - déformation d'un essai de charge-décharge en traction dans le sens 90° 54
1.57 Modes d'endommagement d'une éprouvette de séquence 45° en traction monotone 55
1.58 Suivi par émission acoustique des éprouvettes à 90° testées en traction monotone 55
1.59 Courbe contrainte - déformation d'un essai de charge-décharge en traction dans le sens 45° 56
1.60 Dédoublement des noeuds 56
1.61 Fissuration transverse 57
1.62 Evolution des coefficients de rigidité en fonction de la taille de fissure transverse 58

2.1 Paramètres d'un essai de fatigue uniaxiale 67
2.2 Les différents types de sollicitations en fatigue 67
2.3 Évolution de l'indicateur de l'endommagement D (lié à la dégradation de la rigidité) en fonction de nombre de cycles [Toubal et al., 2006] 69
2.4 Évolution de la température et du module d'Young en fonction de nombre de cycles [Toubal et al., 2006] 70
2.5 Évolution de la température et de nombre de coups mesuré par l'émission acoustique en fonction de nombre de cycles normalisé [Naderi et al., 2012] . 70

2.6 Dégradation de la rigidité et de la résistance résiduelles sous chargements de fatigue à amplitude constante[Vassilopoulos, 2010] 71
2.7 Courbe S-N 73
2.8 Diagramme de Haigh 73
2.9 Différentes représentations de l'influence de la contrainte moyenne sur la limite d'endurance par nombre de cycles 74
2.10 Courbes S-N d'un matériau composite stratifié verre/PP avec les fréquences 10, 15 et 20 Hz 75
2.11 Évolution de la température en fonction de nombre de cycles pour un niveau de contrainte de 21 MPa avec les fréquences 10, 15 et 20 Hz 76
2.12 Évolution de nombre d'événements acoustiques en fonction de nombre de cycles d'un essai de fatigue en traction-traction 80
2.13 Coupes microscopiques des éprouvettes testées en traction-traction à 0° . . . 80
2.14 Rupture d'une éprouvette à 0°de géométrie rectangulaire sous chargement de fatigue en traction-traction 83
2.15 Rupture d'une éprouvette à 0° à géométrie haltère avec un rayon $r = 25mm$ sous chargement de fatigue en traction-traction 83
2.16 Rupture d'une éprouvette à 0°de géométrie haltère avec un rayon $r = 2.5m$ sous chargement de fatigue en traction-traction 83
2.17 Image infrarouge de l'éprouvette après 1000 cycles de chargement avec un rapport de charge $R = 0.1$ et une fréquence $f = 1Hz$ 84
2.18 Protocole expérimental de suivi de la rigidité résiduelle au cours d'un essai de fatigue 85
2.19 Protocole expérimental pour déterminer la résistance résiduelle 86
2.20 Courbe S-N en compression-compression à 0° avec un rapport de charge R=10 et une fréquence 5Hz 87
2.21 Courbe de Basquin en traction-traction à 0° 87
2.22 Courbe de Basquin en traction-traction à 20° 88
2.23 Courbe de Basquin en traction-traction à 45° 88
2.24 Courbe de Basquin en traction-traction à 60° 89
2.25 Rupture d'une éprouvette testée en traction-traction à 90° 89
2.26 Cumul de probabilité de rupture en traction-traction à 60% de la charge ultime pour chaque direction 90
2.27 Évolution de la rigidité résiduelle en compression-compression 0°avec un rapport de charge, $R = 10$ et une fréquence 5 Hz 91
2.28 Faciès de rupture des éprouvettes testées en compression a)quasi-statique et b),c) et d) : fatigue 92
2.29 Schémas montrant l'essai de compression à l'échelle des fibres 93
2.30 Évolution de la résistance résiduelle en fonction de nombre de cycles en traction-traction 94
2.31 Évolution de la rigidité résiduelle en fonction de nombre de cycles en traction-traction 95
2.32 Évolution de nombre d'événements acoustiques en fonction de nombre de cycles au cours d'un essai de fatigue en traction-traction à 0° 97
2.33 Comparaison de l'évolution de nombre d'événements acoustiques au cours de premier cycle d'un essai de fatigue en traction-traction à 0°avec un niveau de chargement à 85% par rapport à un essai de traction monotone à 0° . . . 97
2.34 Aspects apparents des éprouvettes en traction-traction à 0° 97

2.35 Micrographies des éprouvettes testées en traction-traction à 0° à un niveau de charge de 30% . . . 98
2.36 Micrographies des éprouvettes testées en traction-traction à 0° à un niveau de charge de 60% . . . 98
2.37 Micrographies des éprouvettes testées en traction-traction à 0° à un niveau de charge de 85% . . . 98
2.38 Rupture d'une éprouvette rectangulaire d'épaisseur 2 mm sollicitée en traction-traction à 0° . . . 99
2.39 Faciès de rupture des éprouvettes testées en traction-traction à 0° . . . 99
2.40 Nombre d'événements acoustiques enregistrés sur des éprouvettes testées en traction-traction à a) 45° et b) 90° . . . 100
2.41 Fissures matricielles préalables à la rupture d'une éprouvette testée en traction-traction à 90° . . . 100
2.42 Faciès de rupture d'une éprouvette testée en traction-traction à 90° . . . 101
2.43 Rupture d'une éprouvette testée en traction-traction à 20° . . . 101
2.44 Rupture d'une éprouvette testée en traction-traction à 45° . . . 101
2.45 Rupture d'une éprouvette testée en traction-traction à 60° . . . 101
2.46 Rupture d'une éprouvette testée en traction-traction à 90° . . . 101

3.1 État de contraintes dans le plan critique selon le critère de Puck . . . 115
3.2 Volume élémentaire représentatif d'un composite unidirectionnel . . . 116
3.3 La surface limite de Tsai-Hill dans l'espace des contraintes . . . 122
3.4 Application de critère Tsai-Hill dans l'espace des contraintes S_{22}-S_{12} . . . 122
3.5 Comparaison entre nombre de cycle à rupture expérimental et calculé par le critère de Tsai-Hill . . . 123
3.6 Application de critère Hashin-Rotem dans l'espace des contraintes S_{11}-S_{22} . 123
3.7 Comparaison entre nombre de cycle à rupture expérimental et calculé par le critère de Hashin-Rotem . . . 124
3.8 Schéma d'un essai de traction dans la direction θ . . . 125
3.9 Points expérimentaux classés par iso-durée de vie dans le plan $\sigma_{22} - \tau_{12}$ . . 126
3.10 Modèle proposé et points expérimentaux pour les essais de traction à 20°, 45°, 60°et 90° . . . 128
3.11 Modèle proposé et points expérimentaux pour les essais de traction à 0° . . . 128
3.12 Évolution de la fonction objectif pour le mode matrice en fonction des paramètres : S^m_{11}, S^m_{22}, S^m_{12}, C^m et b^m . . . 129
3.13 Évolution de la fonction objectif pour le mode fibres en fonction des paramètres : S^f_{11}, C^f et b^f . . . 130
3.14 Modèle proposé et points expérimentaux pour le mode matrice dans l'espace des contraintes principales $(\sigma_{11} - \sigma_{22})$ . . . 130
3.15 Modèle proposé et points expérimentaux pour le mode matrice dans l'espace des contraintes principales $(\tau_{12} - \sigma_{22})$ . . . 131
3.16 Comparaison entre nombre de cycles calculé par le critère proposé et celui obtenu expérimentalement . . . 133
3.17 Détermination de l'angle critique par les essais . . . 133
3.18 Application du critère proposé sur une éprouvette trouée . . . 134
3.19 Cliché par caméra infrarouge montrant la rupture d'une éprouvette trouée en traction-traction à 90° . . . 135

3.20 Courbe de Basquin d'une éprouvette trouée à 90° sous sollicitation de traction cyclique : Confrontation des résultats expérimentaux à ceux prédits par le modèle proposé . . . 135
3.21 Configuration 1 où les fibres suivent la géométrie de la lame . . . 136
3.22 Configuration 2 de la lame composite avec des fibres à 0°coupées . . . 136
3.23 Partie de la lame composite où le chargement est appliqué . . . 136
3.24 Application du chargement sur la lame . . . 137
3.25 Évolution de la raideur de la lame configuration 1 en fonction du nombre de cycles . . . 137
3.26 Dégradation matricielle de la lame configuration 1 . . . 137
3.27 Application du critère sur la lame de configuration 1 . . . 138
3.28 Application du critère sur la lame de configuration 1 . . . 139
3.29 Évolution de la raideur de la lame configuration 2 en fonction du nombre de cycles . . . 140
3.30 Application du critère sur la lame de configuration 2 avec un angle critique de 23° . . . 140
3.31 Zone de rupture de la lame composite de configuration 2 . . . 141
3.32 Détection de la rupture de la lame de configuration 2 par caméra infrarouge 141
3.33 Lame courbe sans précontrainte . . . 142

Liste des tableaux

1.1 Caractéristiques mécaniques des fibres de verre 12
1.2 Masses volumiques de la résine et des fibres 21
1.3 Dimensions du montage d'essai de flexion 3 points 28
1.4 Grandeurs caractéristiques selon le sens chaîne 33
1.5 Grandeurs caractéristiques selon le sens trame 34
1.6 Grandeurs caractéristiques en cisaillement plan du matériau étudié 36
1.7 Grandeurs caractéristiques en cisaillement dans les plans (1,2) et (2,3) du matériau étudié 37
1.8 Coefficients de rigidité expérimentaux 40
1.9 Comparaison des propriétés élastiques obtenues expérimentalement et celles obtenues numériquement 45

2.1 Effet de la fréquence sur la durée de vie et l'élévation de température 84
2.2 Écart-types en log(N) pour des essais de fatigue en traction-traction 91

Introduction

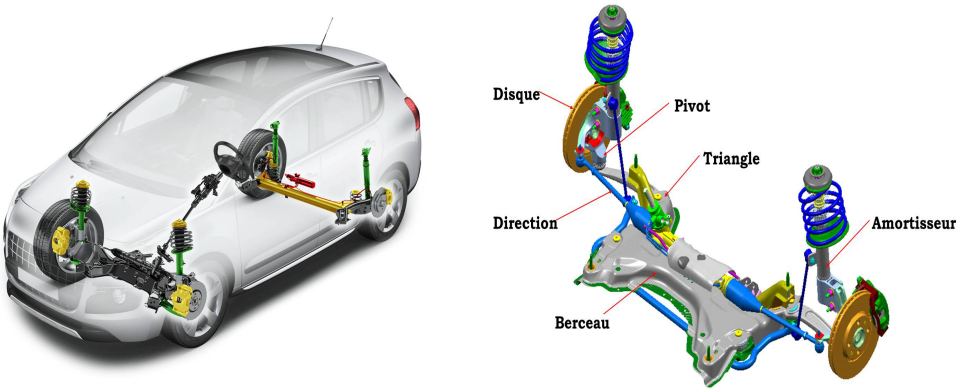
Sommaire

1 Contexte industriel et scientifique de la thèse 2
2 Objectifs scientifiques et industriels 4
3 Organisation du manuscrit 4

Dans le cadre des objectifs fixés par le protocole de Kyoto, la Commission Européenne et les constructeurs automobiles présents sur le marché européen, ont conclu un accord volontaire qui prévoit de limiter les émissions de CO_2/km à 130 g en 2015 et 95 g en 2025. Dans cette optique, des recherches sont menées pour proposer des solutions à tous les niveaux. L'allègement représente une composante essentielle de l'amélioration de l'efficacité énergétique des véhicules, avec l'optimisation des moteurs. Les matériaux standards, comme par exemple les alliages métalliques ou les polymères, montrent leurs limites soit au niveau d'une masse volumique trop élevée soit au niveau d'une résistance mécanique trop faible. De par la nécessité de combiner résistance et légèreté sont nés les matériaux composites, qui constituent une solution permettant d'allier les caractéristiques mécaniques des fibres à la légèreté des matrices par l'assemblage de matériaux aux caractéristiques mécaniques très différentes.
Bien que le concept de matériaux composites vienne de l'antiquité, cette technologie fut essentiellement développée à partir de 1950. Cet essor est essentiellement dû à une demande croissante de structures légères pour l'aéronautique. Par ailleurs, les premiers développements modernes des composites ont été liés aux besoins de cette industrie.
La maîtrise des consommations énergétiques et la réduction des émissions de gaz à effet de serre sont les principaux enjeux qui poussent à l'allègement des véhicules. En ordre de grandeur, une réduction de 100 kg entraîne un gain de 0.35 L/100 km pour une diminution de 9 g de CO_2 /km. De ce point de vue, l'existence des véhicules peu consommateurs dans la gamme des constructeurs est un avantage concurrentiel important durant des périodes de renchérissement des prix du pétrole.
Les aspects précédents doivent être considérés en prenant en compte les autres enjeux du secteur des transports, notamment la sécurité. Pour gagner en masse, les constructeurs automobiles se sont intéressés à l'utilisation des matériaux composites dans les pièces structurelles. A titre d'exemple, BMW est le premier constructeur qui a lancé en production en série (100 véhicules/jour), sa voiture électrique BMW i3 dont la structure est en composites époxy renforcés en fibres de carbone. L'allégement est de 30 à 50 %. Ce qui a permis de compenser le surpoids lié au moteur électrique et aux batteries.
Dans cette optique, les autres constructeurs tel que PSA orientent leurs activités de recherche vers l'utilisation des composites pour les pièces de structure qui représentent plus que 30% du poids total du véhicule.
C'est dans ce cadre que s'inscrit la thèse.

1 Contexte industriel et scientifique de la thèse

Le périmètre de la liaison au sol (LAS) associe tous les organes qui assurent la liaison du véhicule avec le sol (Figure 1). L'ensemble de ces organes comprend les éléments de suspension et de direction, les transmissions transversales, les systèmes de freinage, les essieux avant et arrière, les pneus ainsi que les pneumatiques.
A ce titre, dans l'industrie automobile, il est nécessaire de prendre en compte le phénomène de fatigue à grand nombre de cycles afin de garantir la fiabilité et la sécurité d'un composant dès sa phase de conception. Ce qui est primordial dans le périmètre de liaisons au sol.
La fatigue des matériaux composites a été relativement peu étudiée car ces matériaux sont réputés ne pas s'endommager sous sollicitations répétées. Cette réputation est en fait liée aux usages de l'industrie l'aéronautique et particulièrement pour les matériaux composites renforcées en fibres de carbone. L'apparition accrue de ruptures précoces des structures en composites justifie la nécessité de dimensionner ces structures à la fatigue.



(a) Liaison au sol (LAS) (b) Train avant

FIGURE 1 – Éléments de la liaison au sol

La fatigue au sens traditionnel du terme se révèle plus complexe pour les matériaux composites. Cette complexité est liée à l'anisotropie, aux mécanismes d'endommagement et à l'état multiaxial des contraintes. Contrairement aux matériaux métalliques, l'amorçage des fissures de fatigue s'initie au cœur du matériau, ce qui rend délicate leur détection. De par ses propriétés anisotropes, l'état de contraintes local dans un matériau composite est souvent multiaxial même lorsqu'il est soumis à une seule sollicitation uniaxiale globale. Il est rare qu'en service une structure industrielle en composite soit sollicitée de façon uniaxiale ou même proportionnelle. Les méthodes de dimensionnement des matériaux métalliques ne sont donc pas adaptées aux composites, de par leur anisotropie et leur hétérogénéité. Les mécanismes d'endommagement sont aussi différents : la notion de la fissure unique n'existe pas pour les matériaux composites où plusieurs modes d'endommagement et fissures peuvent coexister dès le début de chargement ou dès la fabrication.
Il s'avère alors nécessaire de disposer d'une méthode de dimensionnement à la fatigue qui prend en compte les spécificités des composites.

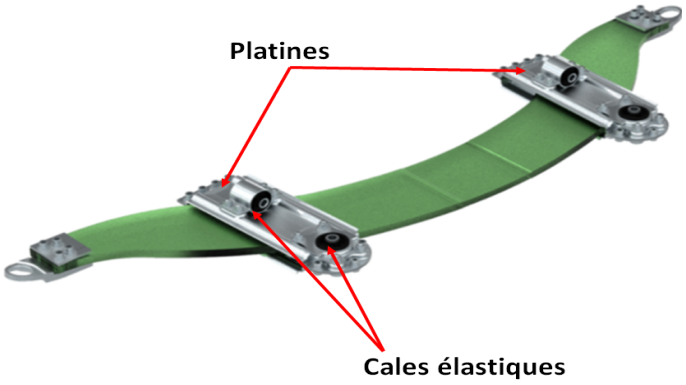
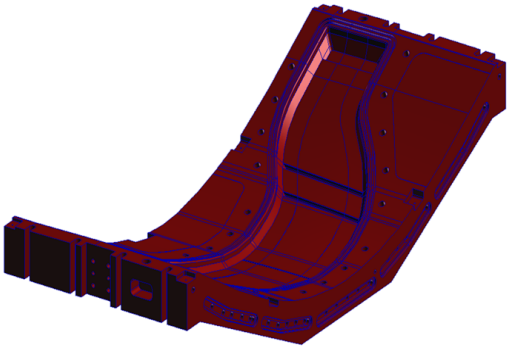


FIGURE 2 – La lame composite équipée

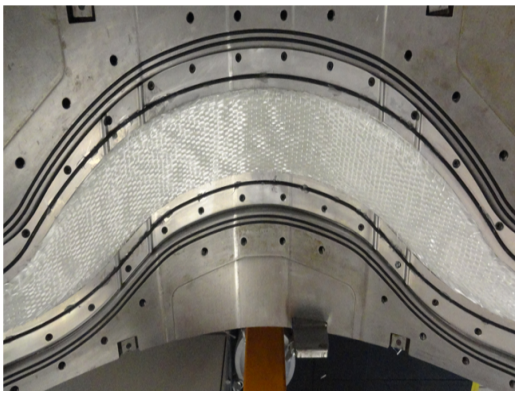
La pièce support de la thèse est un train avant à lame de suspension composite. Elle remplace le berceau, la barre anti-devers, les ressorts et les triangles. Cette lame est équipée de quatre cales élastiques qui assurent les fonctions de filtrage et de guidage (voir Figure 2). Ces cales sont fixés sur la lame grâce à deux platines qui maintiennent en sandwich la

FIGURE 3 – Lame de suspension montée sur un véhicule

structure composite. Cette innovation permet d'atteindre un gain de masse de 15 kg, soit 30% par rapport aux pièces métalliques remplacées.
La Figure 3 montre l'architecture de la pièce et son emplacement dans le véhicule. Le matériau de la lame composite est un composite tissé verre/époxy. Pour sa mise en œuvre, le procédé RTM (Resin Transfer Moulding) est utilisé. La Figure 4 montre le moule utilisé et le tissu de fibres de verre avant l'ajout de la résine.



(a) Moule utilisé pour la fabrication de la lame composite par RTM



(b) Tissu de fibres de verre posé dans le moule de la lame composite

FIGURE 4 – Fabrication par le procédé RTM de la lame de suspension en composites

2 Objectifs scientifiques et industriels

L'objectif de cette thèse est de fournir une méthodologie de dimensionnement de la tenue en service des matériaux composites à fibres continues. L'approche développée doit être applicable au calcul de structures et donc utilisable en bureau d'études.

3 Organisation du manuscrit

Pour répondre aux problématiques scientifiques posées, le préalable est de connaître le plus précisément possible le comportement du matériau composite de la pièce de structure étudiée. Une caractérisation de ce matériau sous sollicitations quasi-statiques et de

fatigue est donc nécessaire pour appréhender au mieux les différents phénomènes mécaniques susceptibles d'apparaître dans la pièce lors de son utilisation et pour obtenir les différents paramètres nécessaires à la mise en place d'un modèle numérique. Les campagnes de caractérisation en quasi-statique peuvent être allégées en utilisant le principe des essais virtuels. Dans cette thèse, nous allons donc aussi évaluer la capacité d'une méthode numérique multiéchelle à reproduire les essais expérimentaux.
Le manuscrit s'organise de la façon suivante :

- **Chapitre 1.** Le matériau de la lame composite est caractérisé et les modes de dégradation sont identifiés à l'aide des diverses techniques de suivi. Une approche numérique multiéchelle est proposée pour accéder aux propriétés élastiques du matériau et évaluer l'effet des dégradations sur ces propriétés ;
- **Chapitre 2.** Le comportement en fatigue est présenté ainsi que les cinétiques de dégradation dans les différentes directions ;
- **Chapitre 3.** Au vu des résultats expérimentaux et des observations réalisées, un critère de tenue en service est proposé. Des confrontations essais/calculs sur structures (éprouvette trouée et lame composite) sont présentées et discutées.

Chapitre 1

Matériau de l'étude et détermination des propriétés mécaniques en quasi-statique

Sommaire

1 Synthèse bibliographique 9
1.1 Généralités sur les matériaux composites 9
1.1.1 Constituants 9
1.1.1.1 Matrice 9
1.1.1.2 Renforts 10
1.1.2 Procédés de fabrication 12
1.2 Modes de dégradation des matériaux composites 13
1.2.1 Rupture des fibres 14
1.2.2 Dégradation matricielle 15
1.2.3 Interface fibre/matrice 15
1.2.4 Cas des composites tissés 15
1.3 Virtual testing 17
1.3.1 Définition du Volume Élémentaire Représentatif 17
1.3.2 Homogénéisation périodique 19
1.3.3 Introduction des dommages 19
1.4 Bilan 20
2 Matériau de l'étude 20
2.1 Détermination de la fraction volumique des fibres 20
2.2 Détermination de la température de transition 21
3 Caractérisation mécanique en quasi-statique 21
3.1 Essais de caractérisation 21
3.1.1 Méthodes expérimentales 21
3.1.1.1 Essais réalisés et objectifs 21
3.1.1.2 Détails des essais et des protocoles expérimentaux 22
3.1.1.2.1 Essais de traction sur fibre unitaire . . 22
3.1.1.2.2 Essais de traction sur résine époxy . . . 24
3.1.1.2.3 Essais sur le composite verre/époxy . . 24
3.1.2 Résultats expérimentaux 29
3.1.2.1 Caractérisation de la matrice 29
3.1.2.2 Caractérisation de la fibre 31

3.1.2.3 Caractérisation du composite verre/époxy . . . 31
3.1.2.3.1 Caractérisation dans le sens chaîne 0° . . 32
3.1.2.3.2 Caractérisation dans le sens trame 90° . 34
3.1.2.3.3 Comportement en cisaillement plan : traction à 45° 35
3.1.2.3.4 Flexion trois points sur appuis rapprochés 37
3.1.2.3.5 Compression dans le sens de l'épaisseur 37
3.1.3 Bilan 39
3.2 Prédiction des propriétés mécaniques du matériau par une analyse multiéchelle 40
3.2.1 Homogénéisation à l'échelle microscopique 40
3.2.2 Homogénéisation à l'échelle mésoscopique 42
3.3 Discussion 45
4 Mécanismes d'endommagement en quasi-statique 46
4.1 Identification expérimentale des mécanismes de dégradation . . . 46
4.1.1 Protocole expérimental de suivi de l'endommagement . 46
4.1.1.1 Observations in-situ : utilisation d'une caméra 47
4.1.1.2 Technique de l'émission acoustique 47
4.1.1.3 Observations microscopiques 50
4.1.2 Présentation des résultats de suivi de modes de dégradation 50
4.1.2.1 Compression à 0° 50
4.1.2.2 Traction à 0° 51
4.1.2.3 Traction hors axe des fibres 51
4.1.2.3.1 Traction dans le sens transverse 53
4.1.2.3.2 Traction dans le sens 45° 53
4.2 Prédiction des effets de l'endommagement sur les propriétés mécaniques du matériau par une analyse multiéchelle 53
4.2.1 Introduction des fissures dans la cellule élémentaire représentative 53
4.2.2 Résultats et discussion 56
5 Conclusions 59
Bibliographie 59

1 Synthèse bibliographique

1.1 Généralités sur les matériaux composites

Un matériau composite est une combinaison d'au moins deux matériaux différents. En général, ses propriétés mécaniques sont supérieures à celles de l'un ou l'autre de ses composants pris séparément. Ils sont ainsi susceptibles de présenter des propriétés supérieures pour certaines applications industrielles où prévalent la légèreté, la résistance et la rigidité. Il existe un grand nombre de matériaux composites que l'on peut classer en trois familles en fonction de la nature de la matrice :

- les composites à matrices organiques (CMO) qui sont les plus utilisés aujourd'hui à l'échelle industrielle ;
- les composites à matrices céramiques (CMC) réservés aux applications de très haute technicité et travaillant à haute température comme le spatial, le nucléaire et le militaire, ainsi que le freinage (freins carbone) ;
- les composites à matrices métalliques (CMM).

Dans ce travail de thèse, nous nous intéressons au cas des matériaux composites à matrice organiques utilisés dans les applications industrielles structurelles telles la pièce support de cette étude (le train avant à lame composite). Ces matériaux sont constitués, en général, de renforts de type fibres continues, qui améliorent la résistance mécanique de la pièce et d'une matrice, de résistance mécanique plus faible, qui assure le transfert des efforts mécaniques aux fibres tout en les protégeant des agressions de l'environnement extérieur et en donnant une cohésion au matériau.

1.1.1 Constituants

1.1.1.1 Matrice La matrice polymère peut être de deux types, thermodurcissable ou thermoplastique.
Les résines thermodurcissables présentent de longues macromolécules possédant des liaisons disponibles pour créer un réseau chimique tridimensionnel. Tandis que les matrices thermoplastiques sont constituées de macromolécules linéaires pouvant cristalliser mais ne présentant pas de liaisons disponibles pour établir des ponts avec d'autres molécules. La première famille est la plus répandue, cependant, depuis quelques années de nombreuses applications se sont développées autour des résines thermoplastiques.

Matrices thermoplastiques Les composites à matrice thermoplastique offrent de nombreux avantages notamment une bonne tenue au choc, ainsi qu'une bonne résistance à l'endommagement. Les thermoplastiques peuvent être refondus et ainsi être recyclées. Le développement de ces matériaux est actuellement limité par des problématiques liées aux procèdes (cadence de production et coûts).
En effet, les polymères thermoplastiques présentent une importante viscosité à l'état fondu (supérieure à 500 Pa.s à faible taux de cisaillement). Ce qui rend difficile l'imprégnation des fibres surtout lorsque la fraction volumique de fibre devient importante (supérieure à 50%) [Gornet, 2008].
La grande majorité des composites à matrice thermoplastique actuellement sur le marché sont des matériaux renforcés de fibres courtes.

Matrices thermodurcissables Les deux principales résines thermodurcissables utilisées sont les polyesters et l'époxy. D'autres familles comme les résines phénoliques, les polyuréthanes ou les polyimides sont également rencontrées. Ces matrices se présentent sous forme d'une résine initialement à l'état de liquide visqueux, composée de molécules longues et indépendantes. Des liaisons sont établies entre ces molécules suite à des réactions déclenchées le plus souvent grâce à l'action d'un durcisseur et de la température. Il se forme ainsi une structure solide tridimensionnelle. Cette réaction est irréversible.
Dans le cadre de cette étude, on s'intéressera aux matrices polymères thermodurcissables et plus particulièrement aux résines époxy. Une brève description de l'origine et des propriétés de cette résine est réalisée dans cette partie.
Résines époxydes
Le polymère constituant de base les résines époxy possède la structure réactive oxirane appelée aussi *fonction époxyde* (Figure 1.1). Il est constitué d'un atome d'oxygène en liaison avec deux atomes de carbone voisins dans la chaîne organique principale. Généralement, l'époxyde est un groupement chimique qui donne son nom à des molécules ou monomères époxyde puis par extension aux polymères polyépoxyde.

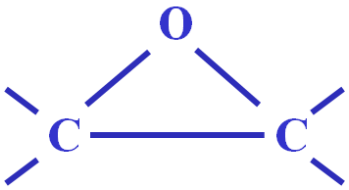


FIGURE 1.1 – Fonction époxyde

Les polymères thermodurcissables sont généralement obtenus à partir d'une réaction chimique entre un polymère non réticulé comportant la fonction époxyde, en suspension dans un solvant, et un durcisseur qui assure le pontage de ce prépolymère. Cette transformation chimique, appelée réticulation, est exothermique. C'est la chaleur qui provoque la réticulation et qui donne une forme permanente à la résine époxy. Pour cette raison, on dit que l'époxy est un thermodurcissable.
La réticulation rend les polymères plus résistants. Mais, comme les matériaux réticulés ne fondent pas, il est très difficile de les recycler. Une réticulation réversible peut être une solution à ce problème.

Le type de la résine époxy utilisée pour le matériau de l'étude est le diglycidylether du bisphénol A (DGEBA) qui est la résine commercialement la plus utilisée. La réaction chimique de la formulation de DGEBA est présentée sur la Figure 1.2.
Les résines époxydes absorbent relativement peu l'eau, sont transparentes et présentent un retrait nettement inférieur à celui des polyesters lorsqu'on les cuit. Ajoutons à cela, une bonne adhérence et de bonnes résistances mécanique et chimique [Barrere and Dal Maso, 1997]. Ces propriétés sont expliquées par la présence de groupements chimiques spécifiques (Figure 1.3). On peut aussi utiliser certaines résines époxy jusqu'à 160 ℃. D'où l'utilisation des résines époxy pour les applications hautes performances.

1.1.1.2 Renforts Les renforts peuvent être d'origine minérale (verre, bore, céramique, ...) ou organique (carbone ou aramide). Les renforts de matériaux composites existent sous différentes formes, comme des particules, des fibres discontinues ou continues. Les fibres

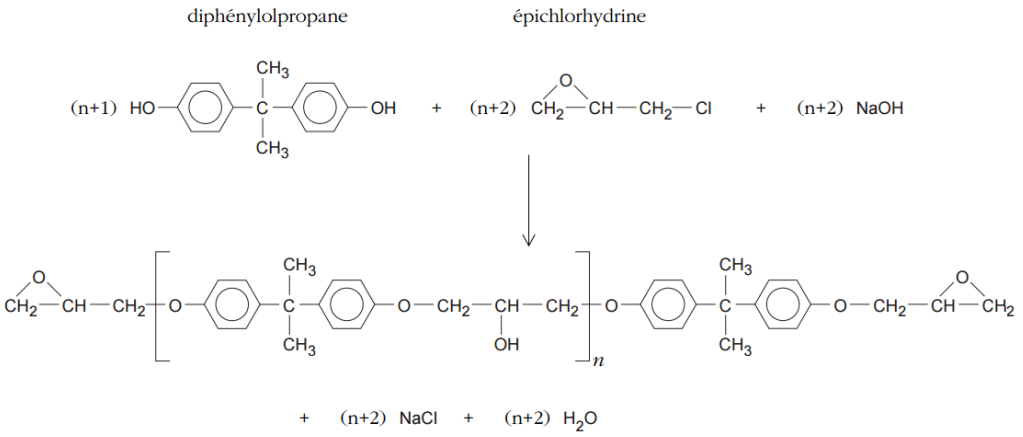


FIGURE 1.2 – Réaction chimique de la formation de l'époxy DGEBA [Barrere and Dal Maso, 1997]

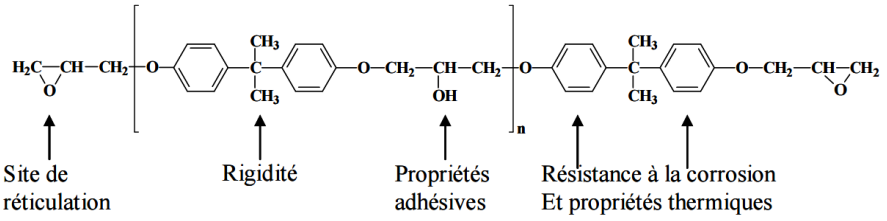


FIGURE 1.3 – Formule de DGEBA et propriétés associées [Barrere and Dal Maso, 1997]

les plus employées sont les fibres de verre. Dans le cadre de cette étude, on s'intéressera aux fibres de verre continues.

Fibres de verre La fibre de verre est la plus populaire parce que le verre est très bon marché et offre un bon compromis du point de vue de la résistance mécanique. Il peut sembler étrange d'utiliser le verre pour renforcer alors qu'il est si fragile. Mais lorsque le verre est mis sous forme de fibres très fines, il se comporte différemment. Les fibres de verre deviennent alors résistantes et flexibles. Elles allient donc de bonnes propriétés mécaniques, chimiques et électriques à un coût modéré. Elles sont en général fabriquées à partir de la fusion et de l'extrusion de silice associée à divers oxyde (alumine, alcalins, alcalino-terreux). On distingue différents types de fibre de verre :

- Verre E : le plus courant, il possède de bonnes propriétés diélectriques ;
- Verre D : il est destiné aux applications de construction ou électronique, en raison de ses propriétés diélectriques supérieures aux autres fibres de verre ;
- Verre C : il est très résistant chimiquement et est principalement utilisé pour les applications anticorrosion ;
- Verre R ou S : il est destiné pour les applications haute performance du fait de sa résistance en traction et son module d'élasticité supérieurs aux autres fibres de verre.

Les fibres de verre sont fragiles et sensibles à l'abrasion. Pour cette raison, elles sont revêtues d'une résine ou ensimage pour les protéger et favoriser l'adhésion de la matrice.

Tableau 1.1 – Caractéristiques mécaniques des fibres de verre

Caractéristiques	Type E	Type D	Type C	Type R	Type S
Résistance en traction (MPa)	3500	2450	2800	4650	4650
Module en traction (MPa)	73400	52500	70000	86500	86500
Allongement à la rupture (%)	4.5	4.5	4.0	5.3	5.3

Les caractéristiques mécaniques des fibres de verre décrites ci-dessus sont résumées dans le tableau 1.1.

Architecture des renforts Les structures composites sont anisotropes. La plupart des composites travaillent mieux en traction qu'en compression ou en cisaillement. Il est donc impératif de choisir la géométrie des renforts pour créer une architecture adaptée. Il existe plusieurs géométries de renforts :

- Les unidirectionnels (UD) : où les fibres sont assemblées parallèlement les unes par rapport aux autres à l'aide d'une trame légère.
- Les tissus : se composent de fils de chaîne et de trame perpendiculaires entres eux. Le mode d'entrecroisement ou armure les caractérise. La Figure 1.4 montre les différentes armures des composites tissés bidimensionnels :
  - Toile ou taffetas : Chaque fil de chaîne passe au-dessus puis au-dessous de chaque fil de trame, et réciproquement. Le tissu présente une bonne planéité et une relative rigidité, mais, il est peu déformable pour la mise en oeuvre. Les nombreux entrecroisements successifs génèrent un embuvage important et réduisent les propriétés mécaniques.
  - Sergé : Chaque fil de chaîne passe au-dessus de (n) fils de trame et chaque fil de trame passe au-dessus de (m) fils de chaîne. Un sergé 2/2 est schématisé sur la Figure 1.4.
  - Satin : Chaque fil de chaîne passe au-dessus de plusieurs (n-1) fils de trame et réciproquement. Ces tissus ont des aspects différents de chaque côté. Ces tissus sont assez souples et adaptés à la mise en forme de pièces à surfaces complexes. Ce type de tissus présente une forte masse spécifique.

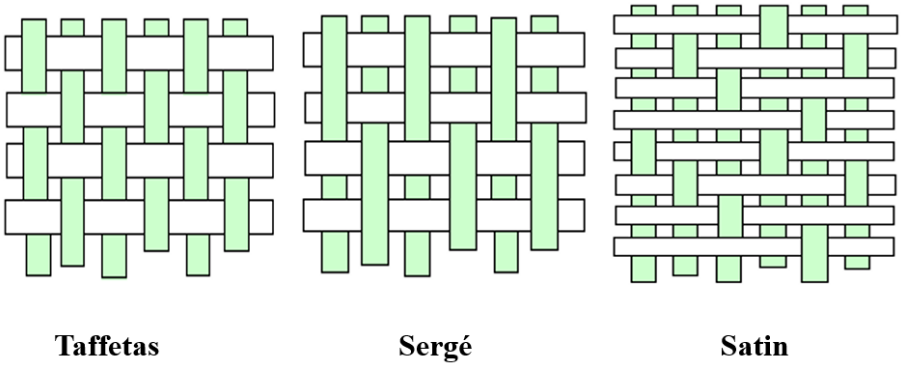


FIGURE 1.4 – Architectures tissées 2D

1.1.2 Procédés de fabrication

Les matériaux composites à renforts continus orientés sont développés suivant deux voies technologiques principales :

- **Voie pré-imprégnée**, une technologie utilisée pour l'élaboration des tissus. Elle permet d'obtenir des performances mécaniques élevées mais elle est coûteuse.
- **Voie humide**, privilégie les renforts lourds du type multiaxiaux à base de gros rovings (faisceau de fils contenant de 3000 à 80 000 fibres). Cette technologie est principalement utilisée pour les grandes structures peu sollicitées mécaniquement (les performances mécaniques sont modestes).

Le matériau de cette étude est obtenu par moulage par injection de résine liquide RTM (Resin Transfert Molding). En effet, le procédé RTM s'effectue entre moule et contre-moule rigides. Le renfort est disposé dans l'entrefer du moule. Une fois celui-ci solidement fermé, la résine, accélérée et catalysée, est injectée sous faible pression (1.5 à 4 bars) à travers le renfort jusqu'au remplissage complet de l'empreinte. Après durcissement de la résine, le moule est ouvert et la pièce démoulée (Figure 1.5). Ce procédé est utilisé essentiellement pour les moyennes séries : 1000 - 10000 pièces/an et pour les pièces demandant une reproductibilité d'épaisseur.

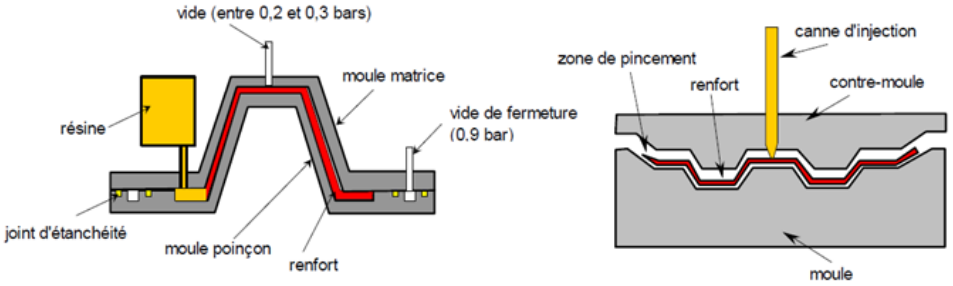


FIGURE 1.5 – Principe de moulage par injection basse pression de résine RTM [C.A.R.M.A, 1999]

1.2 Modes de dégradation des matériaux composites

L'hétérogénéité au niveau de la microstructure ainsi que l'anisotropie des propriétés confèrent aux matériaux composites des caractéristiques significativement différentes dans la façon dont ils se déforment et se rompent, par comparaison aux matériaux métalliques. En contraste avec l'approche classique, la dégradation d'un matériau composite ne peut pas toujours se résumer à l'étude de la propagation d'un défaut isolé. Mais, c'est le résultat de plusieurs dégradations observées à différentes échelles du composite :

- à l'échelle microscopique, d'une part, la décohésion entre les fibres et la matrice et d'autre part, la rupture de fibre ;
- à l'échelle mésoscopique, les fissurations matricielles, dites intra-laminaires, parallèles à la direction des fibres ;
- à l'échelle macroscopique, le phénomène de décollement inter-pli (c'est le délaminage).

La Figure 1.6 résume les différents mécanismes de dégradation rencontrés dans les matériaux ou structures composites. Évidemment, ces mécanismes ne sont pas uniformément présents au sein du matériau. Ils dépendent notamment de la sollicitation, de l'architecture

des constituants et de l'orientation des plis.

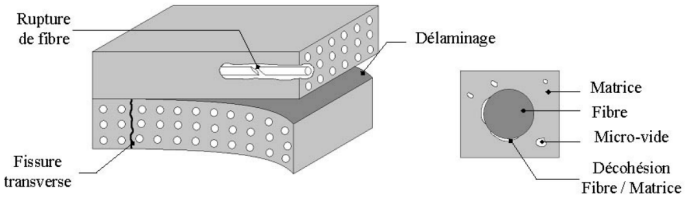


FIGURE 1.6 – Amplitude des événements acoustiques en fonction de la contrainte appliquée

1.2.1 Rupture des fibres

La résistance de la fibre étant très élevée, sa rupture est donc le résultat d'une forte sollicitation dans l'axe de la fibre. Il s'agit du mode de dégradation le plus critique pour la structure.
En général, ce processus de dégradation est étudié sur des composites unidirectionnels soumis à une traction uniaxiale suivant l'axe des fibres. La rupture des fibres intervient lorsque la contrainte de traction dans une fibre atteint la contrainte à rupture de la fibre, généralement, en fin de vie du composite juste avant la rupture macroscopique complète. Les ruptures de fibres entraînent des concentrations de contraintes de cisaillement à l'interface fibre-matrice. Elles favorisent ainsi la multiplication des ruptures des fibres voisines intactes, combinant l'aspect statistique de la rupture de la fibre [Okabe and Takeda, 2002, Kim et al., 2003, Phoenix and Beyerlein, 2000], en raison des non-uniformités de la résistance au long de la fibre et de la distribution de charge entre les fibres [Jamison, 1986, Pagano, 1998], et les capacités de report de charge de la matrice. L'évolution de la probabilité de rupture de la fibre en fonction de la contrainte appliquée suit une loi statistique de type Weibull [Weibull, 1951].
D'après plusieurs études tels que les travaux de thèse de Blassiau [Blassiau, 2005], la cinétique de dégradation par rupture des fibres se déroule en trois étapes :

- La première étape correspond à l'initiation par des ruptures isolées des fibres les plus faibles, à un faible niveau de contrainte ;
- La seconde étape est caractérisée par l'accumulation de ruptures aléatoires à laquelle s'ajoute la croissance de la zone de dégradation autour des ruptures isolées, par rupture des premières fibres voisines sous l'effet du report de charge. Avec l'augmentation de la contrainte axiale, la probabilité de rompre de nouvelles fibres est en effet de plus en plus importante ;
- La dernière étape correspond à la rupture complète engendrée par l'accumulation des ruptures de fibres, préférentiellement autour des fibres déjà rompues pour former des clusters, et la croissance de ces clusters par coalescence jusqu'à l'atteinte d'une taille critique.

Ces mécanismes sont initiés, entre autres, par la présence des fissures intralaminaires en raison des concentrations de contraintes induites, des discontinuités des champs de contrainte entre les plis, des défauts initiaux liés au procédé de fabrication et des effets de bords.
Pour les composites à matrice polymère, les défauts induits lors de la fabrication sont liés à :

- Aux fibres, comme par exemple, le désalignement des fibres ou aussi la distribution irrégulière des fibres dans la section transversale ;

- La matrice, par exemple, les porosités ;
- La qualité de l'interface fibre / matrice, par exemple, les décollements et des délaminages.

1.2.2 Dégradation matricielle

Les composites renforcés en fibres continues présentent des propriétés de haute résistance et de rigidité dans la direction longitudinale. Cependant, leurs propriétés dans les directions transverses sont généralement faibles. En conséquence, ils développent facilement des fissures le long des fibres. Ces fissures sont les premiers dommages observés dans le cas des composites renforcés en fibres continues [Nairn, 2000]. Pour les composites stratifiés, ces fissures peuvent se former parallèlement aux fibres à partir des défauts dans un pli pour se propager en traversant l'épaisseur. Les termes microfissures matricielles, fissures intralaminaires ou fissures de plis sont généralement utilisés pour se référer au même type de fissures.
Ces fissures sont créées suite à un chargement mécanique en quasi-statique ou en fatigue, sous l'effet de l'humidité et/ou la température. Les fissures matricielles peuvent se former aussi à partir des décohésions fibre/matrice ou des défauts de fabrication, telles que les porosités et les inclusions [Wood and Bradley, 1997].
Bien que la fissuration de la matrice ne provoque pas de défaillance structurale, il peut en résulter une dégradation significative de la rigidité du matériau et cela peut également induire des dommages plus pénalisants, tels que le délaminage, la rupture des fibres ou l'introduction de fluides dans le matériau.

1.2.3 Interface fibre/matrice

La nature de l'interface fibre/matrice peut jouer un rôle déterminant dans la propagation de la rupture [Kim and Mai, 1991].
En effet, si l'interface est forte, la rupture initiée par les fibres ou la matrice induit en front de fissure une concentration de contraintes conduisant ainsi à la propagation de la rupture successivement dans la matrice et les fibres [Oya and Hamada, 1996].
Par contre, si l'interface fibre/matrice est faible, la propagation de la fissure de la matrice se poursuit par une décohésion fibre/matrice. Ce qui entraîne une sur contrainte induisant la rupture des fibres voisines.

1.2.4 Cas des composites tissés

Quant aux composites textiles, les principaux modes de dégradation sont les fissurations matricielles transversales et longitudinales, les décohésions d'interfaces et les ruptures de fibres et de torons (Figure 1.7).
Pour les composites tissés, [Daggumati et al., 2010] répertorient les mécanismes de dégradation en fonction de leur échelle :

- l'échelle microscopique concerne les décohésions d'interfaces entre fibres et résine ou la rupture de fibres isolées ;
- L'échelle mésoscopique se rapporte aux fissures de la taille des mèches, et aux méta-délaminages qui correspondent aux délaminages entre les deux directions de renfort d'un même pli ;
- à l'échelle macroscopique, on peut associer les délaminages étendus, ainsi que les ruptures longitudinales de plusieurs mèches.

De nombreux travaux se sont concentrés sur l'étude de cinétiques de dégradation des composites tissés à l'échelle microscopique. Dans le cas de traction quasi-statique, on peut citer [Osada et al., 2003], [Gao et al., 1999], [Daggumati et al., 2010], [Karahan, 2011] et [De Greef et al., 2011] qui décrivent la nature des dommages constatés, ainsi que leurs chronologies.
Généralement, l'initiation se fait par fissuration dans les mèches transverses au niveau des zones d'ondulation. A l'aide de corrélation d'images, [Daggumati et al., 2010] et [Karahan, 2011] sont parvenus à corréler le champ de déformation au motif de tissage et montre que la déformation maximale se situe au centre des points de tissages, lieu où les premières fissurations matricielles sont détectées.
Ces microfissures détectées traversent entièrement les mèches dans l'épaisseur. Elles se propagent à l'interface entre les deux directions de renforts créant un méta-délaminage dans les zones d'ondulations, selon le scénario décrit par [Pandita et al., 2001, Gao et al., 1999]. [De Carvalho et al., 2011] a expliqué que le tissage s'oppose à la propagation de dommages tels que le splitting (fissurations longitudinales parallèles aux fibres) que l'on observe sur composites à plis unidirectionnels [Smith et al., 2000].
D'ailleurs, [Osada et al., 2003] a comparé deux tissus composés du même couple fibre/résine, de même densité de fibres, ordonnés en mèches selon une armure taffetas et une armure satin (Figure 1.8). Il note que la rigidité chute plus tard dans le satin, ce qu'il explique en décrivant le mécanisme d'endommagement du tissu (Figure 1.9). Sous l'effet de la traction des mèches longitudinales, la mèche transverse est sollicitée en flexion. Les fissures matricielles s'initient dans la partie en traction et se propage dans l'épaisseur de la mèche. Dans le cas du satin, il est plus difficile d'imposer de la flexion aux mèches transverses. Ce qui explique l'apparition plus tardive des fissurations transverses au sein du satin qu'au sein de taffetas. Ces fissures sont également plus longues dans le satin que dans le taffetas où elles sont limitées par le motif de tissage plus petit dans le cas de taffetas.

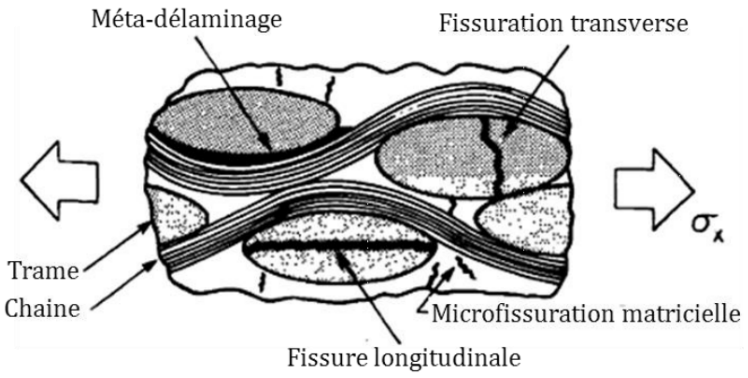


FIGURE 1.7 – Illustration des modes d'endommagement observés sur les composites tissés [Alif et al., 1997]

1.3 Virtual testing

L'étude de comportement des composites tissés nécessite la réalisation d'un grand nombre d'essais. Ainsi, réduire ce nombre important d'essais en les remplaçant par des simulations numériques ou des calculs analytiques peu coûteux est la raison qui a motivé plusieurs travaux de recherches pour développer des approches multiéchelles. Citons à titre

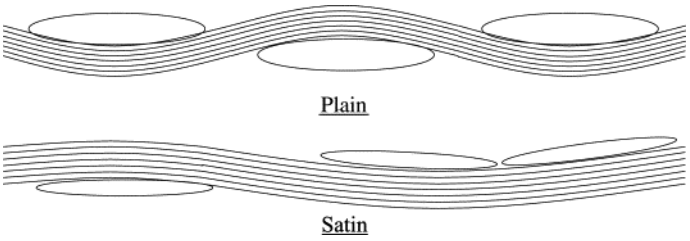


FIGURE 1.8 – Schéma illustrant les armures taffetas et satin [Osada et al., 2003]

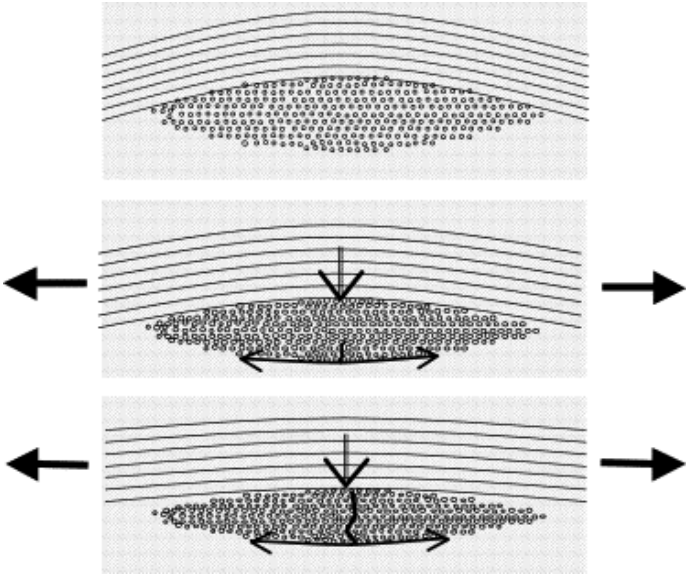


FIGURE 1.9 – Illustration de la création des fissures transverses observées dans les composites tissés [Osada et al., 2003]

d'exemple les travaux de [Couégnat, 2008, Lomov et al., 2007, Piezel et al., 2009] relatifs à la modélisation des composites à renfort tissés pour estimer les propriétés élastiques initiales ou à rupture [Tan et al., 1997] ainsi que l'influence des dommages.
Dans le cadre de dimensionnement des pièces en matériaux composites, le détail des hétérogénéités du milieu est difficile voire impossible d'être pris en compte dans les calculs analytiques ou numériques.
Il est alors nécessaire de travailler à une échelle plus grossière où tous les détails ne sont plus discernables. Dans ce cas, il est légitime de penser que si le milieu est sollicité au niveau de la grande échelle, la réponse, qui moyennera d'une façon ou d'une autre les détails de la petite échelle, sera aussi au niveau de cette échelle. Ainsi, nous pouvons remplacer le matériau hétérogène par un matériau homogène équivalent. Le processus de changement d'échelles ou de passage micro-macro est appelé homogénéisation.
L'homogénéisation vise à déterminer la relation entre les contraintes macroscopiques et les déformations macroscopiques afin de déterminer les propriétés élastiques "effectives" à l'échelle macroscopique.
L'utilisation de la technique de l'homogénéisation passe par la détermination d'un élément de volume représentatif qui correspond à l'entité volumique caractéristique de la microstructure du matériau. Par définition, cet élément de volume doit contenir suffisamment d'hétérogénéités pour que les propriétés soient représentatives [Bornert et al., 2000].

1.3.1 Définition du Volume Élémentaire Représentatif

Dans la littérature, plusieurs définitions du volume élémentaire représentatif (VER) ont été formulées. La définition classique du VER est généralement attribuée à [Hill, 1963]. Il a défini le VER comme un exemple structurellement typique à toute la microstructure, contenant un nombre suffisant d'hétérogénéités pour que les modules macroscopiques soient indépendants des valeurs limites de traction et de déplacement.
Selon [Beran, 1968], le VER doit être plus grand qu'une certaine longueur caractéristique de la microstructure.
Dans sa revue sur l'analyse des matériaux composites, [Hashin and Shtrikman, 1963] a confirmé que le VER doit être statistiquement homogène. Dans le même article, il a défini les échelles : microscopique étant l'échelle des hétérogénéités microstructurales, l'échelle macroscopique se réfère à l'échelle de l'ensemble du matériau composite, tandis que l'échelle de VER est l'échelle mésoscopique.
[Sab, 1992] a estimé que la définition classique de VER d'un milieu hétérogène détient seulement si les modules homogénéisés tendent vers celles d'un milieu périodique similaire. Cela implique que la réponse sur un VER devrait être indépendant des conditions aux limites.
[Drugan and Willis, 1996] ont introduit explicitement l'idée de minimiser la taille de VER, ce qui signifie que le VER serait le volume de matériau le plus petit dont les propriétés apparentes et efficaces coïncident.
Dans la littérature, plusieurs modèles d'homogénéisation des milieux hétérogènes sont proposés. Mais, généralement, la procédure d'homogénéisation est composée de trois étapes [Bornert et al., 2000] :

- **La représentation** : cette étape concerne le choix de la cellule de base ou le motif périodique du composite tissé à modéliser ainsi que le comportement de ses constituants : les fibres et la matrice. Avant tout calcul, nous devons choisir l'échelle de l'étude. Pour les composites à plis unidirectionnels, on peut identifier les trois échelles suivantes :
  - L'échelle microscopique qui correspond à l'échelle des fibres ;

- L'échelle mésocopique qui correspond à l'échelle de pli ;
- L'échelle macroscopique qui correspond à l'échelle de la structure.

Quant aux matériaux composites tissés les trois échelles sont :
- L'échelle microscopique qui correspond à l'échelle des fibres ;
- L'échelle mésocopique qui correspond à l'échelle des torons ;
- L'échelle macroscopique qui correspond à l'échelle de la structure.

- **La localisation** : elle permet d'accéder aux champs locaux de contrainte et de déformation. La résolution d'un problème d'homogénéisation nécessite l'application des conditions de déformations ou de contraintes homogènes aux contours de l'élément de volume considéré.
  Pour un volume élémentaire représentatif, trois types de conditions aux limites sont souvent imposés [Besson et al., 2001] :
  - Conditions de déformations homogènes aux contours ou Kinetic Uniform Boundary Conditions (KUBC) :

$$\underline{u} = \underline{Ex} \tag{1.1}$$

  - Conditions de contraintes homogènes aux contours ou Static Uniform Boundary Conditions (SUBC) :

$$\tilde{\sigma}.\underline{n} = \underline{\Sigma}.\underline{n} \tag{1.2}$$

  - Conditions périodiques ou Periodic Boundary Conditions : Ces conditions sont imposées dans le cas d'un élément de volume périodique.

1.3.2 Homogénéisation périodique

La périodicité géométrique et matérielle du milieu étudié se répercute sur les champs locaux de déformations et de contraintes. Le champ local de déformations peut être décomposé en deux parties :
- Une partie homogène $\overline{\epsilon}$, qui représenterait le champ de déformations dans la cellule de base si elle était homogène.
- Une contribution fluctuante ϵ^{per} due à la présence des hétérogénéités.

$$\underline{u} = \overline{\epsilon}.x + u^{per} \tag{1.3}$$

Nous utilisons le lemme de Hill-Mandel et la méthode de l'élément périodique contrôlée en déformation :

$$\Sigma = \underline{\underline{C}} : \underline{E} \tag{1.4}$$

- **L'homogénéisation** : l'objectif est d'identifier les coefficients effectifs de la matrice de rigidité qui définit la relation entre les grandeurs macroscopiques Σ et E.

$$\Sigma =< \sigma >= \frac{1}{V}\int_V \sigma dV \tag{1.5}$$

$$E =< \epsilon >= \frac{1}{V}\int_V \epsilon dV \tag{1.6}$$

Les méthodes numériques reposent sur l'analyse par éléments finis d'une cellule élémentaire du composite tissé. Ces méthodes nécessitent le développement d'un modèle EF détaillé de l'architecture du renfort en relation avec la microstructure du matériau. L'objectif est de calculer les propriétés élastiques du composite et d'étudier les champs de contraintes dans les différents constituants du matériau.

1.3.3 Introduction des dommages

La prise en compte d'un dommage a initialement été introduit par [Whitcomb et al., 1995]. Dans ses travaux, une cellule élémentaire tridimensionnelle a été modélisée et la fissuration était simulée par une diminution de la rigidité des éléments du maillage. Ensuite, des améliorations ont été introduites par d'autres auteurs tels que [Zako et al., 2003, Kurashiki et al., 2006] qui ont simulé l'endommagement de façon anisotrope dans les fils et isotrope dans la matrice. Un critère en contrainte est utilisé pour déterminer la rupture des éléments. Leur rigidité est ensuite réduite dans la direction normale à la rupture.

[Caron and Sab, 2001] ont proposé une stratégie d'homogénéisation à deux échelles : un premier calcul à l'échelle de fibres pour déterminer les propriétés homogénéisées des fils et un second calcul réalisé à l'échelle des torons afin de déterminer les propriétés du composite. L'endommagement est pris en compte à l'échelle des torons en faisant chuter la rigidité des éléments rompus.
Néanmoins, l'introduction de dommages sous forme de réduction de la rigidité des éléments du maillage peut également se révéler problématique. La localisation de l'endommagement est alors fortement dépendante du maillage utilisé.
D'autres méthodes ont été proposées pour introduire numériquement les fissures dans le matériau. A titre d'exemple, [Guillaumat and Lamon, 1996] ont simulé le comportement d'une cellule bidimensionnelle en traction et en flexion. La fissuration de la matrice ainsi que les décohésions interfaciales sont introduites dans le maillage par dédoublement des noeuds.

1.4 Bilan

De cette synthèse bibliographique, nous constatons qu'au contrairement aux composites à plis unidirectionnels et aux composites tissés équilibrés, très peu d'études traitent les composites tissés non équilibrés dont les propriétés mécaniques se situent entre les deux. En outre, les mécanismes de dégradation pour ce type de composites sont aussi spécifiques de par leur architecture tissée.
Dans ce chapitre, nous allons identifier expérimentalement les propriétés mécaniques du composite tissé étudié et ses constituants ainsi que les cinétiques de dégradation dans différentes directions. Une méthode numérique sera aussi proposée comme alternative aux essais de caractérisation pour évaluer numériquement les propriétés élastiques du matériau et l'effet de certains types de dommages sur ces propriétés.

2 Matériau de l'étude

Dans un premier temps, nous allons vérifier les propriétés du matériau en termes de fraction volumique ainsi que d'effet de température sur les caractéristiques mécaniques du matériau. Le matériau composite étudié est constitué d'un tissu de verre d'armure taffetas (Figure 1.10) et d'une résine thermodurcissable époxy type DGEBA.
Tous les plis sont orientés à 0°. Leur nombre varie en fonction de l'épaisseur totale souhaitée.

Tableau 1.2 – Masses volumiques de la résine et des fibres

Masse volumique de la résine (ρ_m) [g/cm^3]	1.5
Masse volumique des fibres de verre (ρ_f) [g/cm^3]	2.6

Les éprouvettes de caractérisation ont été prélevées dans des plaques composés de 10 plis (l'épaisseur totale est de 4,3 mm) et 5 plis (l'épaisseur totale est de 2,15 mm).

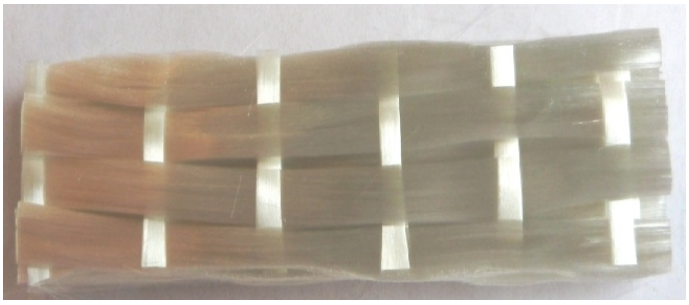


FIGURE 1.10 – Pli tissé 2D en verre

2.1 Détermination de la fraction volumique des fibres

La fraction volumique est calculée selon la formule suivante :

$$V_f = \frac{\frac{M_f}{M_c}\rho_m}{\rho_m - \frac{M_f}{M_c}(\rho_f - \rho_m)} \tag{1.7}$$

Où M_f est la masse des fibres (après la pyrolyse), M_c est la masse du composite (avant pyrolyse), ρ_m et ρ_f sont les masses volumiques respectives de la matrice et des fibres.
Le tableau 1.2 donne les valeurs des masses volumiques des fibres et de la matrice, valeurs fournies par la société Hutchinson (le fournisseur du matériau).

2.2 Détermination de la température de transition

La température de transition vitreuse du composite étudié est déterminée à l'aide de la technique de calorimétrie différentielle (Differential Scanning Calorimetry, DSC). Elle est égale à 120℃.

3 Caractérisation mécanique en quasi-statique

3.1 Essais de caractérisation

Cette section porte sur l'étude expérimentale menée en quasi-statique sur le matériau composite et sur ses constituants séparés (fibres et matrice) afin d'identifier le comportement mécanique du composite étudié ainsi que de ses constituants. Elle consiste en la réalisation :

- Des essais de traction sur les fibres unitaires, sur la matrice seule ainsi que sur le composite dans différentes directions 0°, 90° et 45° ;
- Des essais de flexion trois points sur appuis rapprochés ;
- Des essais de compression ;
- Des essais de traction en charge-décharge.

3.1.1 Méthodes expérimentales

3.1.1.1 Essais réalisés et objectifs Pour le composite, les caractéristiques à évaluer sont la matrice de rigidité et les propriétés à rupture.
En observant l'architecture du matériau étudié, nous distinguons trois plans de symétrie. Ainsi, ce matériau est orthotrope.
Dans la base d'orthotropie ($\overrightarrow{e_1}$,$\overrightarrow{e_2}$,$\overrightarrow{e_3}$), la matrice de souplesse d'un matériau orthotrope est exprimée en fonction des modules d'élasticité et coefficients de Poisson sous la forme suivante :

$$\begin{pmatrix} \epsilon_1 \\ \epsilon_2 \\ \epsilon_3 \\ \epsilon_4 \\ \epsilon_5 \\ \epsilon_6 \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{12}}{E_1} & -\frac{\nu_{13}}{E_1} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{21}}{E_2} & \frac{1}{E_2} & -\frac{\nu_{23}}{E_2} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{31}}{E_3} & -\frac{\nu_{32}}{E_3} & \frac{1}{E_3} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{23}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{13}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{bmatrix} \begin{pmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{pmatrix} \tag{1.8}$$

Dans le cas de notre matériau, la base d'orthotropie est connue : $\overrightarrow{e_1}$ correspond à la direction chaîne (0°), $\overrightarrow{e_2}$ correspond à la direction trame (90°) et $\overrightarrow{e_3}$ correspond à la direction de l'épaisseur.
Puisque la matrice de souplesse est symétrique, nous n'avons que neufs constantes à déterminer pour identifier la matrice de souplesse, à savoir :
- Les trois modules d'élasticité : E_1, E_2 et E_3 ;
- Les trois coefficients de Poisson : ν_{12}, ν_{13} et ν_{23} ;
- Les trois modules d'élasticité : G_{12}, G_{13} et G_{23}.

Pour déterminer expérimentalement ces coefficients, nous avons réalisé les essais suivants :
- Des essais de traction :
  - dans le sens chaîne (à 0°) : afin d'évaluer E_1 et ν_{12} ;
  - dans le sens trame (à 90°) : pour déterminer E_2 et ν_{21} ;
  - à 45° : pour évaluer G_{12}.
- Essais de compression dans le sens de l'épaisseur : afin d'évaluer E_{33} ;
- Essais de flexion trois points sur appuis rapprochés :
  - Dans le sens chaîne (à 0°) : afin d'évaluer G_{13} ;
  - Dans le sens trame (à 90°) : pour obtenir G_{23}.

Ces essais ont été effectués jusqu'à rupture afin de déterminer aussi les propriétés à rupture du matériau.
Des essais de compression dans le sens chaîne ont été réalisés pour identifier le comportement en compression et le comparer à celui en traction en termes de module d'Young et des contraintes à rupture.
Pour la fibre de verre seule, les caractéristiques à évaluer sont le module d'Young, la

contrainte à rupture et la déformation à rupture.
Pour la matrice seule, les caractéristiques à évaluer sont le module d'Young, la contrainte à rupture, la déformation à rupture et les propriétés viscoélastiques.

3.1.1.2 Détails des essais et des protocoles expérimentaux

3.1.1.2.1 Essais de traction sur fibre unitaire Les essais de traction des fibres unitaires ont été réalisés suivant les recommandations de la norme ASTM D3379-75.
Après avoir été extraites manuellement de tissu sec, les fibres de verre ont été montées sur un support en papier ajouré en son milieu, schématisé sur la Figure 1.11. La longueur de l'ajournement correspond à la longueur de jauge. Pour nos essais, nous avons une longueur L de 50 mm.
La section des fibres est un paramètre incontournable dans la détermination des propriétés mécaniques. Pour éviter toute confusion, le diamètre des fibres a été évalué par deux techniques d'imagerie, à savoir, une nappe laser LSM-6000 (faisceaux lumineux fins et cylindriques non divergents) et par microscope électronique à balayage (MEB). La précision de la mesure par la nappe laser est de ± 0.1 µm.
En effet, une fois l'éprouvette constituée d'une fibre unitaire montée sur le système de mesure, sa position est réglée à l'aide de deux vis micrométriques. Le diamètre est estimé à partir de l'ombre créée par la fibre lorsqu'elle rencontre la nappe laser. Pour chaque fibre testée, trois mesures du diamètre ont été réalisées le long de la longueur de jauge et la plus petite valeur mesurée est utilisée pour calculer la section de la fibre.
L'appareil est étalonné grâce à des fibres "étalons" dont le diamètre est préalablement évalué au MEB.
La sensibilité à l'échauffement ainsi que le caractère non-conducteur des fibres sont les plus grands inconvénients de la microscopie à balayage électronique. Pour obtenir des images d'une bonne qualité, il a fallu métalliser l'échantillon et utiliser avec des tensions d'accélération très faibles de l'ordre de quelques kV.

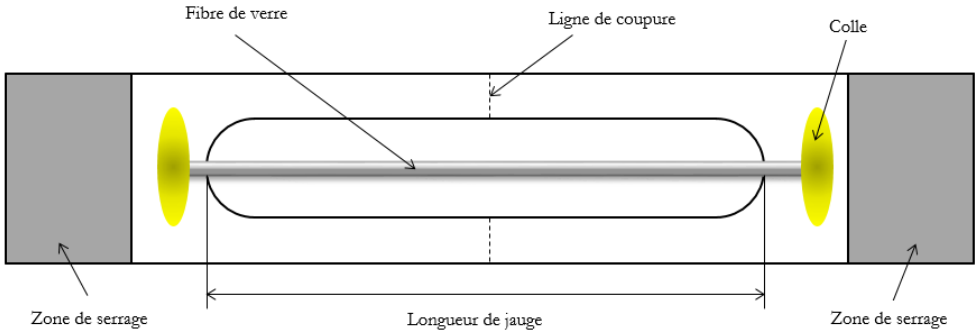


FIGURE 1.11 – Eprouvette de caractérisation de la fibre de verre

3.1.1.2.2 Essais de traction sur résine époxy Les essais de traction sur la résine seule ont été effectués suivant la norme NF EN ISO 527-2. La Figure 1.19 présente la géométrie et les dimensions des éprouvettes testées. La zone utile correspond à la partie centrale entre les mors et de longueur 80 mm. La vitesse de la traverse est fixée à 0.5 MPa.s^{-1} afin de rester dans le domaine quasi-statique. Un capteur extensométrique a été utilisé pour enregistrer le déplacement longitudinal (sens de la sollicitation).

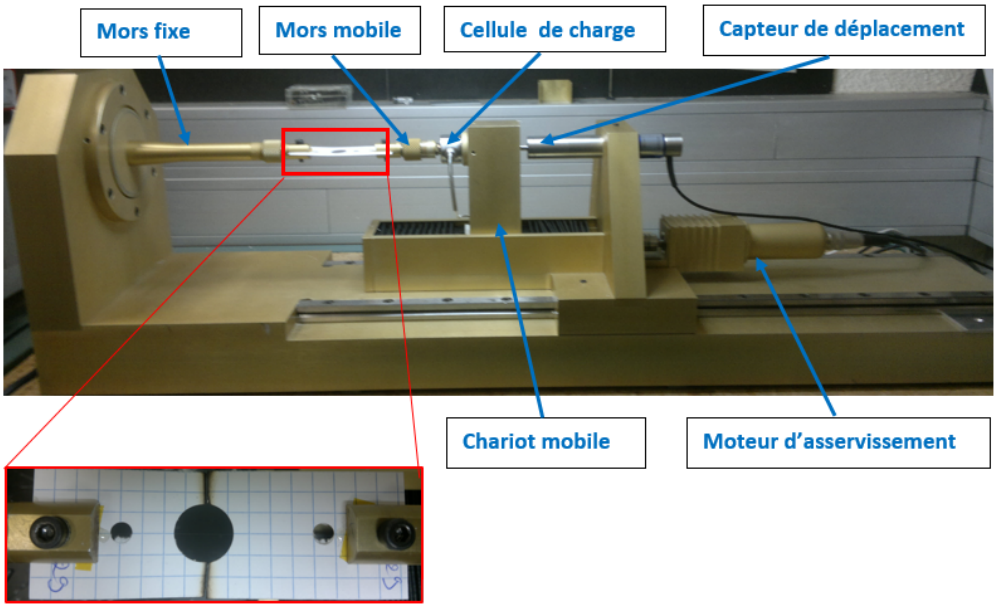


FIGURE 1.12 – Dispositif de traction d'une fibre unitaire

3.1.1.2.3 Essais sur le composite verre/époxy

- **Essais de traction**

  Les éprouvettes de traction utilisées ont été découpées dans des plaques de dimensions (350 x 250 x 4 mm^3) à l'aide d'une meule diamantée refroidie à l'eau. Les découpes sont réalisées dans différentes directions par rapport à l'axe des fibres à 0° de manière à obtenir les orientations souhaitées (Figure 1.13).

  Afin d'éviter toute dégradation provoquée par la pression des mâchoires des mors au cours des essais, les éprouvettes sont équipées de talons en composite verre/époxy drapé à ±45, de 2 mm d'épaisseur selon les recommandations de la norme ISO 527-5. Les talons sont collés avec une colle époxy bi-composants (Araldite). Les surfaces à coller doivent être préparées pour garantir un contact constant entre l'éprouvette et le talon [Adams and Adams, 2002].

  Les essais de traction en quasi-statique ont été réalisés à l'aide d'une machine INSTRON équipée d'une cellule de charge de 10000 daN pour les éprouvettes découpées dans le sens chaîne et de capacité 5000 daN pour les éprouvettes découpées dans le sens trame et à 45° afin d'avoir plus précision dans l'enregistrement.

  Chaque éprouvette est équipée de deux capteurs extensométriques pour mesurer les allongements longitudinal et transversal. La base de mesure du capteur longitudinal est de 54 mm et celle du capteur transverse est égale à 25 mm.

  Un extensomètre vidéo avancé (AVE) a été utilisé pour la mesure des déplacements longitudinal et transversal afin d'avoir plus de précision.

  Certaines normes telle que ASTM D638 préconisent d'utiliser des éprouvettes de géométrie haltère (ou à section réduite) pour favoriser la rupture dans la zone utile en traction. Néanmoins, l'utilisation de ce type d'éprouvette peut engendrer certains problèmes dans le cas des matériaux composites à fibres continues : la rupture s'initie souvent dans l'arrondi ou à sa proximité. Ainsi, l'usinage de l'arrondi et les concentrations des contraintes présentes dans cette zone peuvent être à l'origine d'une dégradation sévère du matériau.

Bien que sensible à toute contrainte parasite qui pourrait favoriser l'initiation de la rupture, l'éprouvette rectangulaire permet d'éviter le problème de rupture dans la zone de transition.
Pratiquement, il est impossible d'éliminer toutes les contraintes parasites. Ainsi, l'éprouvette rectangulaire semble être le meilleur compromis [Lévêque, 1998].
La géométrie et les dimensions nominales des éprouvettes retenues sont présentées sur les Figures 1.15, 1.16 et 1.17. La longueur des éprouvettes est de 250 mm tel que le recommande la norme ASTM D 3039 et ISO 527-3. Ainsi, le fait d'avoir une dimension d'un ordre de grandeur largement supérieur aux deux autres dimensions permet de respecter le principe de Saint-Venant dans la zone utile de l'éprouvette.
Pour les directions 0° et 90°, les dimensions des éprouvettes sont : 250 x 25 x 4 mm^3.
Alors que, les éprouvettes à 45° ont les dimensions suivantes : 200 x 25 x 4 mm^3. Ces éprouvettes sont plus petites en longueur par rapport aux autres directions pour pouvoir découper plus d'éprouvettes dans les plaques fournies.
Les essais de traction à ±45° sont recommandés par la norme ASTM D3518-76 pour obtenir la loi de comportement en cisaillement intralaminaire d'un composite à plis unidirectionnels.

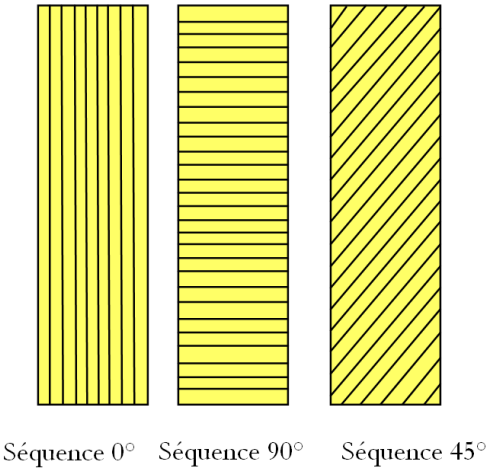


FIGURE 1.13 – Les directions des éprouvettes testées (0°, 90° et 45 °)

Pour les essais de traction hors-axe, le chargement induit un allongement, mais aussi un cisaillement. Comme les extrémités de l'éprouvette sont fixées par les mors, des forces de cisaillement et des couples de torsion sont introduits. Il en résulte une déformation de l'éprouvette comme schématisé sur la Figure 1.18. Ainsi, la solution optimale pour remédier ce problème est d'utiliser des mors pivotants. Sans cette précaution, il serait délicat de mesurer une contrainte ultime dans les directions "hors-axes". Des essais de charge-décharge selon le protocole présenté sur la Figure 1.20 ont été effectués pour évaluer la viscosité de la matrice seule.

- **Essais de compression sur composite**
  L'essai de compression dans le sens des fibres est l'un des essais les plus délicats à mettre en oeuvre. En effet, cet essai est très sensible à l'alignement des fibres, les ondulations dues au tissage, l'état des surfaces d'appuis ainsi que la longueur de l'éprouvette.
  Les dimensions nominales de l'éprouvette sont précisées sur la Figure 1.22. Les éprouvettes de compression ont été découpées selon les normes ASTM D6641 et

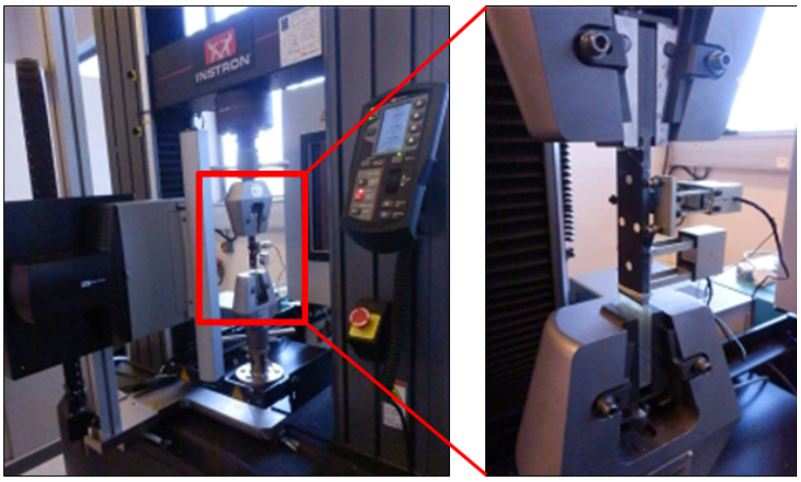


FIGURE 1.14 – Dispositif expérimental des essais de traction à température ambiante

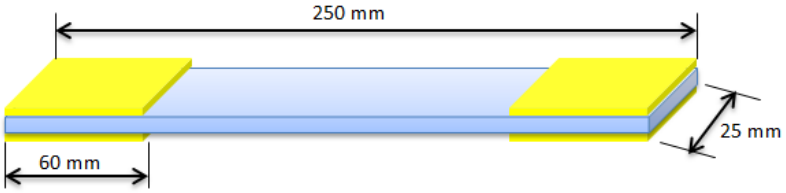


FIGURE 1.15 – Géométrie des éprouvettes de traction du composite (0°, 90° et 45°)

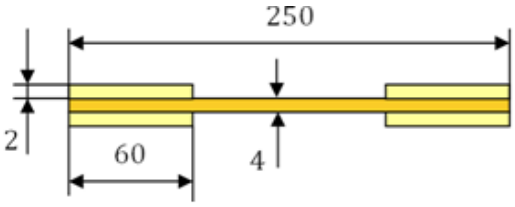


FIGURE 1.16 – Éprouvettes de traction à 0° et 90°

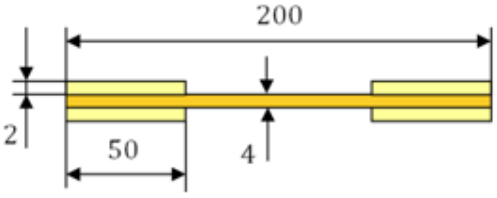


FIGURE 1.17 – Éprouvette de traction à 45°

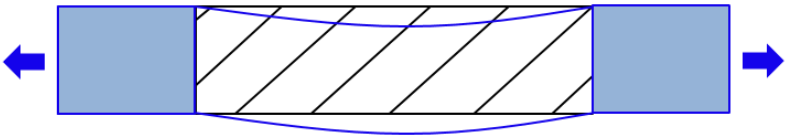


FIGURE 1.18 – Schéma d'un essai hors-axes

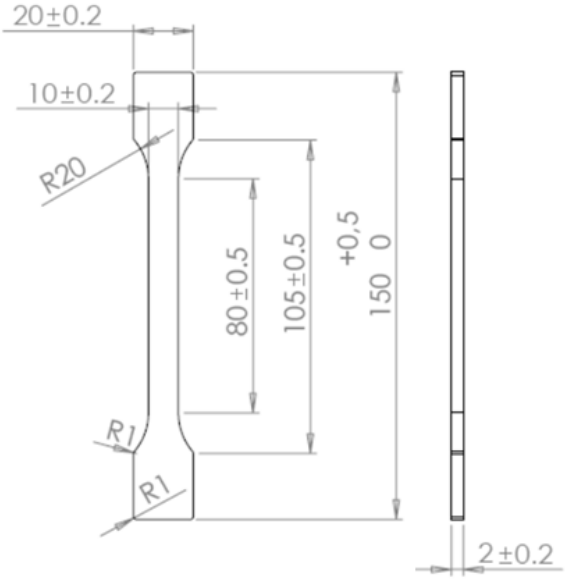


FIGURE 1.19 – Éprouvette de traction utilisée pour caractériser le matériau époxy seul

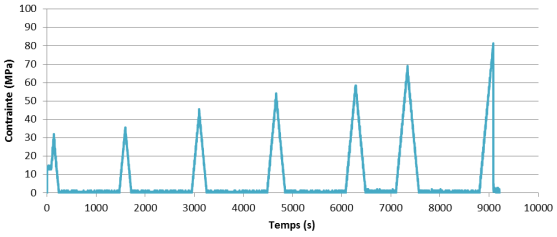


FIGURE 1.20 – Charge-décharge en traction sur éprouvette de résine seule

ASTM 3410. Elles ont une géométrie rectangulaire dont les dimensions nominales sont : 20 x 12 x 4 (mm^3). L'éprouvette utilisée est équipée de talons aux extrémités. Elle est guidée à l'aide des mors (Figure 1.21) pour éviter le flambage macroscopique qui est fonction de la géométrie de l'éprouvette, du matériau et des conditions aux limites.

- **Essais de flexion trois points sur appuis rapprochés**
  Afin d'accéder aux modules de cisaillement G_{13} et G_{23}, des essais de flexion trois points sur appuis rapprochés ont été effectués dans les sens chaîne et trame.
  Les éprouvettes de flexion trois points ont été découpées dans des plaques de 4 mm d'épaisseur à l'aide d'une meule diamantée refroidie à l'eau en respectant la norme NF EN 2563. Les dimensions des éprouvettes sont : 40 x 20 x 4 mm^3.
  Les deux supports fixes de flexion utilisés ont un rayon égal à 2 mm et le poinçon a un rayon de 5 mm. Sur la Figure 1.23 est présenté le montage de l'essai de flexion trois points sur appuis rapprochés.
  Afin d'observer une rupture en cisaillement interlaminaire, la distance entre les supports fixes désignée par L_1 doit être 5 fois l'épaisseur de l'éprouvette e telle que :

$$\frac{L_1}{e} = 5 \tag{1.9}$$

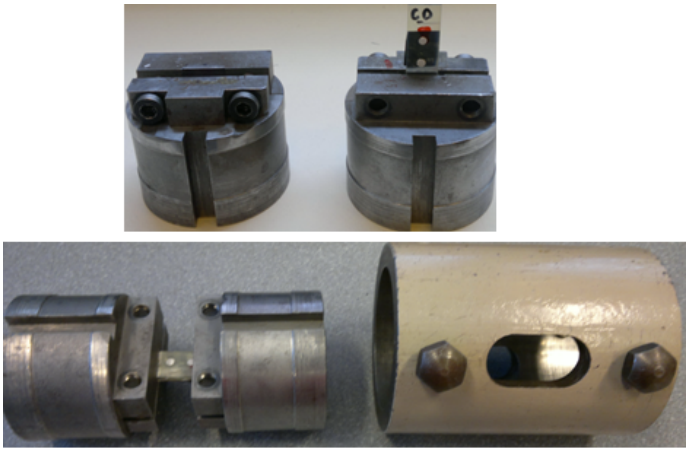


FIGURE 1.21 – Photographies du montage de compression

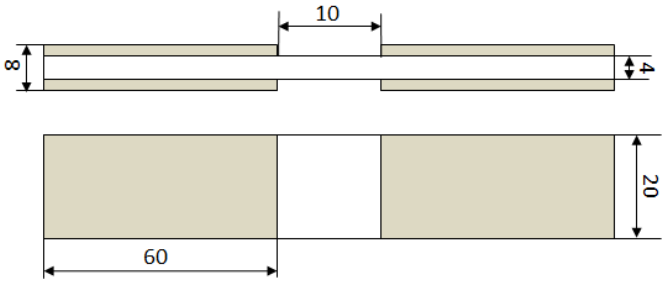


FIGURE 1.22 – Dimensions des éprouvettes de compression à 0°

Le tableau 1.3 résume les différentes dimensions du montage.
L'essai de flexion ne génère pas un état de contraintes pures : les composantes de traction et de compression sont maximales, respectivement, sur la face inférieure (à l'opposé de l'appui mobile), et sur la face supérieure. Les contraintes de cisaillement sont maximales au niveau de la fibre neutre de l'éprouvette. La théorie des poutres permet d'exprimer :

- La contrainte normale en flexion :

$$\sigma_f = \frac{3FL}{2bh^2} \tag{1.10}$$

- La contrainte de cisaillement interlaminaire :

$$\tau_{13} = \frac{3F}{4bh} \tag{1.11}$$

En modifiant l'élancement de l'éprouvette (ou seulement la distance entre appuis si l'épaisseur est fixée), nous pouvons privilégier un mode de rupture par rapport à l'autre.
Selon [Krawczak, 1997], pour des composites à fibres de verre, l'élancement de l'éprouvette doit vérifier la condition suivante :

Tableau 1.3 – Dimensions du montage d'essai de flexion 3 points

r_1 (mm)	r_2 (mm)	r_3 (mm)	e (mm)	L_0 (mm)	L_1 (mm)
2	2	4	4	40	20

- Pour obtenir un mode de rupture en cisaillement, l'élancement de l'éprouvette doit vérifier la condition suivante :

$$\frac{L_1}{e} \leq 5 \tag{1.12}$$

item[-] Pour un mode de rupture en traction-compression, l'élancement de l'éprouvette doit vérifier la condition suivante :

$$\frac{L_1}{e} \geq 16 \tag{1.13}$$

Les contraintes dues au contact du poinçon mobile risquent de provoquer une rupture prématurée en compression. La flèche est mesurée par un transformateur différentiel variable linéaire (LVDT) placé au milieu des deux supports fixes et la force est enregistrée par une cellule de charge de 25kN. Tous les essais ont été réalisés à température ambiante et à une vitesse de traverse constante (égale à 1 mm/min).

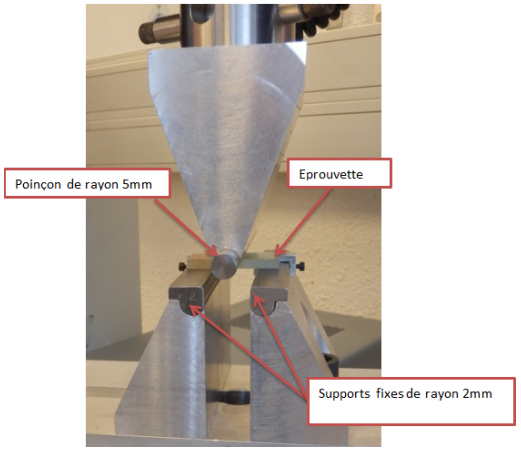


FIGURE 1.23 – Dispositif expérimental utilisé en flexion trois points sur appuis rapprochés

- **Essais de compression dans l'épaisseur**
  Contrairement aux modules E_{11} et E_{22}, le module d'Young E_{33} ne peut pas être identifié à l'aide d'un essai de traction dans le sens de l'épaisseur à cause de la faible épaisseur des plaques utilisées.
  Pour ce faire, partant de l'hypothèse que les rigidités en traction et en compression sont identiques dans le sens de l'épaisseur, nous avons choisi de réaliser un essai de compression sur des disques [Kim et al., 2010] ou des cubes [El Hage, 2006]. Pour notre matériau, nous avons coupé des éprouvettes en forme de disques de diamètre 20 mm et d'épaisseur 4,3 mm (Figure 1.24).
  Les éprouvettes de compression sont obtenues par carottage sous eau. Un extensomètre vidéo avancé (AVE) a été utilisé pour mesurer la déformation. Puisque le matériau est transparent, les bords des éprouvettes ont été peints en noir et 2 pas-

tilles blanches (mouchetis) ont été collées sur la première et la dernière éprouvette empilées. A l'aide du logiciel Bluehill, les données provenant de l'extensomètre vidéo avancé ont été enregistrées (Figure 1.25).
Pour chaque essai, trois éprouvettes ont été empilées au centre entre deux plateaux de compression montés sur une machine Instron équipée d'une cellule de charge 10 000 daN. La vitesse de la traverse est constante et égale à 0.1 mm/min.
L'essai est arrêté avant la rupture complète des éprouvettes pour éviter d'éventuels dommages à la cellule de charge. Il est important de veiller à ce que les éprouvettes soient bien graissées afin de limiter l'effet de frottement entre éprouvettes. Au cours de l'essai, Le déplacement est mesuré par LVDT.

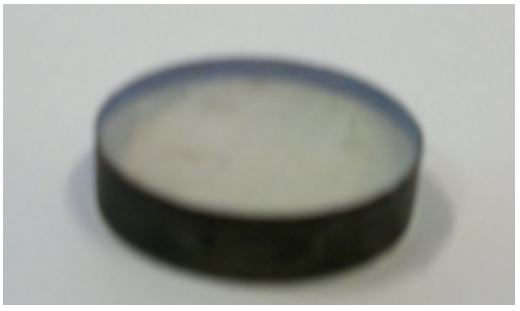


FIGURE 1.24 – Éprouvette de compression dans le sens de l'épaisseur

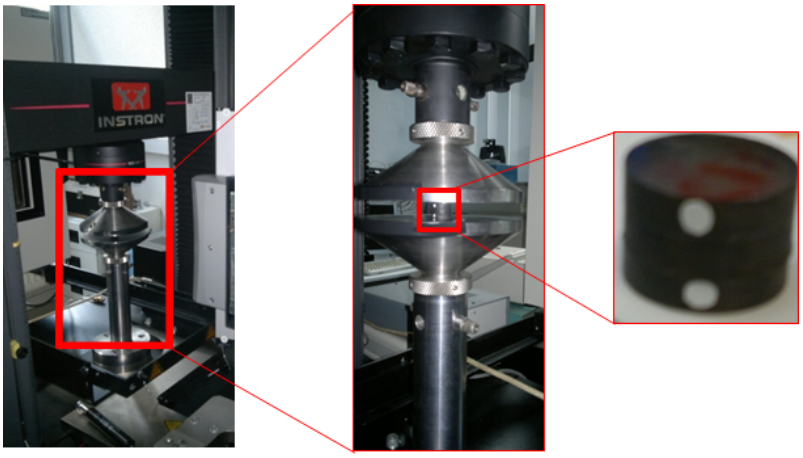


FIGURE 1.25 – Montage de l'essai de compression dans l'épaisseur

3.1.2 Résultats expérimentaux

3.1.2.1 Caractérisation de la matrice La matrice époxy joue le rôle d'un liant vis-à-vis des fibres. Elle remplit aussi la double fonction de protection contre les agressions extérieures et de transfert de charge entre fibres.
Elle confère au composite son comportement viscoélastique. Celui-ci, au sein du composite, est généralement peu visible macroscopiquement, mais important à l'échelle microscopique. L'ensemble des essais de traction sur la matrice seule révèle un comportement linéaire fragile tel que le montre la courbe moyenne de traction de la résine seule présentée sur la Figure 1.26.

La rupture est soudaine avec un faciès lisse, mode de rupture caractéristique d'une propagation rapide de la fissure initiée au niveau d'un défaut au bord de l'éprouvette.
Les mesures des propriétés élastiques ont été effectuées sur la partie linéaire de la courbe contraintes/déformations entre 0 et 1% de déformation longitudinale (Figure 1.27).
Les courbes contraintes-déformations sont très peu dispersées en termes de comportement et de contraintes à rupture. En effet, le module d'Young de la résine $E_m = 4.5 \pm 0.2GPa$ et $\sigma^R = 79 \pm 0.5MPa$). Par contre, une dispersion très nette est observée sur les déformations à rupture ($\epsilon^r = 2.6 \pm 0.5\%$).
Ce phénomène peut probablement être expliqué par des causes liées aux conditions d'essais telle que la présence des défauts au bord d'éprouvettes.
Les essais de charge-décharge ont montré que le comportement de la résine époxy est viscoélastique. En effet, la Figure 1.27 montrent deux petites boucles d'hystérésis caractéristiques du comportement viscoélastique qui se forment à partir d'un niveau de contrainte de 60 MPa avant la rupture finale de l'éprouvette à 79 MPa. Ainsi, nous supposons que l'effet de la viscosité est négligeable dans la suite de ce travail.

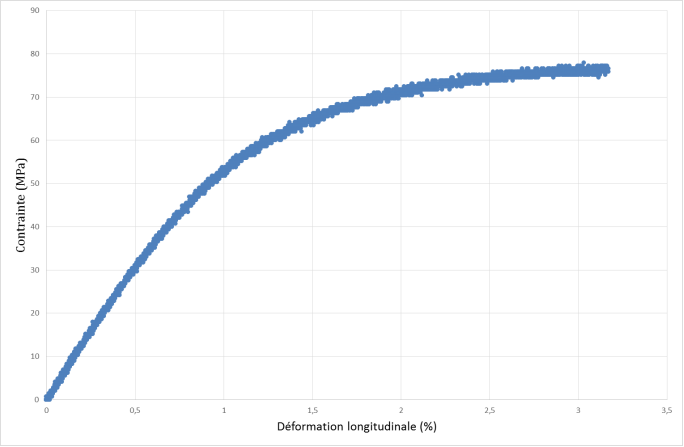


FIGURE 1.26 – Courbe moyenne de traction de la matrice seule

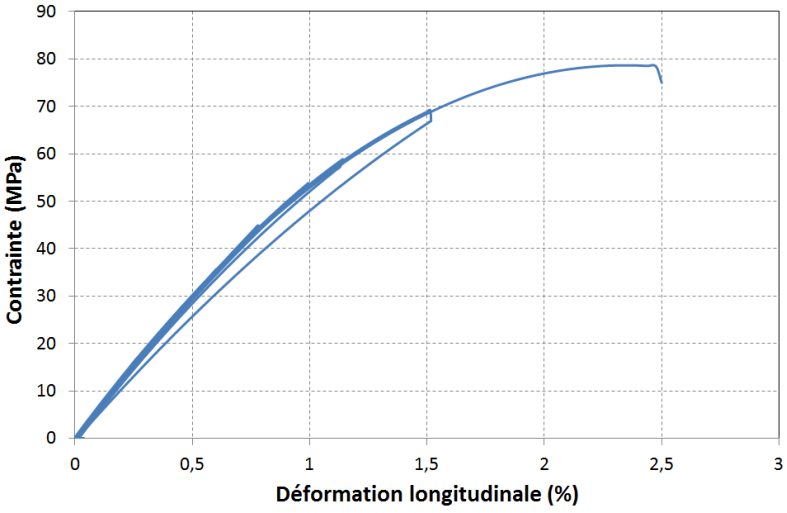


FIGURE 1.27 – Courbe contrainte-déformation de l'éprouvette de résine seule en charge-décharge

3.1.2.2 Caractérisation de la fibre Les essais de traction sur des fibres unitaires montrent que le comportement est linéaire. La Figure 1.28 montre la courbe moyenne de traction de la fibre unique. Dans le dépouillement des résultats, les fibres rompues proches des points d'amarrage ont été écartées.
Une forte dispersion des propriétés à rupture ainsi que du module d'Young des fibres a été notée :

- La contrainte à rupture moyenne est égale à 1704 MPa avec un écart-type de ± 370.
- Le module d'Young est égal à 74 GPa ±13 GPa.

Cette dispersion pourrait avoir comme origine les défauts dus au procédé de fabrication des fibres.

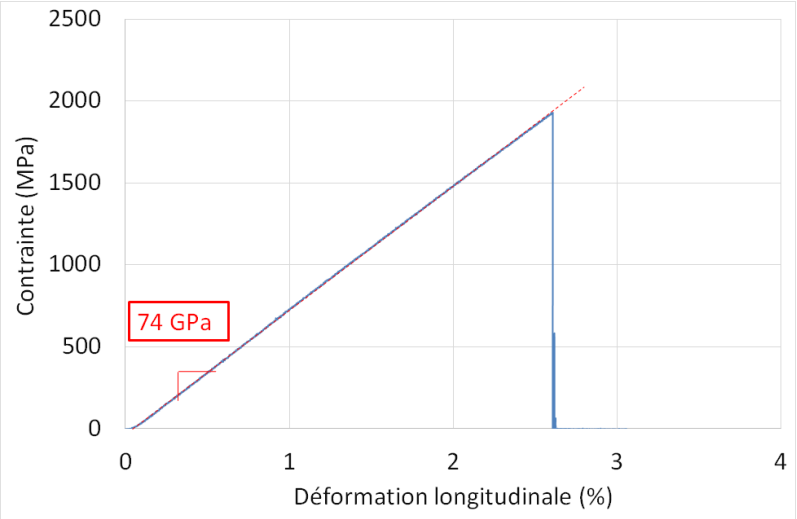


FIGURE 1.28 – Courbe moyenne de traction sur fibre unitaire

3.1.2.3 Caractérisation du composite verre/époxy Les caractéristiques mécaniques moyennes du composite peuvent être déterminées à partir des résultats d'essais de traction (charge à rupture F^R et allongement à rupture Δl) et de la mesure de la section initiale S_0.

- La contrainte à rupture s'obtient en divisant la charge à rupture par la section initiale S_0 :

$$\sigma = \frac{F_R}{S_0} \tag{1.14}$$

  ;
- La déformation à rupture est égale au rapport de l'allongement mesuré par la longueur de jauge l_0 ou la base de capteur.

3.1.2.3.1 Caractérisation dans le sens chaîne 0°

a. Comportement en traction dans le sens chaîne

Les courbes sur la Figure 1.29 représentent l'évolution de la contrainte nominale en fonction de la déformation nominale longitudinale pour des essais de traction monotone réalisés dans le sens chaîne.
Ces essais permettent d'obtenir le module d'Young E_{11} et le coefficient de poisson ν_{12} ainsi que les propriétés à rupture dans la direction chaîne : la déformation à

Tableau 1.4 – Grandeurs caractéristiques selon le sens chaîne

Grandeurs mesurées	Moyenne	Ecart-type
E_{11} (MPa)	41300	3000
ν_{12}	0.28	0.02
σ^r_{11} (MPa)	905	126
ϵ^r_{11} (%)	2.2	0.5

rupture ϵ^r_{11} et la contrainte à rupture σ^r_{11}.
En effet, le module E_{11} est égal à la pente de la courbe contrainte nominale-déformation nominale longitudinale.
Une augmentation de la pente a été observée sur plusieurs éprouvettes pour une déformation inférieure à 0.2%. Ceci peut être expliqué par un réalignement des fibres, initialement ondulées avant l'essai, dû au chargement de traction. Pour cela, nous avons fixé la plage de mesure des pentes entre 0.2% à 1% de déformation longitudinale. Quant au coefficient de Poisson ν_{12} est, en valeur absolue, le rapport de déformation transverse par celle longitudinale.

$$\nu_{12} = \frac{\epsilon_{22}}{\epsilon_{11}} \tag{1.15}$$

Les grandeurs caractéristiques mesurées suivant la direction chaîne sont résumées dans le tableau 1.4.

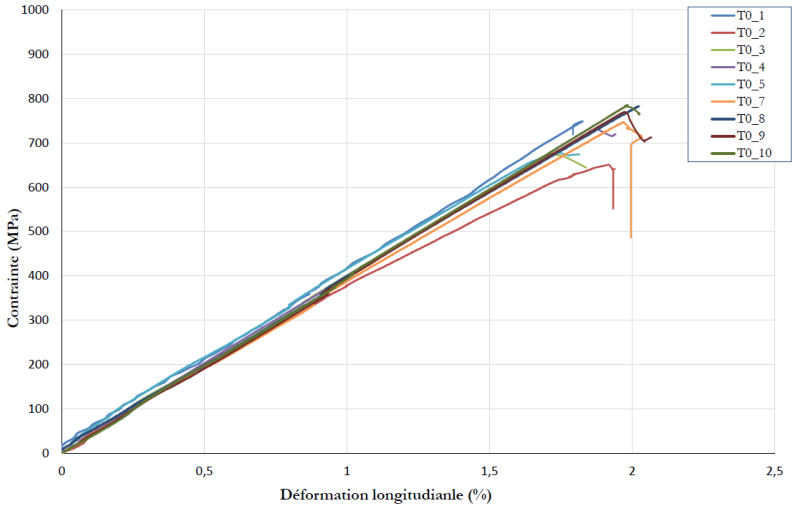


FIGURE 1.29 – Courbes de traction dans le sens chaîne

b. Comportement en compression dans le sens chaîne

L'analyse du comportement en compression a permis de mettre en évidence une significative différence entre les modules d'élasticité en traction (42 GPa) et en compression (36 GPa).
En termes de propriétés à rupture, la contrainte moyenne à rupture en traction est égale 905 MPa ±126 MPa et celle en compression est égale à 587 MPa en moyenne avec un écart-type ±215 MPa.
Cet essai est très sensible aux conditions aux limites et aux défauts de fabrication du matériau et des éprouvettes.

Tableau 1.5 – Grandeurs caractéristiques selon le sens trame

Grandeurs mesurées	Moyenne	Ecart-type
E_{22} (MPa)	12700	±5100
σ_{22}^{r} (MPa)	49	±7
ϵ_{22}^{r} (%)	0.015	±0.001

3.1.2.3.2 Caractérisation dans le sens trame 90° Cet essai permet de déterminer le module E_{22}, le coefficient de Poisson ν_{21} ainsi que la contrainte à rupture et la déformation à rupture. Le Tableau 1.5 récapitule les valeurs obtenues suivant la direction de la trame. La valeur de ν_{21} est déduite à partir de l'égalité suivante (Equation 1.16) :

$$\frac{\nu_{21}}{\nu_{12}} = \frac{E_{11}}{E_{22}} \tag{1.16}$$

Les courbes de traction sont présentées sur la Figure 1.30.
Le comportement du matériau dans le sens transverse est linéaire et la rupture est fragile. Ceci est dû à la rupture de la matrice mais aussi à la rupture des torons de la trame qui constituent 10% des fibres. La dispersion notée du module d'Young E_{22} peut être expliquée par le fait que les mèches de la trame ne sont pas bien alignées à cause à l'injection de la résine telle que le montre la photographie RX sur la Figure 1.31 d'une plaque du matériau utilisée pour la fabrication d'éprouvettes.
Dans le sens trame, les mèches sont sollicitées en traction. Mais, nous avons remarqué que le nombre des mèches est différent d'un pli à un autre et donc d'une éprouvette à une autre. Ce qui peut expliquer à côté des défauts dus à l'imprégnation de tissu par la résine, qui peuvent exister dans la matrice surtout au niveau des interfaces.

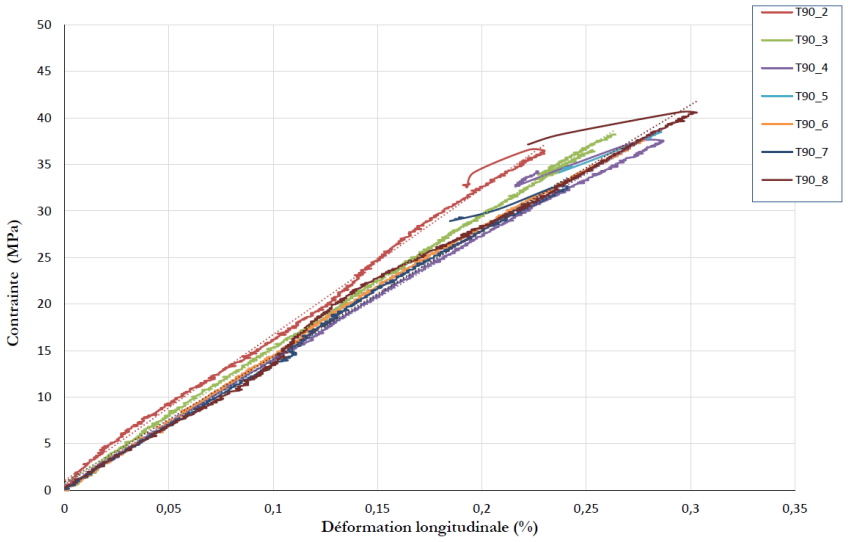


FIGURE 1.30 – Courbes de traction dans le sens trame

3.1.2.3.3 Comportement en cisaillement plan : traction à 45° L'essai de traction sur des éprouvettes découpées à 45° permet d'obtenir le module E_{45} [Berthelot, 2005] qui correspond à la pente de la partie linéaire de la courbe contrainte-déformation présentée sur la Figure 1.33, soit entre 0.1 et 0.4 % en déformation longitudinale ϵ_{11}^{45}. Cette

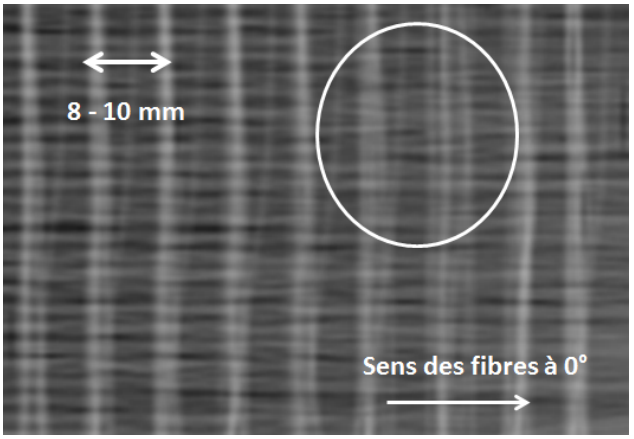


FIGURE 1.31 – Photographie RX d'une plaque en composite tissé verre/époxy

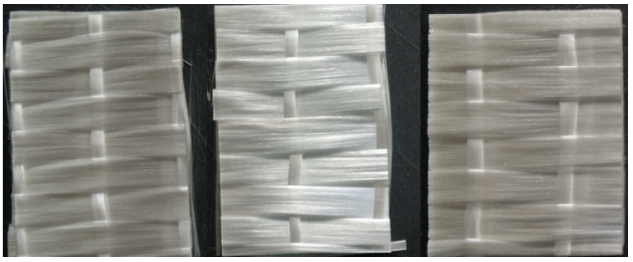


FIGURE 1.32 – Clichés de coupes de trois éprouvettes testées en traction à 90° après pyrolyse

déformation est mesurée suivant la direction de chargement. Le module de cisaillement G_{12} est alors déterminé à partir des modules élastiques E_{11}, E_{22} et E_{45} et du coefficient de Poisson ν_{12} selon l'équation suivante 1.17 :

$$\frac{1}{G_{12}} = \frac{4}{E_{45}} - \frac{1}{E_{11}} - \frac{1}{E_{22}} + 2\frac{\nu_{12}}{E_{11}} \tag{1.17}$$

Cet essai jusqu'à rupture permet aussi d'obtenir les propriétés à rupture en cisaillement plan, à savoir, la contrainte à rupture σ_{45r} et les déformations à rupture ϵ_{11}^{45r} et ϵ_{22}^{45r}. Ainsi, nous pouvons déduire la contrainte à rupture de cisaillement τ_{12}^{r} et la déformation de cisaillement γ_{12}^{r} telle que :

$$\tau_{12}^{r} = \frac{\sigma^{45r}}{2} \tag{1.18}$$

$$\gamma_{12}^{r} = \epsilon_{11}^{45r} - \epsilon_{22}^{45r} \tag{1.19}$$

Le tableau 1.6 récapitule les grandeurs caractéristiques du comportement en cisaillement plan.

3.1.2.3.4 Flexion trois points sur appuis rapprochés Les modules de cisaillement G_{13} et G_{23} sont déterminés à partir des formules corrigées. La correction est liée à la section modifiée par la compaction due au poinçon central. La force mesurée et la flèche

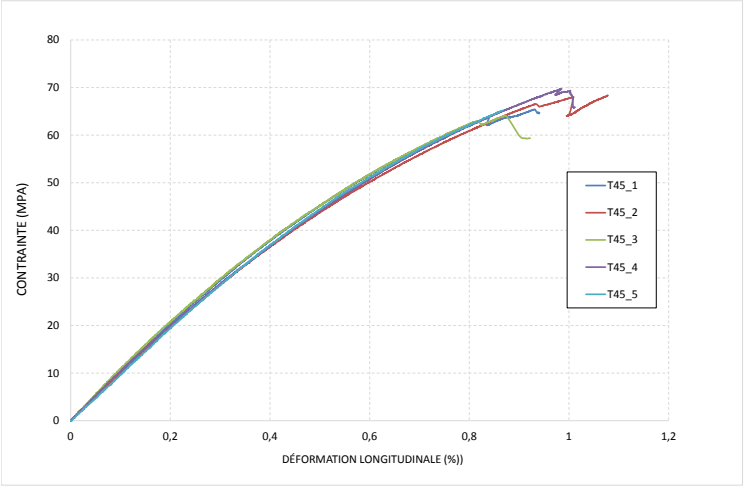


FIGURE 1.33 – Essai de cisaillement plan : courbe contrainte-déformation longitudinale

Tableau 1.6 – Grandeurs caractéristiques en cisaillement plan du matériau étudié

Grandeurs mesurées	Moyenne	Ecart-type
G_{12} (MPa)	3600	500
τ_{12}^{r} (MPa)	35	3
γ_{12}^{r} (%)	0.01	0.005

Tableau 1.7 – Grandeurs caractéristiques en cisaillement dans les plans (1,2) et (2,3) du matériau étudié

Grandeurs mesurées	Moyenne	Ecart-type
G_{13} (MPa)	2592	123
G_{23} (MPa)	1877	54
τ_{13}^{r} (MPa)	78	3
τ_{23}^{r} (MPa)	14	2

peuvent être liées suivant l'Equation 1.20 [Renard, 2005, Rouby, 2005] :

$$f = \frac{FL^3}{48EI_0} + \frac{FL}{4G_{13}S_{r0}} \tag{1.20}$$

avec $I_0 = \frac{Bh^3}{12}$, L est l'espacement entre les supports fixes, $S_{r0} = \frac{5Bh}{6}$ est la section réduite et E correspond au module de flexion apparent, qui est égal à la pente $\frac{\Delta F}{\Delta f}$ déterminé à partir de la partie linéaire de la courbe effort - déplacement. Ce module est très fluctuant car les mesures de forces et de placements sont effectuées sur une zone très réduite. Pour cela, il est recommandé d'utiliser pour les essais dans le sens des fibres à 0°, (E = E_{11}) et dans le sens transverse (E = E_{22}).

$$E_f = \frac{\Delta F}{\Delta f}\frac{D^3}{4Bh^3} \tag{1.21}$$

Les courbes force-déplacement en flexion trois points sur appuis rapprochés dans les sens longitudinal et transverse sont présentées sur les Figures 1.34 et 1.35. Les contraintes maximales de cisaillement interlaminaire τ_{13} et τ_{23} sont déterminées à partir des dimensions h et B de l'éprouvette et des efforts maximaux appliqués F_{13}^{max} et F_{23}^{max} selon les équations suivantes :

$$\tau_{13} = \frac{3F_{13}^{max}}{4Bh} \tag{1.22}$$

$$\tau_{23} = \frac{3F_{23}^{max}}{4Bh} \tag{1.23}$$

Le tableau 1.7 montre les résultats des essais de flexion trois points sur appuis rapprochés.

3.1.2.3.5 Compression dans le sens de l'épaisseur Pour identifier le module d'Young E_{33} caractéristique hors-plan du composite, des essais de compression dans le sens de l'épaisseur ont été effectués.
La compression de l'échantillon se traduit par la diminution de son épaisseur initiale. La force appliquée et le déplacement du plateau ainsi que la déformation ont été enregistrés. La Figure 1.36 montre la courbe contrainte-déformation en compression dans l'épaisseur. La contrainte nominale σ_n correspond au rapport de la force appliquée F par la section de l'échantillon. Les déformations sont égales au rapport de la variation de la distance entre les mouchards et la distance initiale avant la mise en charge.

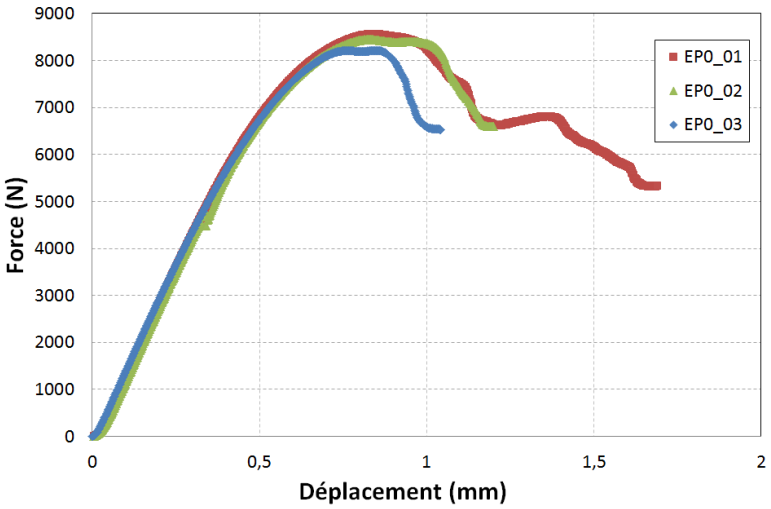


FIGURE 1.34 – Courbe force-déplacement en flexion 3 points sur appuis rapprochés dans le sens chaîne

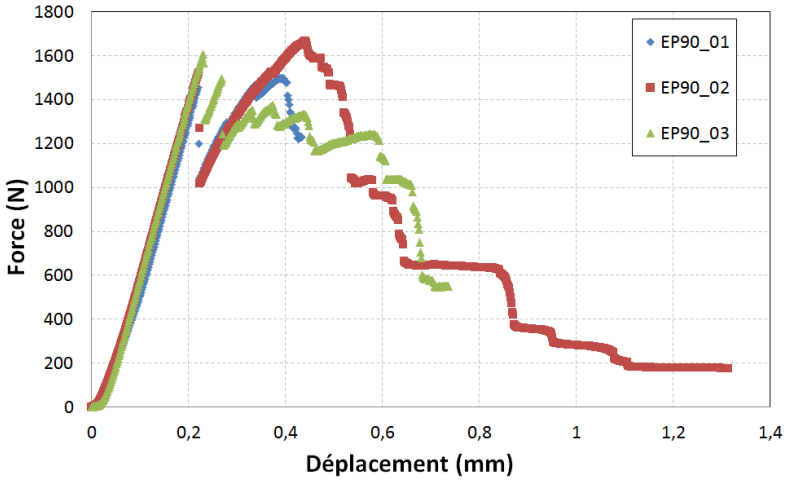


FIGURE 1.35 – Courbe force-déplacement en flexion 3 points sur appuis rapprochés dans le sens trame

Les équations 1.24 et 1.25 permettent d'obtenir les courbes contrainte-déformation.

$$\sigma_n = \frac{4F}{\pi \Phi_0^2} \tag{1.24}$$

$$\epsilon = \frac{d}{e_0} \tag{1.25}$$

Où F est la force mesurée lors de l'essai, Φ_0 est le diamètre initial de l'éprouvette, d est le déplacement entre les plateaux de compression mesuré à l'aide de la caméra (AVE) et e_0 est l'épaisseur initiale de l'échantillon. Les courbes contrainte-déformation présentent un palier à contrainte nulle au début de chaque essai. Ce palier correspond à l'étape de mise en charge qui permet de rattraper le jeu entre les plateaux et l'échantillon.
Le module d'Young E_{33} est égal à la pente de la partie linéaire de la courbe contrainte-déformation mesurée entre 0.6% et 2% de déformation en compression.
A température ambiante, le module d'Young dans la direction de l'épaisseur est égal en moyenne à 7100 MPa avec un écart-type de ±100 MPa.

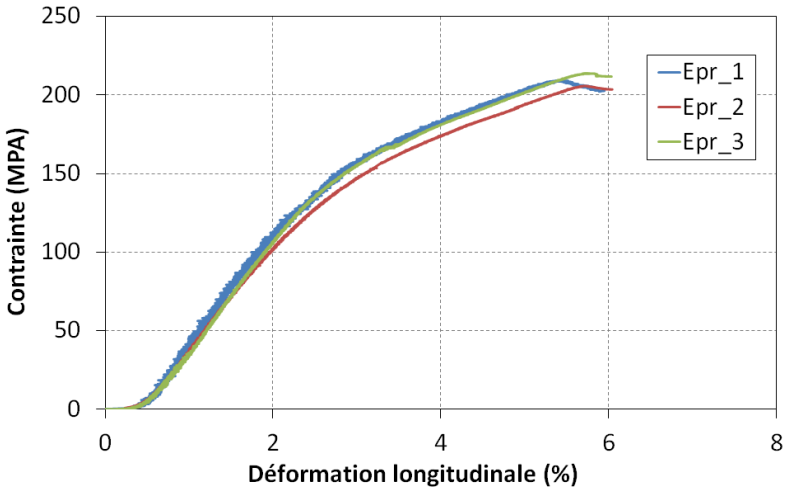


FIGURE 1.36 – Courbes de contrainte-déformation en compression dans l'épaisseur

3.1.3 Bilan

Dans cette section, nous avons étudié le comportement du matériau composite tissé verre/époxy soumis à des sollicitations quasi-statiques. La matrice de rigidité a pu être déterminée grâce aux différents essais présentés.
Le tableau 1.8 montre les coefficients de rigidité obtenus expérimentalement : Le comportement observé est très anisotrope. Dans la direction chaîne, le comportement est élastique linéaire. Le phénomène prépondérant est la rupture des fibres. Pour des sollicitations dans la direction de la trame, des phénomènes viscoélastiques et de l'endommagement matriciel ont été mis en évidence.
Le comportement en cisaillement met quant à lui en évidence des phénomènes viscoélastiques et de dégradation par fissuration matricielle.

Tableau 1.8 – Coefficients de rigidité expérimentaux

Coefficients de la matrice de rigidité	Valeurs expérimentales
C_{11} (GPa)	43.5
C_{22} (GPa)	7.9
C_{33} (GPa)	7.8
C_{44} (GPa)	1.8
C_{55} (GPa)	2.2
C_{66} (GPa)	3.6
C_{12} (GPa)	4.8
C_{13} (GPa)	3.0
C_{23} (GPa)	3.0

3.2 Prédiction des propriétés mécaniques du matériau par une analyse multiéchelle

Une solution pour limiter les coûts des essais est le recours à la simulation numérique. Le *Virtual Testing* permettrait en effet de rationaliser les campagnes d'essais en comblant les manques de la matrice d'essais par des simulations numériques.
Dans cette section, nous allons présenter une méthode numérique pour prédire les propriétés élastiques du matériau à partir de la petite échelle à partir de la plus petite échelle qui est celle de ses constituants.

3.2.1 Homogénéisation à l'échelle microscopique

Pour la première étape de l'homogénéisation, nous avons opté pour une méthode analytique. Nous considérons chaque toron comme un composite unidirectionnel dont le comportement mécanique est isotrope transverse. Afin de prédire le comportement des torons, nous avons alors cinq constantes d'élasticité indépendantes à identifier.

$$[C] = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{23} & C_{22} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{66} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{66} \end{bmatrix} \tag{1.26}$$

Vu la difficulté et la complexité liée à la réalisation des essais sur les torons, nous avons utilisé une méthode analytique simple pour déterminer les constantes C_{ij} qui sont liées aux modules d'élasticité.
Dans la littérature, plusieurs approches théoriques sont proposées pour calculer plus ou moins précisément les modules d'élasticité dans le cas d'un matériau hétérogène. Selon [Berthelot, 1999], nous pouvons classer ces approches en trois catégories : recherche des bornes supérieures et inférieures des modules d'élasticité, recherche de la solution exacte et les approches semi-empiriques telle que la loi des mélanges.
En supposant que chaque toron équivalent à un composite unidirectionnel. La détermination du volume élémentaire représentatif est simple comme le montre la Figure 1.37. Dans le cadre de la théorie classique, nous avons les hypothèses suivantes :

- Les fibres de verre isotropes sont de module d'Young E_f et de coefficient de Poisson ν_f ;

- La matrice est isotrope, de module d'Young E_m et de coefficient de Poisson ν_m ;
- Le comportement mécanique est élastique linéaire ;
- Toutes les fibres sont parallèles ;
- L'adhésion fibre/matrice est parfaite ;
- L'arrangement des fibres est régulier ;
- La fraction volumique des fibres et la répartition entre trame et chaîne sont connues.

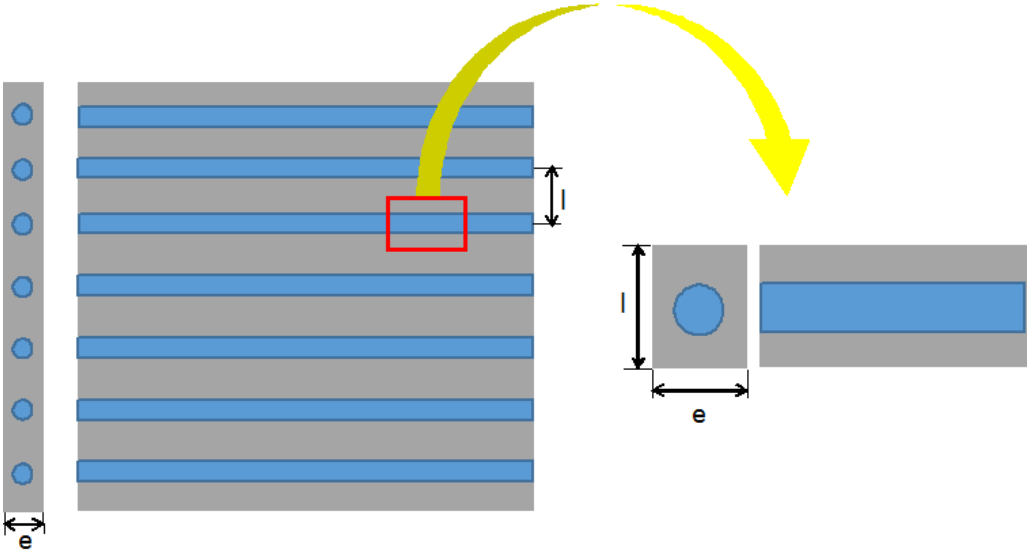


FIGURE 1.37 – Volume élémentaire représentatif d'un composite unidirectionnel

Pour trouver le module d'Young longitudinal (parallèlement aux fibres) d'un toron, nous appliquons une sollicitation dans laquelle seulement σ_{11} n'est pas nulle. Nous pouvons ainsi considérer une approximation en parallèle schématisée sur la Figure 1.38).
Pour déterminer le module d'Young transverse d'un toron, nous appliquons une sollicitation telle que seulement σ_{22} n'est pas nulle. Dans ce cas, nous avons une approximation en série schématisée sur la Figure 1.39.
Les formules théoriques utilisées sont les suivantes :

— Le module d'Young longitudinal d'un toron de la chaîne :

$$E_{11}^{c} = (1 - V_f^{chaîne})E^m + V_f^{chaîne}E^f \tag{1.27}$$

— Le module d'Young longitudinal d'un toron de la trame :

$$E_{11}^{t} = (1 - V_f^{trame})E^m + V_f^{trame}E^f \tag{1.28}$$

— Le module d'Young transverse d'un toron de la chaîne est égal à :

$$E_{22}^{c} = \frac{E^m E^f}{(1 - V_f^{chaîne})E^f + V_f^{chaîne}E^m} \tag{1.29}$$

— Le module d'Young transverse d'un toron de la trame est égal à :

$$E_{22}^{t} = \frac{E^m E^f}{(1 - V_f^{trame})E^f + V_f^{trame}E^m} \tag{1.30}$$

Où $V_f^{chaîne}$ et V_f^{trame} sont respectivement les fractions volumiques des fibres dans un toron de chaîne et dans un toron de trame. Ces approches théoriques permettent d'obtenir des valeurs approximatives des modules d'élasticité dans les sens longitudinal et transverse.

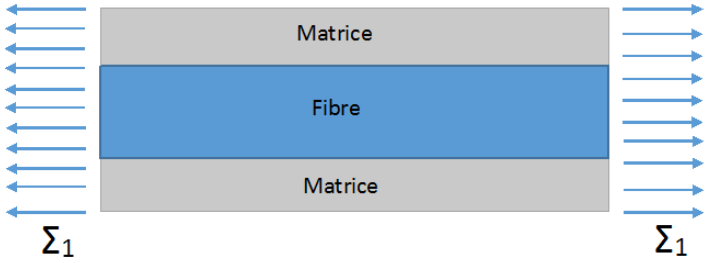


FIGURE 1.38 – Loi des mélanges : configuration en parallèle

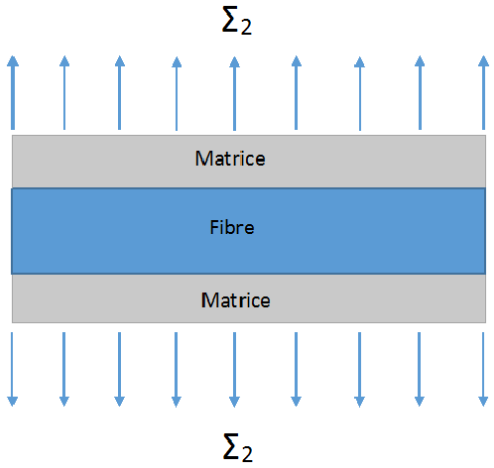


FIGURE 1.39 – Loi des mélanges : configuration en série

3.2.2 Homogénéisation à l'échelle mésoscopique

La deuxième étape de l'homogénéisation multiéchelle est la prédiction des propriétés élastiques du composite à partir de celles des torons déjà obtenues par homogénéisation à l'échelle microscopique.

- Le choix de la cellule de base ;
- La modélisation géométrique de cette cellule ;
- La définition des conditions aux limites périodiques et l'identification des coefficients.

Il est difficile de prendre en compte tous les paramètres qui peuvent avoir une influence sur les propriétés mécaniques du matériau à partir de la phase de l'élaboration tels que les caractéristiques des différents constituants du matériau, les effets du tissage sur les fibres, les effets du procédé d'injection de la résine et les effets de la post-cuisson réalisée à la suite de l'injection.
Parallèlement, on reste confronté aux limites des outils numériques qui ne peuvent pas reproduire intégralement certaine types d'architectures. Pour contourner ces obstacles, différentes hypothèses sont choisies ainsi que des corrections sur la géométrie et les propriétés

des torons sont apportées tout au long du processus d'homogénéisation pour faciliter la modélisation.
Afin d'éviter les interpénétrations entre torons, nous introduisons une fine couche de matrice entre torons à condition d'avoir un maillage conforme au niveau des zones de contact. Par ailleurs, le taux de torons peut être relativement faible. Pour atteindre un taux de fibres réaliste dans le VER, nous avons imposé aux torons un taux de fibres très élevé, voire non physique (supérieur à 95%). Cette méthode a été utilisée par plusieurs auteurs parmi lesquels [Melro et al., 2012].
Il s'agit alors de modéliser la cellule de base à l'échelle mésoscopique. Sachant que le matériau étudié est un composite tissé d'armure taffetas, nous pouvons choisir un motif périodique qui se répète par translation.
La microstructure tissée a pu être identifiée à l'aide des observations par microscopie optique de coupes transversales du composite et par tomographie. La Figure 1.40 montre les coupes micrographiques réalisées afin d'identifier la géométrie des fils de chaîne et de trame.
Nous avons utilisé le logiciel WiseTex. C'est un package d'outils dont FETex qui, par l'intermédiaire du logiciel ANSYS, permet de générer un maillage périodique. L'outil WiseTex permet de modéliser des tissus 2D et 3D. Une description complète des étapes nécessaires

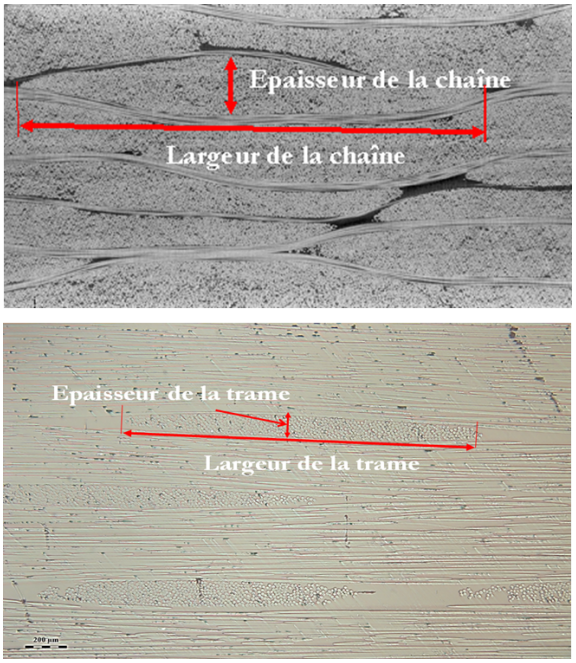


FIGURE 1.40 – Coupes microscopiques dans les sens chaîne et trame

au passage du modèle géométrique d'un renfort à un modèle éléments finis adapté au calcul a également été présentée dans les travaux de [Piezel et al., 2009].
La cellule de base modélisée comme une association de la résine (Figure 1.41) et du tissu des fibres (Figure 1.42). Le calcul de l'homogénéisation est effectué sous le logiciel de modélisation par éléments finis Zset.

3.3 Discussion

Les calculs d'homogénéisation ont permis d'obtenir les coefficients de la matrice de rigidité. Dans le Tableau 1.9, une comparaison des résultats numériques et expérimentaux

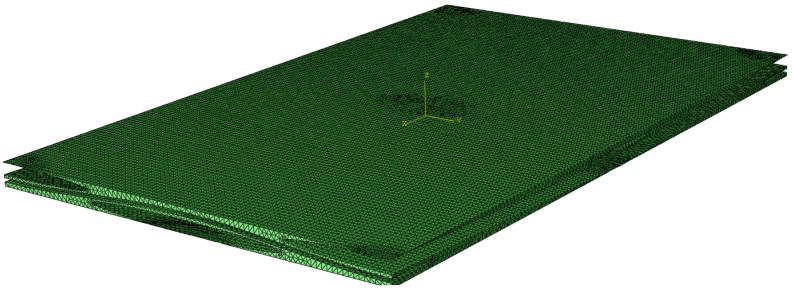


Figure 1.41 – Matrice

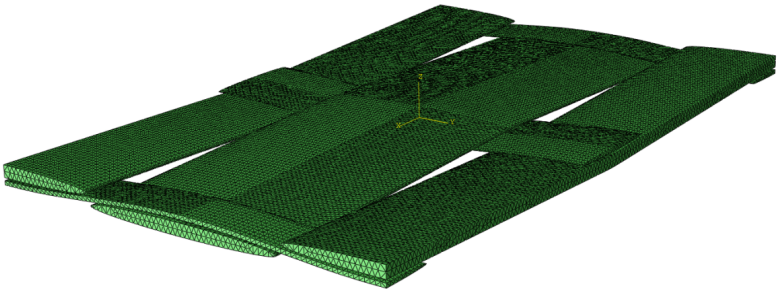


Figure 1.42 – Renfort tissé

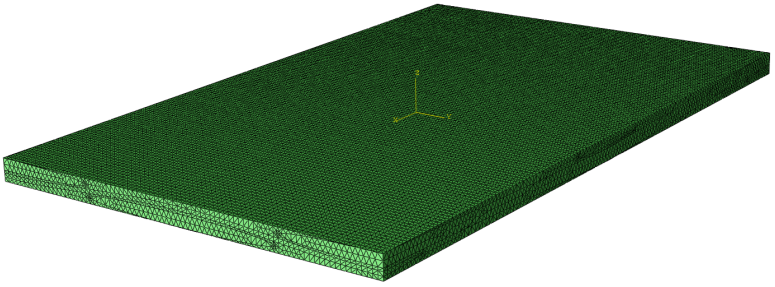


Figure 1.43 – Modélisation numérique du VER tissé

est réalisée afin d'évaluer la capacité de *virtual testing* à prédire les propriétés élastiques du matériau composite étudié.
Nous constatons que la méthode numérique permet d'obtenir des résultats satisfaisants. Les écarts entre les valeurs numériques et expérimentales peuvent être expliqués par les différences entre le matériau réel et le matériau virtuel.
En effet, parmi ces différences, nous pouvons citer :

- La différence des fractions volumiques des fibres expérimentale (54%) et numérique (47%)
- La différence de la qualité d'interface entre torons (ou à l'échelle microscopique l'interface fibre/matrice) : elle est parfaite dans le modèle numérique. Alors que, le matériau réel présente des adhésions bonnes dans des endroits mauvaises dans d'autres comme le montrent les Figures 1.44 et 1.45.

Tableau 1.9 – Comparaison des propriétés élastiques obtenues expérimentalement et celles obtenues numériquement

Coefficients de la matrice de rigidité	Valeurs expérimentales	Valeurs numériques
C_{11} (GPa)	43.5	40.4
C_{22} (GPa)	7.9	16.8
C_{33} (GPa)	7.8	7.7
C_{44} (GPa)	1.8	3.0
C_{55} (GPa)	2.2	2.2
C_{66} (GPa)	3.6	2.9
C_{12} (GPa)	4.8	4.7
C_{13} (GPa)	3.0	2.8
C_{23} (GPa)	3.0	2.9

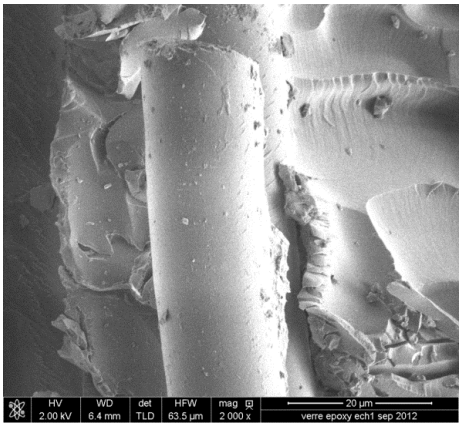


FIGURE 1.44 – Faciès de rupture montrant une adhésion fibre/matrice

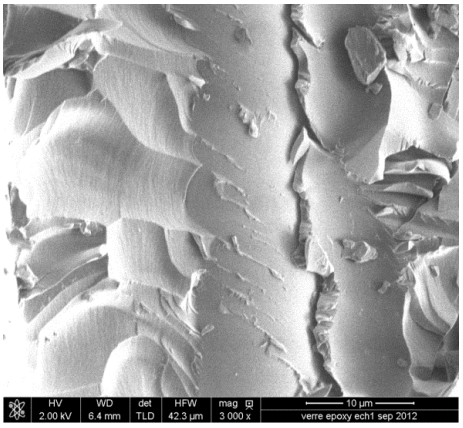


FIGURE 1.45 – Adhésion fibre/matrice

4 Mécanismes d'endommagement en quasi-statique

4.1 Identification expérimentale des mécanismes de dégradation

4.1.1 Protocole expérimental de suivi de l'endommagement

Des essais de charge-décharge en traction avec des niveaux de charge de plus en plus élevés ont été réalisés afin d'identifier les modes d'endommagement et la cinétique d'apparition de différents modes de dégradation en quasi-statique. Comme schématisé sur la Figure 1.46, des paliers de chargement ont été programmés tous les 10, 50 ou 100 MPa (dépendant du seuil des endommagements pour les différentes directions (0°/ 90°/ 45°) afin d'observer et mieux discerner les différents modes de dégradation.
Afin d'éviter la fermeture de fissures après décharge, chaque palier d'observation doit être maintenu à une charge inférieure au seuil d'endommagement et ceci pour une courte durée pour éviter l'endommagement par fluage. Il convient, alors, de minimiser cette durée au maximum.
Bien que facile à mettre en œuvre et efficace, cette méthode ne donne évidemment des informations que sur les endommagements en bordure d'échantillons.

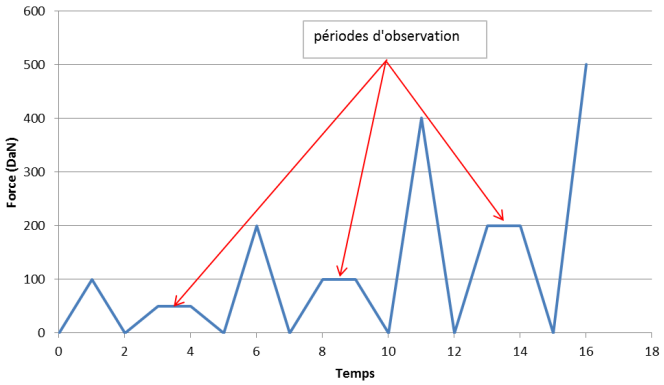


FIGURE 1.46 – Protocole expérimental de suivi de l'endommagement en quasi-statique

4.1.1.1 Observations in-situ : utilisation d'une caméra

Le suivi in-situ des dommages se fait à l'aide d'une caméra optique munie d'un système de grossissement optique qui peut aller jusqu'à 12 fois. Le dispositif est monté sur une colonne pouvant se déplacer dans les trois directions, permettant ainsi de visualiser l'ensemble du champ de l'éprouvette.
Cette technique permet d'observer l'endommagement de l'éprouvette sous charge, les fissures sont donc ouvertes ce qui simplifie leur observation. En effet, la technique consiste à observer une zone de l'échantillon. Dans notre cas, les zones observées sont le bord libre de l'éprouvette qui a été préalablement poli miroir et la face de l'éprouvette (car le matériau est transparent). Un schéma du dispositif est représenté sur la Figure 1.47. Afin d'identifier

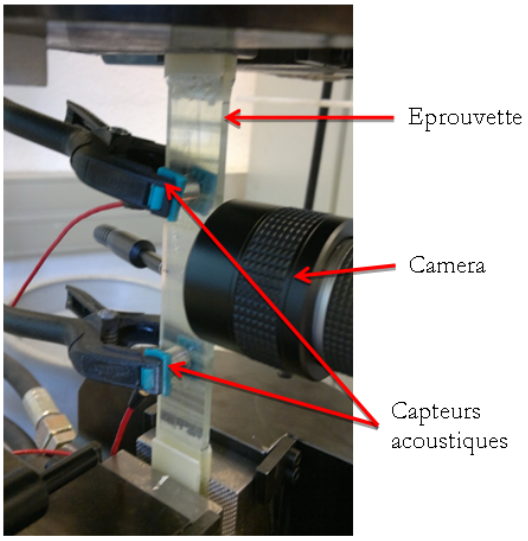


FIGURE 1.47 – Montage d'observation d'une éprouvette de séquence 0° en charge-décharge

les mécanismes d'endommagement et évaluer l'influence sur les propriétés macroscopiques du matériau, des essais de charge-décharge ont été effectués en traction à 0°, 45° et 90°.
Les moyens de suivi des essais sont principalement : l'émission acoustique, les capteurs extensométriques et les observations microscopiques des bords polis de l'éprouvette. Des observations post-mortem ont été effectuées au microscope électronique à balayage (MEB).

4.1.1.2 Technique de l'émission acoustique .

Selon la norme AFNOR NF A 09-350, l'émission acoustique peut être définie comme un phénomène de libération d'énergie sous forme d'ondes élastiques transitoires résultant de micro-déplacements locaux internes au sein d'un matériau soumis à une sollicitation. Ces micro déplacements peuvent être liés aux déformations mécaniques, à l'initiation et à la propagation de fissures ou à toute autre modification de la microstructure au sein du matériau. L'émission acoustique est une technique de contrôle non destructif non intrusive capable de suivre l'évolution d'un défaut en temps réel sans aucune influence sur cette évolution. Elle permet aussi la localisation de ces défauts en cours de fonctionnement. Elle est cependant limitée par le fait qu'elle ne peut détecter que des défauts en cours d'évolution. La technique de l'émission acoustique est utilisée dans la caractérisation des matériaux ou pour surveiller la santé des structures en cours de fabrication ou en service [Roget, 1988]. Une revue détaillée sur l'évaluation des techniques d'émission acoustique et leur application dans la qualification et la quantification des dommages pour les matériaux composites,

est fournie par [Hamstad, 1986].

Dispositif expérimental de l'émission acoustique Le dispositif expérimental de l'émission acoustique utilisé se compose de deux capteurs, d'un pré-amplificateur, et d'un système permettant l'amplification, l'acquisition et le traitement du signal :

- Deux capteurs, généralement piézoélectriques (selon la norme Norme NF A09-355), sont positionnés à la surface du matériau pour détecter le mouvement dynamique résultant des événements d'émission acoustique et pour pouvoir convertir le mouvement détecté en signal tension-temps. Ils permettent la détection des déplacements inférieurs à quelques 10^{-10} m ; Une étape de localisation a été réalisée initialement pour positionner convenablement les deux capteurs et calculer la vitesse de propagation du signal ;
- Un pré-amplificateur est situé à proximité du capteur. Il transforme le signal de haute impédance et de faible tension délivré par les capteurs en un signal de basse impédance (de l'ordre de 50 ohms) et l'amplifie de 20 à 60 dB ;
- Un ordinateur pour l'acquisition et le traitement du signal. Cette acquisition nécessite la définition préalable d'un seuil au-dessus duquel un signal est considéré comme significatif. Généralement, le seuil est déterminé à partir de la mesure du bruit de fond.

Nous avons utilisé le système MISTRAS (Massively Instrumented Sensor Technology for Received Acoustic Signal) pour l'acquisition et le traitement des signaux de l'émission acoustique (EA).

Le signal acoustique, appelé aussi salve, est caractérisé par un certain nombre de paramètres [Huguet, 2002] parmi lesquels : i) l'amplitude maximale du signal exprimée en décibels (dB), ii) le nombre de coups correspondant au nombre de dépassement de seuil par le signal sur toute sa durée, iii) la durée, généralement exprimée en microsecondes (μ s), correspondant au temps qui sépare le premier et le dernier dépassement de seuil, iv) l'énergie du signal qui est égale à l'intégrale de la tension de sortie du capteur en fonction du temps (Figure1.48).

Pour les matériaux composites à plis unidirectionnels soumis à une sollicitation, chaque

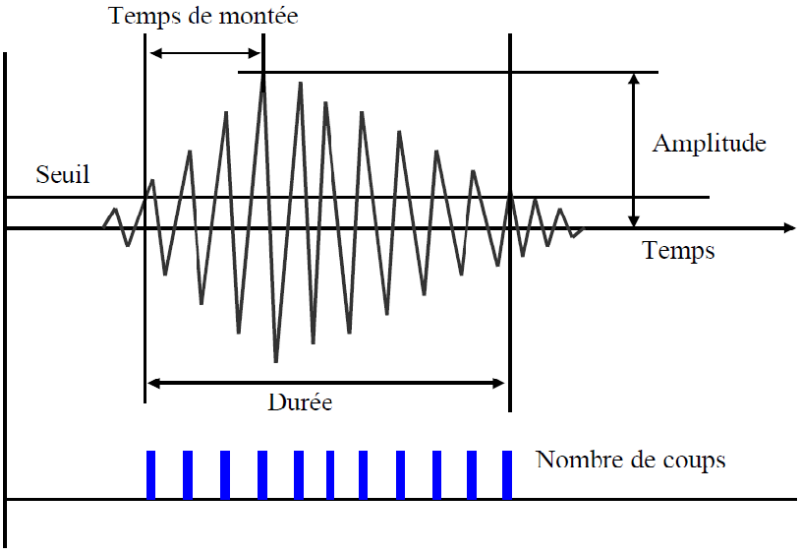


FIGURE 1.48 – Définition d'une salve acoustique

mécanisme d'endommagement (décohésion, fissuration intralaminaire, rupture de fibres) est source d'une onde d'émission acoustique de type discret. Chacun de ces mécanismes est reconnu comme brutal, c'est-à-dire que son apparition et sa propagation complète sont quasi-confondus. Ainsi, chaque salve détectée est associée à un mécanisme de dégradation du composite.
A partir des différents paramètres du signal, nous pouvons classer les pulses par famille. Ces paramètres peuvent, à condition de pouvoir isoler chaque mécanisme de dégradation, être une signature du mécanisme considéré.

A ce titre, plusieurs travaux de recherche sur l'émission acoustique tels que [Giordano et al., 1998, Barre and Benzeggagh, 1994, Dzenis and Qian, 2001, Kim and Lee, 1997] se sont attachés à l'aspect qualitatif des phénomènes pour connaître les dommages à l'origine de l'émission par l'analyse des paramètres de la salve, partant ainsi, du principe que chaque dommage a une signature acoustique propre à lui.

Cependant, l'hétérogénéité et l'anisotropie du composite rendent la séparation des mécanismes d'endommagement très délicate.
En outre, le passage à des structures plus complexes (tel que le cas des composites tissés) a rendu cette démarche infructueuse : la multiplication des interfaces dans le matériau modifie et atténue fortement la signature initiale des mécanismes d'endommagement pour être clairement identifiée. A cet effet, citons les travaux de [Downs and Hamstad, 1996, Downs and Hamstad, 1998] qui ont essayé d'appliquer ce type d'analyse aux réservoirs composites où il leur a été impossible de statuer sur les mécanismes d'endommagement à l'origine des signaux acoustiques détectés.
D'autres études se sont concentrées sur l'aspect quantitatif des phénomènes ayant pour objectif de quantifier l'endommagement global.
La technique de l'émission acoustique est utilisée comme moyen de contrôle global renseignant sur l'évolution des défauts sous l'action d'une sollicitation. Elle permet un suivi permanent de la structure en fournissant une information quantitative de l'endommagement présent.
Les études menées sur des éprouvettes de composite unidirectionnel carbone/époxy ont mis en évidence la reproductibilité de la méthode quant à la réponse acoustique représentative de l'état d'endommagement du matériau [Fuwa et al., 1975]. Des essais de traction uniaxiale jusqu'à rupture ont permis de montrer que la courbe du nombre cumulé de salves en fonction de la charge appliquée décrit une augmentation quasi exponentielle, et suit le modèle d'endommagement proposé par [Zweben, 1968, Rosen, 1964].

Des essais de chargement cyclique [Zweben, 1968] ont montré que le matériau n'émet quasiment pas à la décharge et que le taux d'émission diminue rapidement avec le temps. Par ailleurs, il apparaît que le diagramme de charge-endommagement semble être unique. [Fuwa et al., 1975, Fuwa et al., 1976] ont montré que l'augmentation de la charge après une sollicitation cyclique induit une augmentation du nombre de salves cumulées conforme à l'extrapolation de la courbe obtenue lors du premier cycle de traction. Ces auteurs ont alors conclu que ce type de comportement suppose une relation directe entre le nombre cumulé de salves et l'endommagement de la structure par rupture de fibres.

Pour cela, nous n'avons pas cherché à classifier les signaux en fonction des différents modes de dégradation pour déduire une chronologie de leur apparition vu que la cinétique d'endommagement au sein des éprouvettes a révélé la présence simultanée de plusieurs modes de dégradation.
Des essais de traction sur des éprouvettes à 0°, 45° et 90° ont été réalisés en plaçant sur chaque éprouvette deux capteurs distants d'une longueur donnée (80 mm).
Nous avons imposé un filtre pour ne prendre en compte que les signaux d'amplitudes

supérieurs à 40 dB et isoler ainsi les signaux parasites provenant des bruits électroniques du dispositif expérimental.

4.1.1.3 Observations microscopiques Afin de pouvoir expliquer les événements acoustiques enregistrés au cours des essais, nous avons choisi d'utiliser des techniques simples à mettre en œuvre permettant de mieux comprendre les cinétiques de dégradation. Pour cela, des observations in-situ par caméra au cours d'essais et par microscopie optique pour les essais interrompus à chaque niveau de charge ont été effectuées. Par ailleurs, des fractographies au Microscope Électronique à Balayage (MEB) ont été effectuées sur les éprouvettes post-mortem afin de mieux comprendre les modes de rupture par observation des faciès de rupture.

4.1.2 Présentation des résultats de suivi de modes de dégradation

4.1.2.1 Compression à 0° Comme on l'a déjà décrit, l'essai de compression dans le sens des fibres est très délicat à mettre en oeuvre. La description de la cinétique d'endommagement est aussi difficile à déduire. En effet, le suivi in-situ des essais s'est avéré irréalisable puisque la zone utile est très réduite (10 mm de longueur) et le dispositif expérimental utilisé est assez encombrant.
Pour mieux comprendre les modes de rupture en compression à 0°, des observations MEB des faciès de rupture et des photographies des éprouvettes rompues ont été réalisées. Sur la Figure 4.1.2.1 sont montrés les modes de rupture en compression dans le sens des fibres à 0° : la rupture des fibres de chaîne ainsi qu'une dégradation matricielle étendue sont notées. Des plissements de fibres sont aussi mis en évidence par ces observations. Ce mode de rupture est caractéristique des composites à plis unidirectionnels. Pour notre matériau composite tissé, les ondulations dues au tissage facilitent le plissement des fibres sous compression à 0°en comparaison avec les composites à plis UD.

4.1.2.2 Traction à 0° L'essai de charge-décharge en traction dans le sens chaîne indique un comportement totalement réversible et des effets visqueux négligeables. D'autre part, nous n'observons aucun changement de pente qui peut indiquer l'apparition ou l'évolution d'un dommage qui peut affecter macroscopiquement le comportement du matériau.
Le suivi des événements acoustiques a permis de mettre en évidence deux modes : un premier qui commence à une contrainte égale à 200 MPa et un deuxième mode plus rapide qui mène à la rupture complète (deuxième pente sur la courbe (a) de la Figure 1.52).

4.1.2.3 Traction hors axe des fibres

4.1.2.3.1 Traction dans le sens transverse Nous rappelons que les éprouvettes à 90° ne disposent que de 10% des fibres dans la direction de sollicitation. Les efforts sont alors essentiellement portés par la matrice. Pour ces essais de traction, la rupture est intervenue à une contrainte proche de la contrainte à rupture de la matrice seule. L'analyse des émissions acoustiques renseigne sur la rapidité du processus de dégradation du matériau. Il ne se passe rien au sein de l'éprouvette jusqu'à 40 MPa en moyenne sur les éprouvettes testées (Figure 1.55). Au-delà, l'apparition des différents phénomènes de dégradation se fait de manière quasi instantanée et dans un intervalle de temps très court.

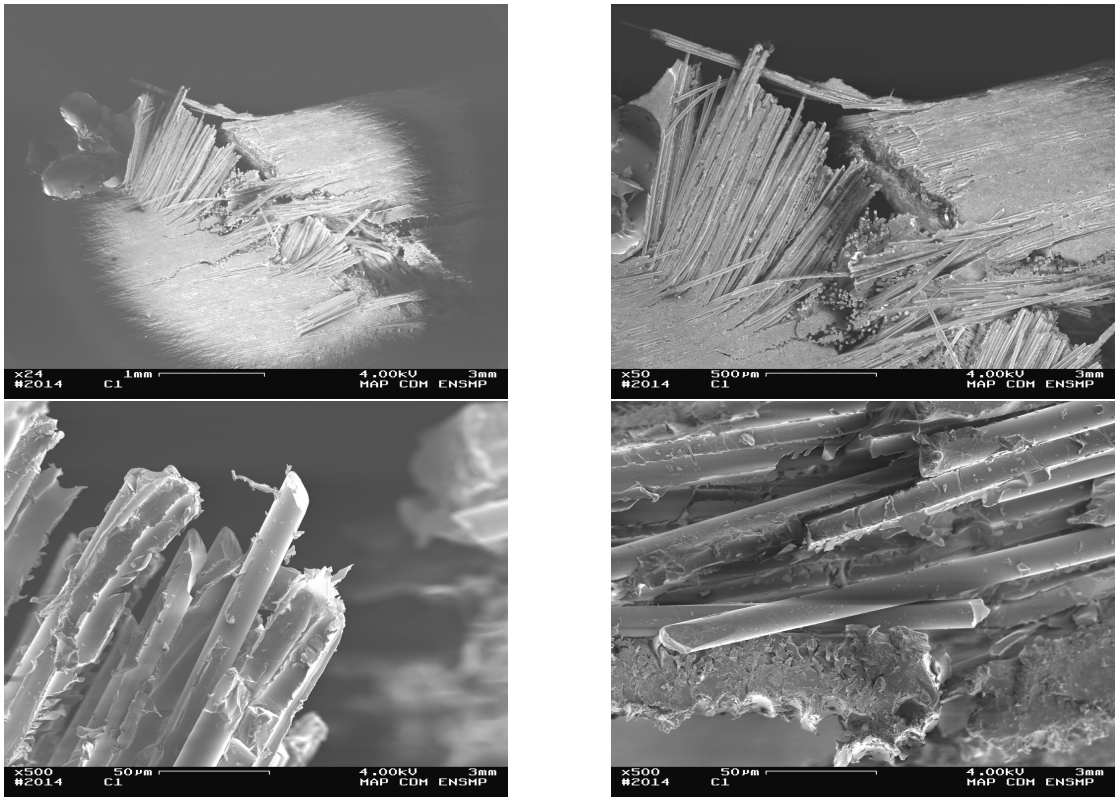


FIGURE 1.49 – Fractographie de faciès de rupture en compression quasi-statique sens 0°

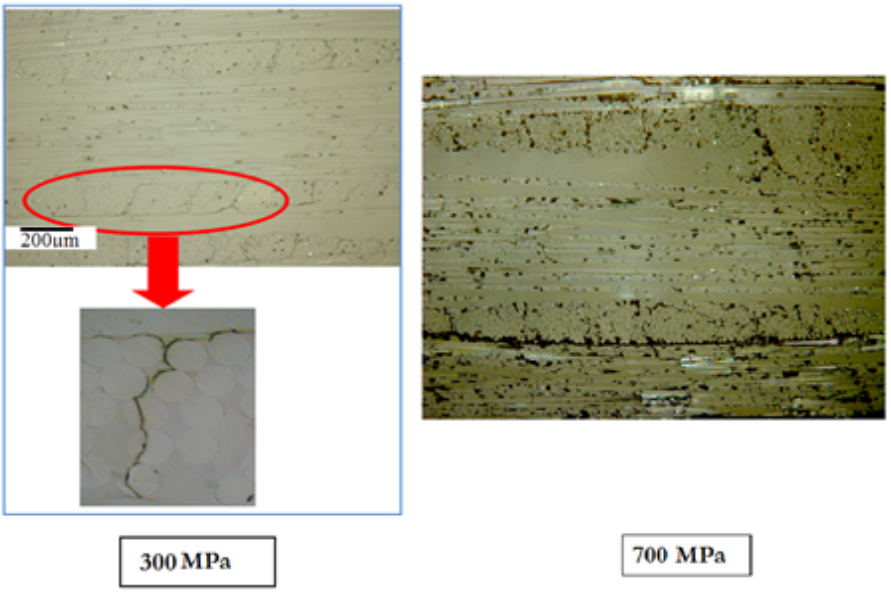


FIGURE 1.50 – Modes d'endommagement en traction sens chaîne

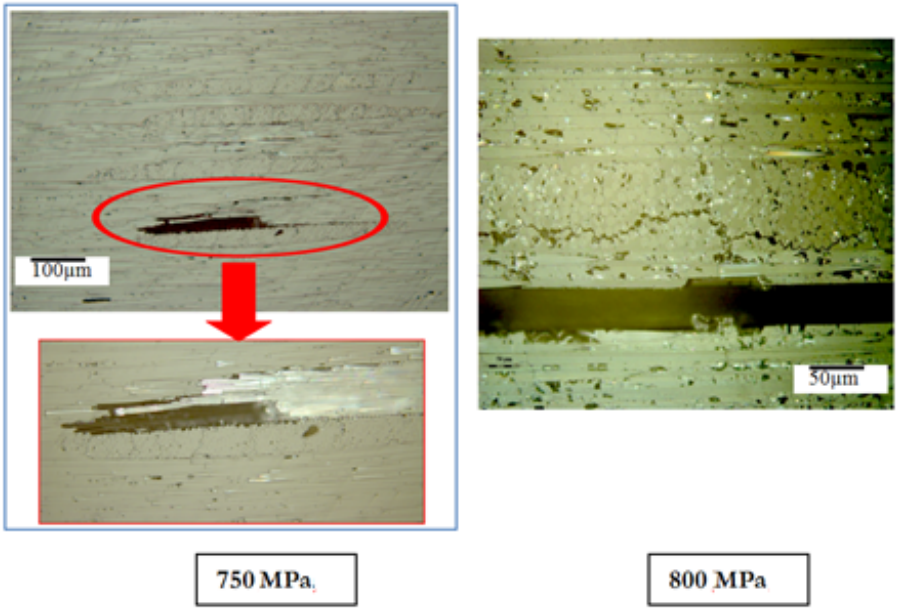


FIGURE 1.51 – Modes d'endommagement en traction sens chaîne

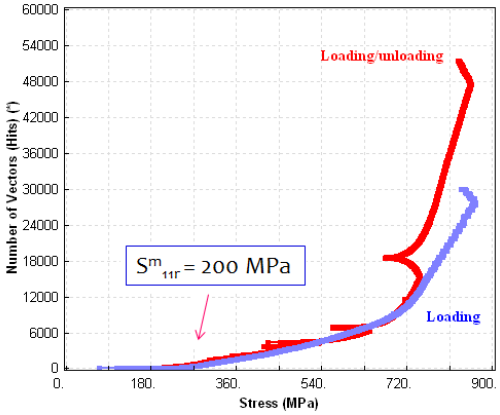
4.1.2.3.2 Traction dans le sens 45° Nous constatons à travers les observations à la caméra et au microscope optique que la dégradation des éprouvettes à 45° est gouvernée par les fissurations matricielles parallèles aux fibres de la chaine couplées à des décohésions d'interface. D'ailleurs, nous pouvons remarquer à partir de l'analyse de l'activité acoustique l'absence de tout signal acoustique jusqu'à la contrainte 70 MPa (Figure 1.58).

4.2 Prédiction des effets de l'endommagement sur les propriétés mécaniques du matériau par une analyse multiéchelle

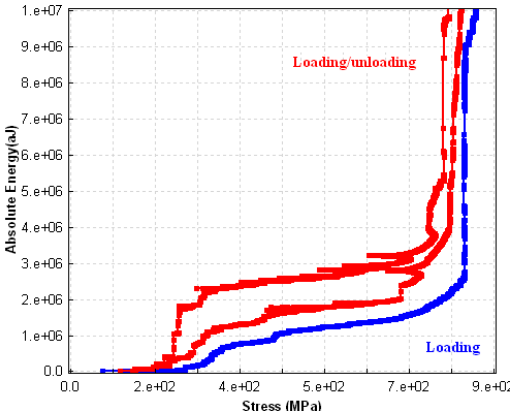
Dans cette section, nous allons introduire explicitement des fissures dans les fils transverses afin d'évaluer par un calcul d'homogénéisation l'influence de ces discontinuités matérielles sur les coefficients de la matrice de rigidité.

4.2.1 Introduction des fissures dans la cellule élémentaire représentative

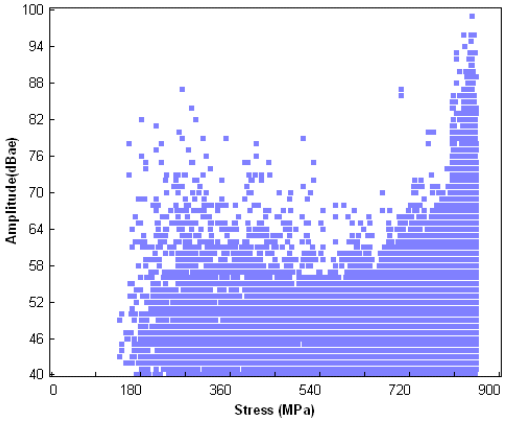
Dans le chapitre précédent, les modes de dégradation du matériau ont été identifiés. Sous sollicitations dans le sens chaîne, les principaux mécanismes relevés sont les fissurations transverses ensuite, juste avant la rupture finale de l'éprouvette, apparaissent des fissurations longitudinales parallèles aux fibres à 0°.
En première approche, les décollements fibre/matrice se produisant à l'échelle microscopique ne sont pas pris en compte car il n'est pas possible de les modéliser à l'échelle mésoscopique.
Dans cette section, nous intéressons uniquement les effets des fissurations transversales. Expérimentalement, nous avons observé des fissures de tailles variables.
Dans un premier temps, les fissurations transversales sont introduites par dédoublement des nœuds. Les fissurations sont supposées parallèles aux fibres du toron. Nous faisons également l'hypothèse que la fissure transverse est située au niveau du plan médian du toron et qu'elle est débouchante.
L'opération de dédoublement des nœuds que nous avons utilisé pour introduire explicite-



(a) Évolution du nombre d'événements en fonction de la contrainte en traction à 0°



(b) Évolution de l'énergie en fonction de la contrainte appliquée



(c) Amplitude des événements acoustiques en fonction de la contrainte appliquée

FIGURE 1.52 – Suivi par émission acoustique des éprouvettes testées en traction à 0°

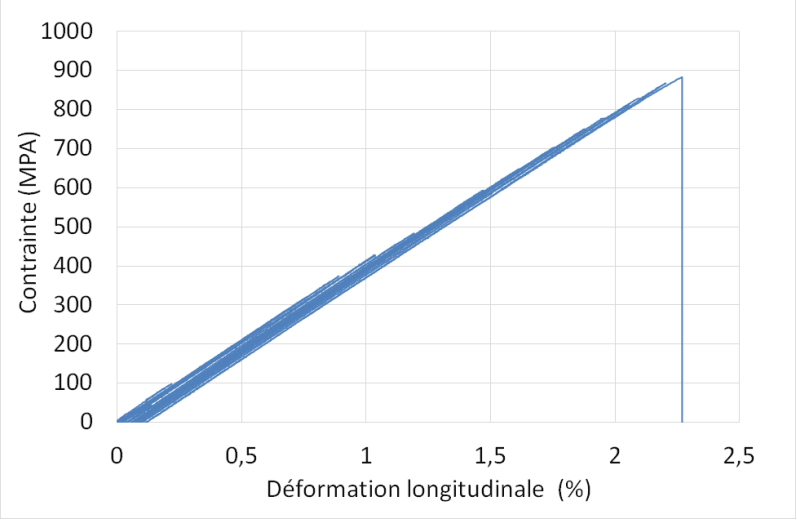


FIGURE 1.53 – Courbe contrainte-déformation d'un essai de charge-décharge en traction dans le sens 0°

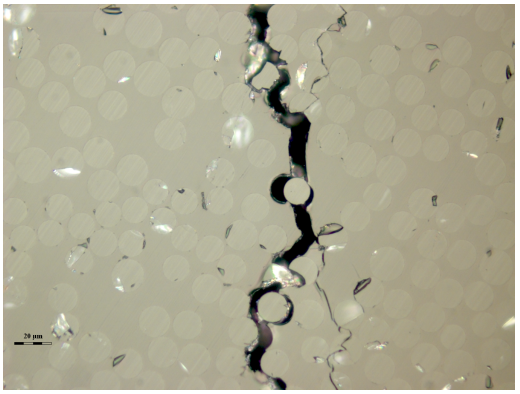
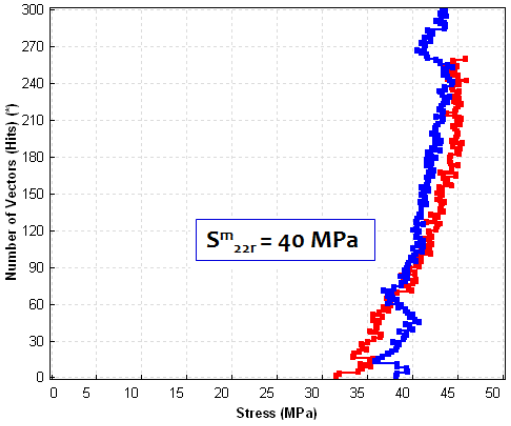
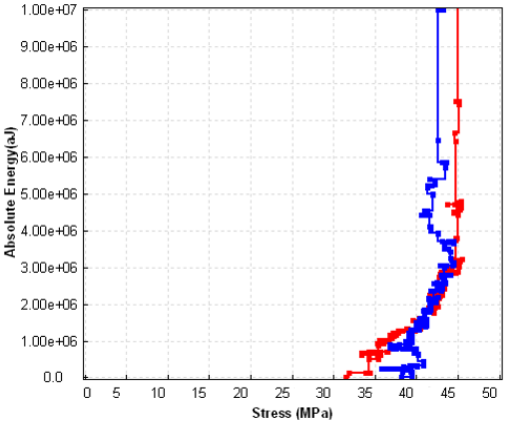


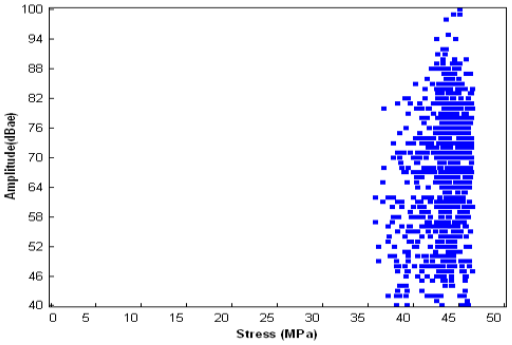
FIGURE 1.54 – Modes d'endommagement en traction transverse



(a) Évolution du nombre d'événements en fonction de la contrainte en traction à 90°



(b) Évolution de l'énergie en fonction de la contrainte appliquée



(c) Amplitude des événements acoustiques en fonction de la contrainte appliquée

FIGURE 1.55 – Suivi par émission acoustique des éprouvettes testées en traction à 90°

ment des fissures dans les torons est schématisée par la Figure 1.60.
Cette opération effectuée sous le logiciel de calcul par éléments finis Zset à l'aide d'une routine en langage C n'augmente pas le nombre d'éléments dans le maillage mais le nombre de nœuds augmente. Cette augmentation correspond au nombre de nœuds dédoublés pour créer le défaut. Les calculs d'homogénéisation sur la cellule élémentaire endommagée ont été effectués avec des conditions aux limites périodiques pour les tailles de fissures sui-

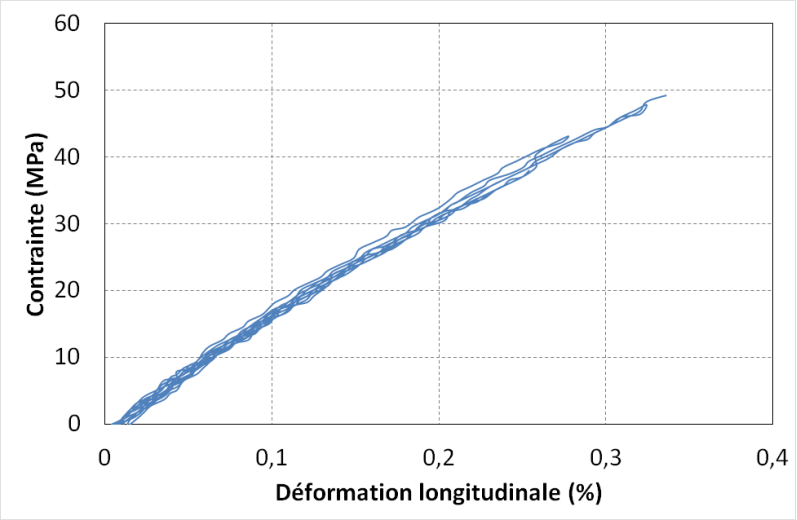


FIGURE 1.56 – Courbe contrainte - déformation d'un essai de charge-décharge en traction dans le sens 90°

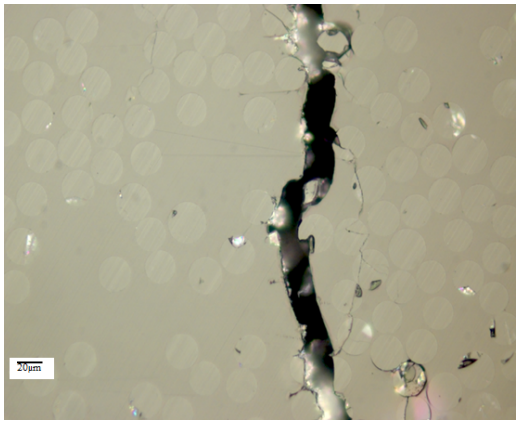
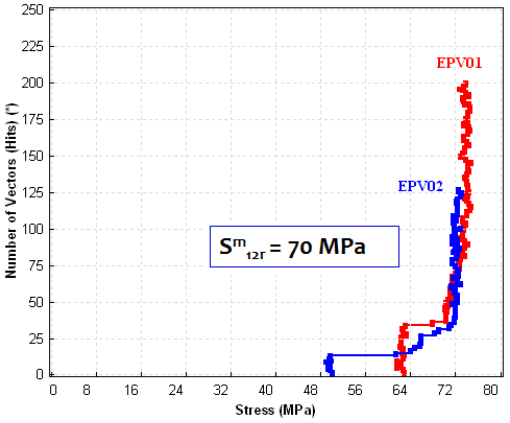
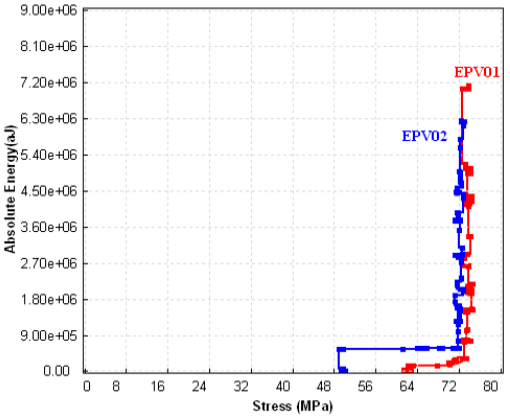


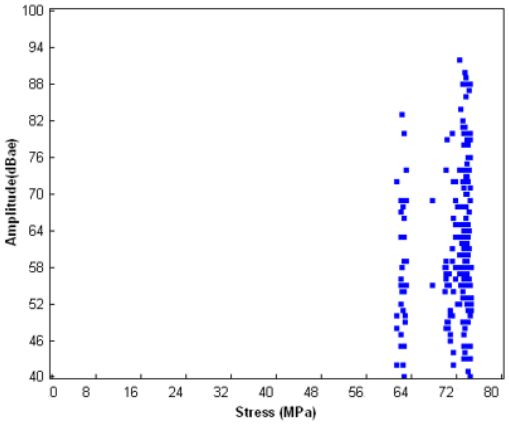
FIGURE 1.57 – Modes d'endommagement d'une éprouvette de séquence 45° en traction monotone



(a) Évolution du nombre d'événements en fonction de la contrainte en traction à 45°



(b) Évolution de l'énergie en fonction de la contrainte appliquée en traction à 45°



(c) Amplitude des événements acoustiques en fonction de la contrainte appliquée

FIGURE 1.58 – Suivi par émission acoustique des éprouvettes à 90° testées en traction monotone

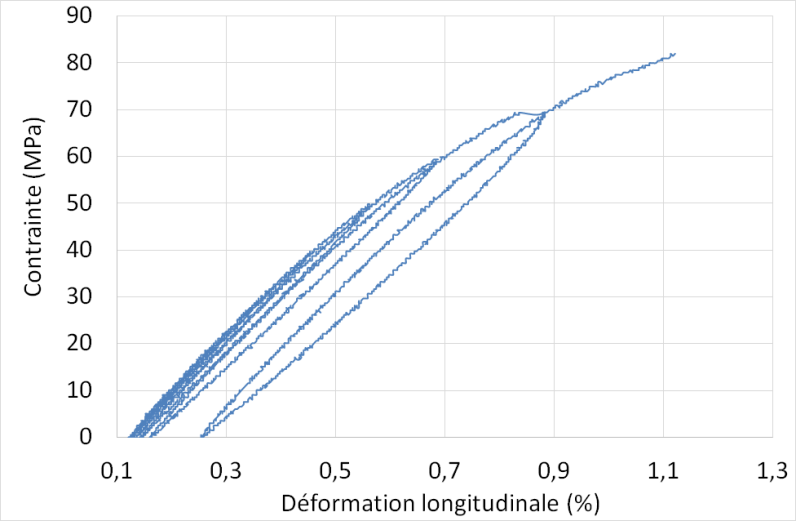


FIGURE 1.59 – Courbe contrainte - déformation d'un essai de charge-décharge en traction dans le sens 45°

vantes : 2 mm, 3 mm, 4 mm et 5 mm (Figure 1.61).

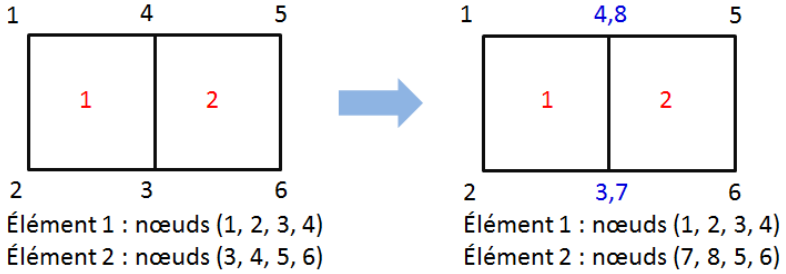


FIGURE 1.60 – Dédoublement des noeuds

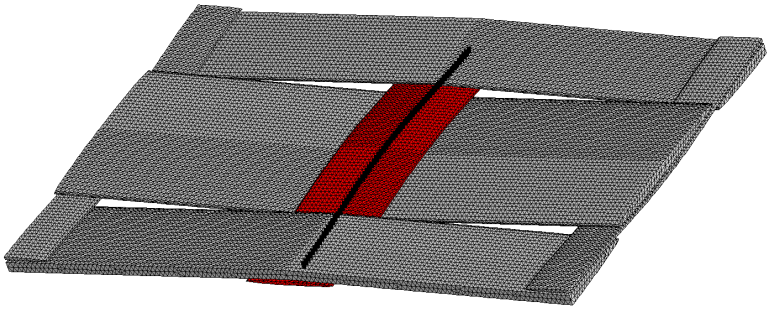


FIGURE 1.61 – Fissuration transverse

4.2.2 Résultats et discussion

Sur la Figure 1.62 sont présentés les coefficients de rigidité C_{11}, C_{22}, C_{12}, C_{13}, C_{23}, C_{33}, C_{44}, C_{55} et C_{66} après l'introduction des fissures de différentes tailles dans le VER normalisés par les valeurs des coefficients obtenus sur le VER sain.
Les résultats obtenus numériquement montrant qu'il n'y a aucun effet des fissures transverses sur les propriétés élastiques macroscopiques du matériau (chute très légère de l'ordre de 2% à 4%). Ce qui est en concordance avec les résultats expérimentaux des essais de charge-décharge dans les différentes directions.
Mais, le fait de ne pas détecter une chute remarquable des coefficients peut être dû à la non prise en compte des décohésions fibre/matrice (à l'échelle microscopique) et des décohésions d'interfaces matrice/torons. Ce mode de dégradation a été relevé dans les observations microscopiques. Mais, pour faciliter le calcul d'homogénéisation, nous ne l'avons pas pris en compte.
Néanmoins, dans la littérature, les auteurs qui ont réussi à utiliser les calculs d'homogénéisation sur une cellule élémentaire représentative pour déduire des chutes de certains modules ont modélisé les décohésions d'interfaces. Citons à titre d'exemple les travaux de [Fagiano et al., 2014, Couégnat, 2008] qui ont obtenu des chutes de modules supérieures à 5% en introduisant des décohésions.
D'ailleurs, [Guillaumat and Lamon, 1996, Lamon et al., 1998] ont insisté sur la prise en compte des décohésions interfaciales qui jouent un rôle prépondérant dans le processus

d'endommagement. En outre, [Fagiano et al., 2014] ont pris en compte des décohésions fibre/matrice pour déduire des chutes des coefficients de rigidité et construire un modèle de d'endommagement à l'échelle mésoscopique à partir des dommages microscopiques.
Mais, la prise en compte des décohésions rend le calcul plus lourd en ajoutant des problèmes de contact à résoudre. Par ailleurs, sous chargements cycliques, ces calculs sont plus compliqués à mettre en œuvre et à trouver un lien avec la physique des mécanismes et la tenue en service.
Ainsi, dans la suite de ce travail de thèse, nous ne retenons pas cette méthode numérique pour introduire explicitement les fissures.

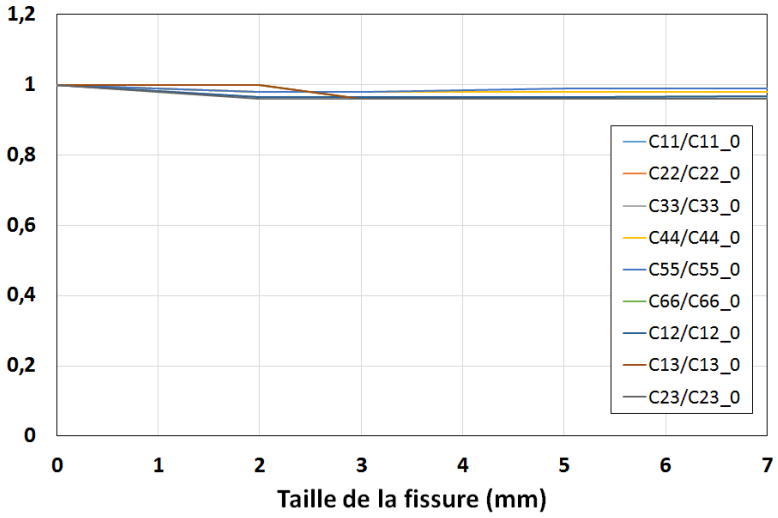


FIGURE 1.62 – Evolution des coefficients de rigidité en fonction de la taille de fissure transverse

5 Conclusions

Dans ce chapitre, les essais de caractérisation effectués pour obtenir la matrice de rigidité du matériau composite ainsi que celle de ses constituants sont présentés. Nous avons constaté que la campagne de caractérisation expérimentale est assez importante. Raison pour laquelle nous nous sommes interrogés sur la possibilité de réduire le nombre d'essais à l'aide de la modélisation d'un matériau virtuel.
La méthode numérique qui consiste à modéliser un élément de volume représentatif, a permis d'accéder aux propriétés élastiques du matériau orthotrope. Les écarts peuvent être expliqués par la différence entre le matériau réel et le matériau virtuel en termes de contact et d'absence ou non des défauts.
Ensuite, les cinétiques d'endommagement dans les directions 0°, 45° et 90° sont identifiées par différentes techniques de suivi d'essais de charge-décharge :

- **En traction dans le sens des fibres à 0°** : deux modes de dégradation, qui sont la rupture des fibres et l'endommagement matriciel localisé dans les mèches de la trame (fissurations transverses et décohésion fibre/matrice), sont détectés à partir de 20% de la charge à rupture. Ces deux modes sont décorrélés.

- **En traction hors axe des fibres à 0°** : Aucune dégradation du matériau n'a été notée. Il s'agit d'une rupture fragile. L'observation des clichés des éprouvettes post-mortem montre que la rupture suit bien la direction des fibres à 0°.

- **En compression à 0°** : Les modes de dégradation sont différents de ceux rencontrés sous chargement de traction à 0°.

L'utilisation de l'émission acoustique confrontée aux observations microscopiques nous a permis de mieux comprendre le processus de dégradation du matériau composite étudié. Nous avons aussi pu repérer les contraintes seuils correspondant à l'initiation et la propagation de l'endommagement du matériau.
L'introduction explicite des fissures longitudinales et transversales a permis de voir que l'effet est minime sur les propriétés macroscopiques du matériau. Ceci est un constat fait par plusieurs auteurs dans la littérature qui proposent de modéliser les décohésions entre fils et matrice afin de pouvoir observer un endommagement qui entraîne une dégradation du matériau.
L'approche micromécanique ne sera pas donc retenue pour le dimensionnement vu la difficulté d'évaluer l'endommagement et la lourdeur des calculs surtout que l'objectif est de réaliser de calcul à l'échelle de la structure.
Ce qu'il faut retenir de cette méthode numérique c'est qu'elle permet de réduire le volume des essais de caractérisation en quasi-statique et même d'accéder à des quantités qu'on approche expérimentalement. Ce qui est un atout dans un cadre industriel où les campagnes d'essais sont coûteuses et longues.

Bibliographie

[Adams and Adams, 2002] Adams, D. O. and Adams, D. F. (2002). Tabbing guide for composite test specimens. Technical report, DTIC Document.

[Alif et al., 1997] Alif, N., Carlsson, L. A., and Gillespie, J. W. (1997). Mode i, mode ii, and mixed mode interlaminar fracture of woven fabric carbon/epoxy. *ASTM special technical publication*, 1242 :82–106.

[Barre and Benzeggagh, 1994] Barre, S. and Benzeggagh, M. (1994). On the use of acoustic emission to investigate damage mechanisms in glass-fibre-reinforced polypropylene. *Composites Science and Technology*, 52(3) :369–376.

[Barrere and Dal Maso, 1997] Barrere, C. and Dal Maso, F. (1997). Résines époxy réticulées par des polyamines : structure et propriétés. *Oil & Gas Science and Technology*, 52(3) :317–335.

[Beran, 1968] Beran, M. (1968). Bounds on field fluctuations in a random medium. *Journal of Applied Physics*, 39(12) :5712–5714.

[Berthelot, 1999] Berthelot, J.-M. (1999). *Matériaux composites : comportement mécanique et analyse des structures.* Tec & doc.

[Berthelot, 2005] Berthelot, J.-M. (2005). *Matériaux composites : Comportement mécanique et analyse des structures.* Lavoisier, 4e edition.

[Besson et al., 2001] Besson, J., Cailletaud, G., and Chaboche, J.-L. (2001). *Mécanique non linéaire des matériaux.* Hermes.

[Blassiau, 2005] Blassiau, S. (2005). *Modélisation des phénomènes microstructuraux au sein d'un composite unidirectionnel carbone/epoxy et prédiction de durée de vie : contrôle et qualification de réservoirs bobinés.* PhD thesis, École Nationale Supérieure des Mines de Paris.

[Bornert et al., 2000] Bornert, M., Bretheau, T., and Gilormini, P. (2000). *Homogénéisation en mécanique des matériaux 2 : Comportements non linéaires et problèmes ouverts (Traité MIM, série alliages métalliques).*

[C.A.R.M.A, 1999] C.A.R.M.A (1999). Glossaire des matériaux composites.

[Caron and Sab, 2001] Caron, J.-F. and Sab, K. (2001). Un nouveau modele de plaque multicouche épaisse. *Comptes Rendus de l'Académie des Sciences-Series IIB-Mechanics*, 329(8) :595–600.

[Couégnat, 2008] Couégnat, G. (2008). *Approche multiéchelle du comportement mécanique de matériaux composites à renfort tissé.* PhD thesis, Université Sciences et Technologies-Bordeaux I.

[Daggumati et al., 2010] Daggumati, S., De Baere, I., Van Paepegem, W., Degrieck, J., Xu, J., Lomov, S. V., and Verpoest, I. (2010). Local damage in a 5-harness satin weave composite under static tension : Part i–experimental analysis. *Composites Science and Technology*, 70(13) :1926–1933.

[De Carvalho et al., 2011] De Carvalho, N., Pinho, S., and Robinson, P. (2011). An experimental study of failure initiation and propagation in 2d woven composites under compression. *Composites Science and Technology*, 71(10) :1316–1325.

[De Greef et al., 2011] De Greef, N., Gorbatikh, L., Lomov, S. V., and Verpoest, I. (2011). Damage development in woven carbon fiber/epoxy composites modified with carbon nanotubes under tension in the bias direction. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 42(11) :1635–1644.

[Downs and Hamstad, 1996] Downs, K. and Hamstad, M. A. (1996). Wave propagation effects relative to ae source distinction of wideband ae signals from a composite pressure vessel. *Journal of acoustic emission*, 14(3-4) :S61–S73.

[Downs and Hamstad, 1998] Downs, K. S. and Hamstad, M. A. (1998). Acoustic emission from depressurization to detect/evaluate significance of impact damage to graphite/epoxy pressure vessels. *Journal of composite materials*, 32(3) :258–307.

[Drugan and Willis, 1996] Drugan, W. and Willis, J. (1996). A micromechanics-based nonlocal constitutive equation and estimates of representative volume element size for elastic composites. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 44(4) :497–524.

[Dzenis and Qian, 2001] Dzenis, Y. A. and Qian, J. (2001). Analysis of microdamage evolution histories in composites. *International journal of solids and structures*, 38(10) :1831–1854.

[El Hage, 2006] El Hage, C. (2006). *Modélisation du comportement élastique endommageable de matériaux composites à renfort tridimensionnel.* PhD thesis, Compiègne.

[Fagiano et al., 2014] Fagiano, C., Genet, M., Baranger, E., and Ladevèze, P. (2014). Computational geometrical and mechanical modeling of woven ceramic composites at the mesoscale. *Composite Structures*, 112 :146–156.

[Fuwa et al., 1976] Fuwa, M., Bunsell, A., and Harris, B. (1976). An evaluation of acoustic emission techniques applied to carbon-fibre composites. *Journal of Physics D : Applied Physics*, 9(2) :353.

[Fuwa et al., 1975] Fuwa, M., Harris, B., and Bunsell, A. (1975). Acoustic emission during cyclic loading of carbon-fibre-reinforced plastics. *Journal of physics D : applied physics*, 8(13) :1460.

[Gao et al., 1999] Gao, F., Boniface, L., Ogin, S., Smith, P., and Greaves, R. (1999). Damage accumulation in woven-fabric cfrp laminates under tensile loading : Part 1. observations of damage accumulation. *Composites science and technology*, 59(1) :123–136.

[Giordano et al., 1998] Giordano, M., Calabro, A., Esposito, C., D'amore, A., and Nicolais, L. (1998). An acoustic-emission characterization of the failure modes in polymer-composite materials. *Composites Science and Technology*, 58(12) :1923–1928.

[Gornet, 2008] Gornet, L. (2008). Généralités sur les matériaux composites.

[Guillaumat and Lamon, 1996] Guillaumat, L. and Lamon, J. (1996). Probabilistic-statistical simulation of the non-linear mechanical behavior of a woven sicsic composite. *Composites science and technology*, 56(7) :803–808.

[Hamstad, 1986] Hamstad, M. A. (1986). A review : acoustic emission, a tool for composite-materials studies. *Experimental Mechanics*, 26(1) :7–13.

[Hashin and Shtrikman, 1963] Hashin, Z. and Shtrikman, S. (1963). A variational approach to the theory of the elastic behaviour of multiphase materials. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 11(2) :127–140.

[Hill, 1963] Hill, R. (1963). Elastic properties of reinforced solids : some theoretical principles. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 11(5) :357–372.

[Huguet, 2002] Huguet, S. (2002). *Application de classificateurs aux données d'émission acoustique : identification de la signature acoustique des mécanismes d'endommagement dans les composites à matrice polymère.* PhD thesis, Villeurbanne, INSA.

[Jamison, 1986] Jamison, R. D. (1986). On the interrelationship between fiber fracture and ply cracking in graphite/epoxy laminates. *ASTM STP*, 907 :252–273.

[Karahan, 2011] Karahan, M. (2011). Investigation of damage initiation and propagation in 2 x 2 twill woven carbon/epoxy multi-layer composites. *Textile Research Journal*, page 0040517510395996.

[Kim et al., 2010] Kim, B. C., Park, D. C., Kim, B. J., and Lee, D. G. (2010). Through-thickness compressive strength of a carbon/epoxy composite laminate. *Composite Structures*, 92(2) :480–487.

[Kim et al., 2003] Kim, J.-K., Kim, C.-S., and Song, D.-Y. (2003). Strength evaluation and failure analysis of unidirectional composites using monte-carlo simulation. *Materials Science and Engineering : A*, 340(1) :33–40.

[Kim and Mai, 1991] Kim, J.-K. and Mai, Y.-w. (1991). High strength, high fracture toughness fibre composites with interface controlŮa review. *Composites Science and Technology*, 41(4) :333–378.

[Kim and Lee, 1997] Kim, S.-T. and Lee, Y.-T. (1997). Characteristics of damage and fracture process of carbon fiber reinforced plastic under loading-unloading test by using ae method. *Materials Science and Engineering : A*, 234 :322–326.

[Krawczak, 1997] Krawczak, P. (1997). *Essais des plastiques renforcés*. Ed. Techniques Ingénieur.

[Kurashiki et al., 2006] Kurashiki, T., Zako, M., Nakai, H., Hirosawa, S., Imura, M., Lomov, S. V., and Verpoest, I. (2006). A practical numerical simulation system of mechanical behaviour of composites. In *Proc. ECCM-12, 12th European Conference on Composite Materials*.

[Lamon et al., 1998] Lamon, J., Thommeret, B., and Percevault, C. (1998). Probabilistic-statistical approach to matrix damage and stress–strain behavior of 2-d woven sic/sic ceramic matrix composites. *Journal of the European Ceramic Society*, 18(13) :1797–1808.

[Lévêque, 1998] Lévêque, D. (1998). *Analyse de la tenue au délaminage des composites stratéfiés : identification d'un modèle d'interface interlaminaire*. PhD thesis, École Normale Supérieure de Cachan.

[Lomov et al., 2007] Lomov, S. V., Ivanov, D. S., Verpoest, I., Zako, M., Kurashiki, T., Nakai, H., and Hirosawa, S. (2007). Meso-fe modelling of textile composites : Road map, data flow and algorithms. *Composites Science and Technology*, 67(9) :1870–1891.

[Melro et al., 2012] Melro, A., Camanho, P., Pires, F. A., and Pinho, S. (2012). Numerical simulation of the non-linear deformation of 5-harness satin weaves. *Computational Materials Science*, 61 :116–126.

[Nairn, 2000] Nairn, J. A. (2000). Matrix microcracking in composites. *Polymer matrix composites*, 2 :403–432.

[Okabe and Takeda, 2002] Okabe, T. and Takeda, N. (2002). Size effect on tensile strength of unidirectional cfrp compositesŮexperiment and simulation. *Composites Science and Technology*, 62(15) :2053–2064.

[Osada et al., 2003] Osada, T., Nakai, A., and Hamada, H. (2003). Initial fracture behavior of satin woven fabric composites. *Composite Structures*, 61(4) :333–339.

[Oya and Hamada, 1996] Oya, N. and Hamada, H. (1996). Effects of reinforcing fibre properties on various mechanical behaviors of unidirectional carbon/epoxy laminates. *Science and Engineering of Composite Materials*, 5(3-4) :105–130.

[Pagano, 1998] Pagano, N. (1998). On the micromechanical failure modes in a class of ideal brittle matrix composites. part 1. coated-fiber composites. *Composites Part B : Engineering*, 29(2) :93–119.

[Pandita et al., 2001] Pandita, S. D., Huysmans, G., Wevers, M., and Verpoest, I. (2001). Tensile fatigue behaviour of glass plain-weave fabric composites in on-and off-axis directions. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 32(10) :1533–1539.

[Phoenix and Beyerlein, 2000] Phoenix, S. L. and Beyerlein, I. (2000). Statistical strength theory for fibrous composite materials. *Comprehensive composite materials*, 1 :559–639.

[Piezel et al., 2009] Piezel, B., Laiarinandrasana, L., Thionnet, A., et al. (2009). A multi-level finite element analysis of a textile composite. *ICCM 17*.

[Renard, 2005] Renard, J. (2005). Elaboration, microstructure et comportement des matériaux composites à matrice polymère.

[Roget, 1988] Roget, J. (1988). *Essais non destructifs : L'émission acoustique : Mise en oeuvre et applications*. AFNOR ; CETIM.

[Rosen, 1964] Rosen, B. W. (1964). Tensile failure of fibrous composites. *AIAA journal*, 2(11) :1985–1991.

[Rouby, 2005] Rouby, D. (2005). Introduction aux materiaux composites-m6 : Propriétés mécaniques des composites dans la pratique des essais. *INSA Lyon*.

[Sab, 1992] Sab, K. (1992). On the homogenization and the simulation of random materials. *Eur. J. Mech,. A/Solids*, (5) :585–607.

[Smith et al., 2000] Smith, D. R., Padilla, W. J., Vier, D., Nemat-Nasser, S. C., and Schultz, S. (2000). Composite medium with simultaneously negative permeability and permittivity. *Physical review letters*, 84(18) :4184.

[Tan et al., 1997] Tan, P., Tong, L., and Steven, G. (1997). Modelling for predicting the mechanical properties of textile compositesŮa review. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 28(11) :903–922.

[Weibull, 1951] Weibull, W. (1951). Wide applicability. *Journal of applied mechanics*.

[Whitcomb et al., 1995] Whitcomb, J., Srirengan, K., and Chapman, C. (1995). Evaluation of homogenization for global/local stress analysis of textile composites. *Composite structures*, 31(2) :137–149.

[Wood and Bradley, 1997] Wood, C. A. and Bradley, W. L. (1997). Determination of the effect of seawater on the interfacial strength of an interlayer e-glass/graphite/epoxy composite by< i> in situ</i> observation of transverse cracking in an environmental sem. *Composites science and technology*, 57(8) :1033–1043.

[Zako et al., 2003] Zako, M., Uetsuji, Y., and Kurashiki, T. (2003). Finite element analysis of damaged woven fabric composite materials. *Composites Science and Technology*, 63(3) :507–516.

[Zweben, 1968] Zweben, C. (1968). Tensile failure of fiber composites. *AIAA journal*, 6(12) :2325–2331.

Chapitre 2

Caractérisation de comportement en fatigue et mécanismes d'endommagement

Sommaire

1 Synthèse bibliographique 66
1.1 Grandeurs caractéristiques et concepts utilisés en fatigue 66
1.2 Facteurs influençant la tenue en fatigue des matériaux composites 72
1.3 Mécanismes de dégradation en fatigue 78
1.4 Bilan 79
2 Méthodes expérimentales 81
2.1 Essais réalisés et objectifs 81
2.2 Moyens d'essais 81
2.3 Éprouvettes de caractérisation en fatigue 81
2.4 Méthodes de suivi des essais 84
3 Présentation des résultats d'essais de fatigue 85
3.1 Analyse statistique des résultats de fatigue 85
3.1.1 Essais de compression-compression à 0° 86
3.1.2 Essais de fatigue en traction-traction 86
3.2 Mécanismes d'endommagement et modes de rupture 91
3.2.1 Essais de fatigue en compression-compression à 0° 91
3.2.2 Essais de fatigue en traction-traction 93
3.2.2.1 Suivi de la résistance résiduelle 93
3.2.2.2 Suivi de la rigidité 94
3.2.2.3 Cinétique de dégradation en traction-traction . 94
3.2.2.3.1 Traction-traction à 0° 94
3.2.2.3.2 Traction-traction à 20°, 45°, 60° et 90° . . . 100
4 Bilan 102
Bibliographie 102

1 Synthèse bibliographique

1.1 Grandeurs caractéristiques et concepts utilisés en fatigue

Le phénomène de fatigue est défini comme une dégradation des propriétés mécaniques d'une pièce sous l'effet de chargements répétés dont l'amplitude est inférieure à la valeur de rupture monotone.
La fatigue des matériaux est étudiée pour divers types de chargement mécaniques comme des chargements uniaxiaux (traction-compression, flexion et torsion), des chargements multiaxiaux, et aussi pour des chargements variables.
Dans la littérature, les concepts utilisés dans l'étude de comportement en fatigue des matériaux composites découlent en grande partie de ceux déjà utilisés pour les matériaux métalliques. Ce qui est à l'origine de la recherche des grandeurs telle que la durée de vie. Cependant, le phénomène de la fatigue des matériaux composites est plus complexe à appréhender. Ceci est dû à la multitude des mécanismes de dégradation et la variété de leur échelle, la variabilité des caractéristiques du matériau et de sa qualité liée au processus de fabrication qui peut évoluer au cours de l'étude et la multiaxialité due à la géométrie de la structure composite et aux chargements réels souvent variables.

Notion de la durée de vie La durée de vie d'un matériau est définie par le temps pendant lequel ce matériau, ou précisément une de ses propriétés va conserver sa fonctionnalité dans des conditions bien définies, sans nécessiter de réparations importantes des dommages. La fin de vie d'une pièce correspond au moment où ses propriétés rapportées à une utilisation précise sont altérées.
Pour une pièce soumise à des chargements de fatigue, il est nécessaire de pouvoir prédire sa durée de vie ou la dimensionner pour une durée de vie infinie.

Par analogie aux matériaux métalliques, la durée de vie en fatigue peut être décomposée en deux phases :

- Phase d'amorçage de plusieurs fissures
- Phase de propagation jusqu'à la rupture complète

Pour les matériaux composites, la difficulté réside dans la définition et la séparation de ces deux phases.
L'identification des cinétiques de dégradation est une étape nécessaire pour déterminer quelle est la phase dimensionnante.

Paramètres d'essais de fatigue uniaxiale Les essais de fatigue uniaxiale à amplitude constante sont réalisés en contrôle de charge ou déformation, avec un cycle de charge qui se répète tout au long de l'essai. Les cycles de charge sont normalement de forme sinusoïdale, de fréquence f en Hz, et varient autour d'une valeur moyenne σ_m entre une valeur minimale minimale σ_{min} et maximale σ_{max} par cycle, comme schématisé sur la Figure 2.1.
Le type de chargement est caractérisé par le rapport de charge R (Équation.2.1) entre les valeurs des contraintes minimale et maximale du cycle.

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \tag{2.1}$$

Dans le cas des essais de traction-compression, la valeur du rapport de charge indique le type d'essai (Figure 2.2) :

- $R > 1$, compression-compression ou compression pure ;
- $0 < R < 1$, traction-traction ou traction pure ;
- $R < 0$, traction-compression.

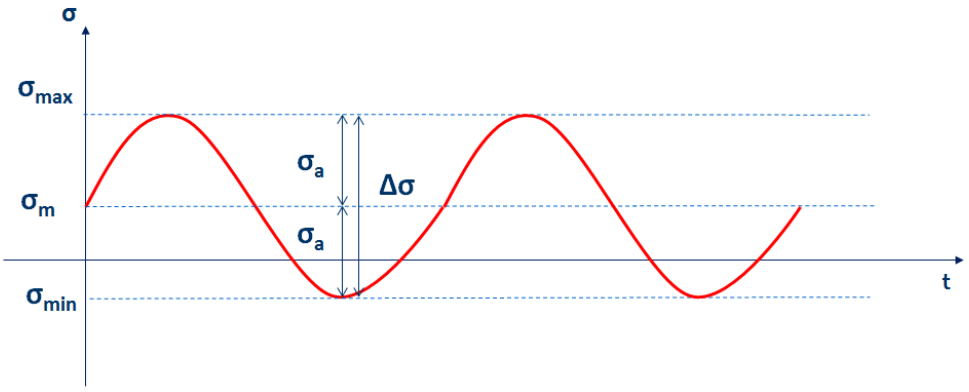


FIGURE 2.1 – Paramètres d'un essai de fatigue uniaxiale

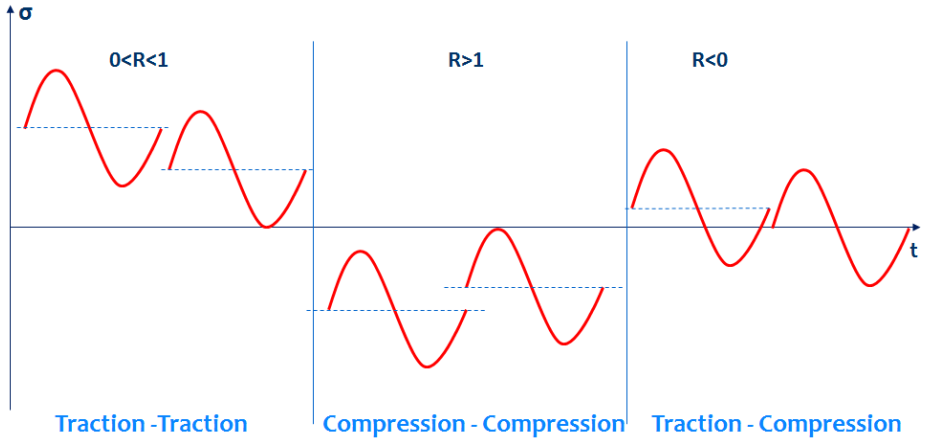


FIGURE 2.2 – Les différents types de sollicitations en fatigue

Courbes S-N Établir une courbe de réponse en fatigue d'un matériau nécessite de tester un lot d'éprouvettes jusqu'à rupture sous des chargements cycliques d'amplitude constante et sur plusieurs niveaux de charges qui sont en général pris dans la plage entre 30% et 90% de la contrainte ultime σ_m. Ces essais correspondent aux points du diagramme contrainte-nombre de cycles courbe S-N (Stress-Number of cycles). Ainsi, la durée de vie d'une éprouvette est quantifiée par son nombre de cycles à rupture N_f.
L'allure des courbes S-N des composites est généralement monotone et quasi-linéaire en raison de l'absence de plastification [Harris, 2003]. En cela elle se distingue de celle des métaux.
Dans la littérature, plusieurs études [Paepegem and Degrieck, 2002, Harris, 1999] montrent

que les matériaux composites résistent mieux à la fatigue en traction, que les matériaux métalliques. A l'opposé, les premiers s'endommagent beaucoup plus sévèrement que les métaux sous des chargements de fatigue en compression et cisaillement. La forme des courbes d'endurance des matériaux métalliques est d'allure hyperbolique avec une concavité attribuée à leur plasticité. A l'inverse, dans les matériaux composites moins sujets à la plasticité (leur comportement monotone est quasi-linéaire), les courbes S-N sont quasi plates. Ce qui est à l'origine de leur réputation d'être moins sensibles à la fatigue que les métaux.
Dans les années 1850, Wöhler, a proposé de représenter la contrainte cyclique en fonction du nombre de cycles à rupture. En 1910, Basquin a postulé que la relation entre la contrainte cyclique appliquée et le nombre de cycles à rupture suit une loi puissance. La loi de Basquin peut s'écrire sous les deux formes suivantes :

$$N\sigma^b = C \tag{2.2}$$

Ou

$$\sigma_m = \sigma_0 N^{\frac{-1}{k}} \tag{2.3}$$

Où σ peut être la valeur maximale ou minimale, ou aussi l'amplitude de la contrainte cyclique appliquée, N_r est le nombre de cycles que le matériau peut supporter jusqu'à la rupture sous un niveau de chargement donné, C, b et k sont des paramètres matériau qui peuvent être facilement estimés par régression linéaire des relations ci-dessus à partir des données expérimentales.
La valeur de l'exposant (b ou k, selon le modèle utilisé) qui correspond à la pente de la courbe S-N est liée au matériau étudié [Vassilopoulos, 2010] appelée aussi la pente de Basquin.
Pour les matériaux composites à matrice polymère, la valeur de cet exposant k se situe entre 7 et 25. Cette valeur est plus élevée (courbe S-N moins raide) pour les composites unidirectionnels renforcés en fibres de carbone et peu élevée (courbe S-N raide) pour les composites unidirectionnels renforcés en fibres de verre.
Pour plusieurs types de matériaux composites renforcés en fibres de verre, une valeur de pente de Basquin de 10 a été obtenue [Harris, 2003]. Il est aussi admis qu'une représentation en Log-Log (correspondant à l'équation Basquin) est suffisamment précise pour les composites les plus couramment utilisés. Cependant, d'autres méthodes ont été proposées pour tenir compte également de la fatigue à faible nombre de cycles à rupture, par exemple, [Sendeckyj, 1981], et pour considérer l'aspect statistique des données du matériau composite [Sendeckyj, 1981, Whitney, 1981, Shimizu et al., 2010]. Selon [Lee et al., 1997], il est recommandé de réaliser au moins 20 essais par niveau de chargement pour avoir confiance dans une analyse statistique des résultats.
Un point qui mérite d'être évoqué est l'utilisation des données quasi-statiques dans des courbes de fatigue S-N (comme les données de la fatigue pour un cycle ou un quart de cycle) est également discutable. A la connaissance de l'auteur, il n'existe aucune étude complète sur ce sujet. Des publications antérieures, par exemple, [Krause et al., 2003], ont montré que les données obtenues en quasi-statique ne doivent pas être une partie de la courbe S-N, surtout quand elles ont été acquises avec un taux de déformation beaucoup plus bas que celui utilisé dans le chargement de fatigue. En effet cela peut induire des erreurs dans la pente des courbes S-N [Krause et al., 2003]. D'autre part, même si elle a amélioré la description des données sur la fatigue, l'exclusion des données en quasi-statique

peut introduire des erreurs dans les prévisions de vie à faible nombre de cycles.

Notion de la rigidité résiduelle

Dans la littérature de nombreux modèles ont été développés pour quantifier le module d'Young résiduel du matériau après un certain nombre de cycles de chargement. Plusieurs auteurs ont corrélé cette perte de rigidité à différentes grandeurs telle que la température ou la densité de fissures. [Toubal et al., 2006] a mesuré la température à la surface par thermographie infrarouge sur des éprouvettes trouées en tissu carbone/époxy. Il a introduit un facteur d'endommagement :

$$D = 1 - \frac{E}{E_0} \tag{2.4}$$

Où E_0 est le module d'Young initial et E est le module d'Young à un instant t après un certain nombre de cycles. Il a été constaté que les courbes d'évolution représentant les évolutions de l'indicateur d'endommagement D et celle représentant la température en fonction du nombre de cycles ont la même allure 2.3. L'évolution de la température et celle de l'endommagement de l'éprouvette suivent trois étapes comme le montre la Figure 2.4 :

- une première étape d'initiation de micro-dommages.
- une seconde étape plus longue. Elle correspond à l'évolution progressive des dommages et aussi à la chute progressive de la rigidité.
- une troisième étape caractérisée par l'augmentation rapide de l'endommagement et une décroissance brutale de rigidité entrainant la rupture finale (à l'échelle macroscopique).

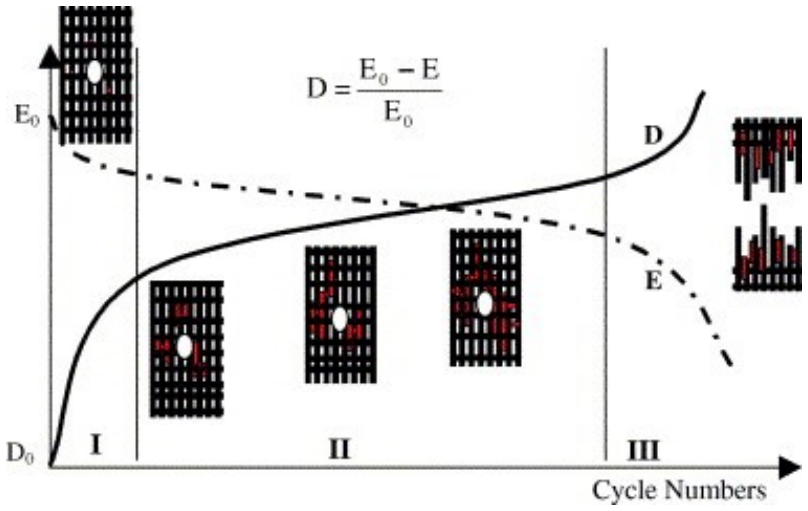


FIGURE 2.3 – Évolution de l'indicateur de l'endommagement D (lié à la dégradation de la rigidité) en fonction de nombre de cycles [Toubal et al., 2006]

Ces travaux mettent en évidence le lien entre la chute de rigidité et la dissipation d'énergies acoustique et thermique engendrées par les phénomènes d'endommagement. [Naderi et al., 2012] a étudié le comportement en fatigue d'un tissu verre/époxy par émission acoustique et thermographie infrarouge. Les résultats d'augmentation de la température à la surface des éprouvettes, et de cumul du nombre de coups mesuré par émission acoustique en fonction du nombre de cycles (2.5), présentent les trois étapes d'endommagement par fatigue déjà décrites. [Mao and Mahadevan, 2002] a proposé une loi analytique de cu-

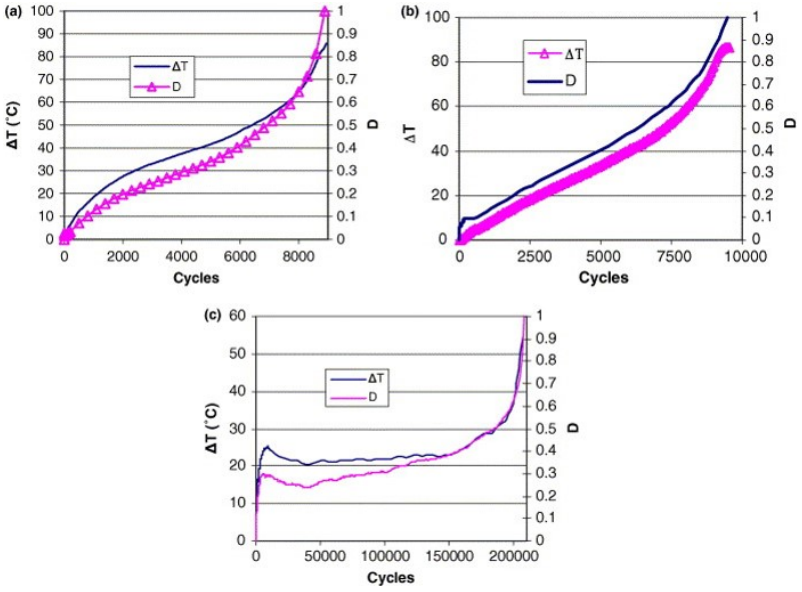


FIGURE 2.4 – Évolution de la température et du module d'Young en fonction de nombre de cycles [Toubal et al., 2006]

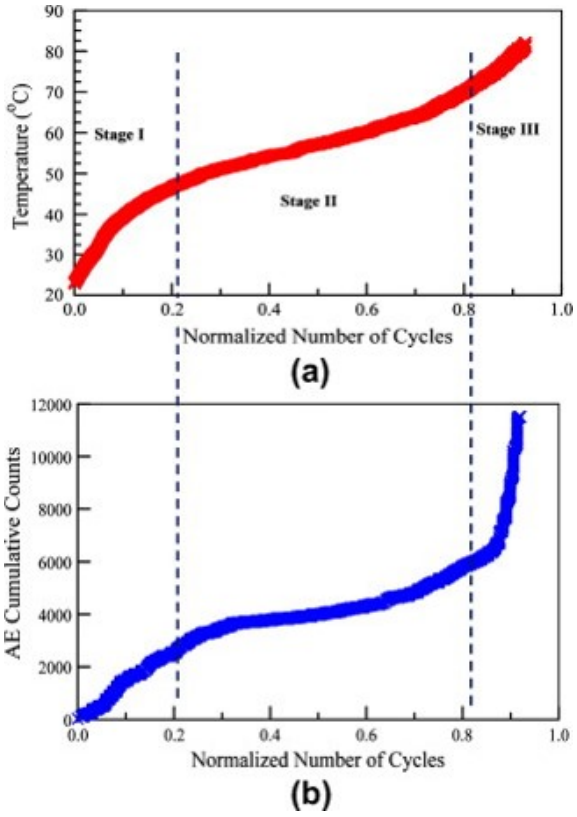


FIGURE 2.5 – Évolution de la température et de nombre de coups mesuré par l'émission acoustique en fonction de nombre de cycles normalisé [Naderi et al., 2012]

mul de dommages en fatigue qui prend en compte les trois étapes d'évolution d'endommagement et la rapidité de la première et la dernière étapes. D'autres auteurs tels que [Highsmith and Reifsnider, 1982] ont établi le lien entre la chute de la rigidité et la densité de fissures transverses.
[Dyer and Isaac, 1998] ont indiqué que la nature des constituants du composite et notamment la ténacité de la matrice sont les facteurs déterminant de l'étendue de chaque phase de l'évolution d'endommagement. Il a aussi constaté que la troisième étape est inexistante pour un composite verre/polyester notamment si le niveau de chargement est élevé. La rupture finale est trop brutale et seules les deux premières phases de dégradation de la rigidité sont perceptibles. [Kumagai et al., 2005] ont présenté pour un composite tissé verre/époxy une diminution linéaire du module d'Young en fatigue en fonction du nombre de cycles.

Notion de la résistance résiduelle La résistance résiduelle est déterminée par un essai monotone jusqu'à la rupture d'une éprouvette préalablement sollicitée pendant un certain nombre de cycles. L'estimation de la résistance résiduelle est un moyen de quantifier l'endommagement par fatigue. Ce qui peut être utilisé en modélisation.
Les stratifiés renforcés de fibres de carbone sont peu sensible à la fatigue. A titre d'exemple, [Daggumati et al., 2013] n'a constaté aucune dégradation de la résistance résiduelle après 10^6 cycles de fatigue à des niveaux de chargements supérieurs à 80% de la contrainte ultime. Par contre, la résistance résiduelle des stratifiés renforcés de fibres de verre est quant à elle plus sensible à la fatigue [Demers, 1998].
La résistance résiduelle et la rigidité résiduelle sont deux grandeurs mesurables qui peuvent être des indicateurs de la dégradation du matériau composite étudié. Ainsi, elles peuvent être utilisées dans la modélisation. Toutefois, la rigidité offre certains avantages par rapport à la résistance : elle peut être mesurée en utilisant des méthodes non destructives et présente moins de dispersion sur les résultats mesurés que les données de résistance. En outre, la résistance résiduelle présente des baisses minimes avec le nombre de cycles jusqu'à ce qu'elle commence à chuter rapidement vers la rupture finale, tandis que la rigidité présente des changements notables au cours de la vie en fatigue [Talreja, 1981, Talreja, 1987, Sendeckyj, 1990, Andersen et al., 1996] et donc une plus grande sensibilité à la progression de dommages 2.6.

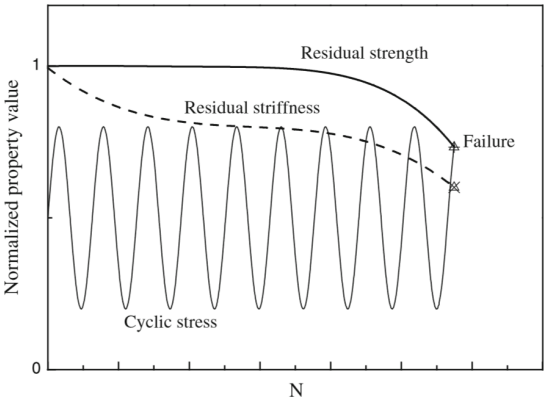


FIGURE 2.6 – Dégradation de la rigidité et de la résistance résiduelles sous chargements de fatigue à amplitude constante[Vassilopoulos, 2010]

Limite d'endurance

Dans la littérature, l'existence d'une limite d'endurance pour les matériaux composites est un sujet discutable. Pour certains auteurs, les matériaux composites se caractérisent par une limite d'endurance rapportée à la résistance en traction quasi-statique qui prend des valeurs entre 0.4 et 0.5 pour les composites renforcés en fibres de verre contre 0.3 pour l'aluminium [Bathias, 1991]. Cette caractéristique comprend les composites stratifiés et les composites tissés. [Bishop, 1989] a trouvé un rapport $\frac{\sigma_D}{X_T}$ identique pour un stratifié unidirectionnel [0°/90°] et un composite tissé composé de mêmes constituants. Une des représentations les plus couramment exploitées pour voir l'influence de la contrainte moyenne et celle de l'amplitude de la contrainte appliquée sur la limite d'endurance dans le cas des matériaux métalliques est le diagramme de Haigh, où l'amplitude de la contrainte σ_a est représentée en fonction de la contrainte moyenne σ_m. En fatigue, ce diagramme est tracé pour un nombre de cycles à rupture donné. Dans ce diagramme, plusieurs modélisations sont proposées pour construire un diagramme d'endurance à partir de la limite de fatigue sous sollicitation symétrique et les propriétés mécaniques (la contrainte ultime σ_u et la limite d'élasticité σ_y) du matériau, on peut citer : le modèle de Goodman, le modèle de Gerber et le modèle de Söderberg (voir Figure 2.8).
Pour prendre en compte les particularités des matériaux composites, plusieurs modifications ont été portées au modèle de Goodman linéaire [Harris, 1999, Vassilopoulos et al., 2010, Kawai and Koizumi, 2007] : les courbes peuvent être construites sous forme : linéaire, non linéaire, linéaire par partie, ...
La Figure 2.9 présente différents types de modélisations qui corrèlent plus ou moins bien avec les données expérimentales tirées de la littérature. Ces différents diagrammes ont été tracés pour un matériau composite stratifié multidirectionnel verre/époxy $[0/(\pm 45)_2/0]$. Toutefois, cette comparaison effectuée sur ce matériau ne garantit pas la même performance des divers modèles pour d'autres matériaux et différents chargements. Notons aussi qu'établir un diagramme de ce type est assez coûteux en données expérimentales.

Bien que le modèle de Goodman soit le plus couramment utilisé pour les métaux, il a été prouvé à travers plusieurs travaux dans la littérature [Sutherland and Mandell, 2005, Mandell et al., 2003, Kawai and Koizumi, 2007, Beheshty and Harris, 1998, Gathercole et al., 1994, Vassilopoulos et al., 2010], qu'il n'est pas le plus adapté pour les matériaux composites, principalement en raison de la différence de comportement et des mécanismes d'endommagement entre traction et compression. En effet, sous un chargement de traction dans le sens des fibres, les propriétés des matériaux composites sont généralement gouvernées par les fibres, tandis que les propriétés en compression sont principalement gouvernées par le comportement de la matrice et celui de l'interface fibre/matrice.
D'autres auteurs ont douté de l'existence de cette limite d'endurance pour les matériaux composites. [Harris, 2003] explique ceci par le fait que les essais de fatigue ne sont pas réalisés jusqu'à l'atteinte d'une asymptote (la troisième zone sur le graphe 2.7). En outre, selon les travaux de [Sørensen et al., 2002] sur l'existence d'une limite de fatigue pour les composites à fibres continues, il n'y aucune confirmation que les dommages s'arrêtent d'évoluer après 10^8 cycles de fatigue.

1.2 Facteurs influençant la tenue en fatigue des matériaux composites

Influence du rapport de charge R

[El Kadi and Ellyin, 1994] ont mené une campagne d'essais de fatigue en traction sur

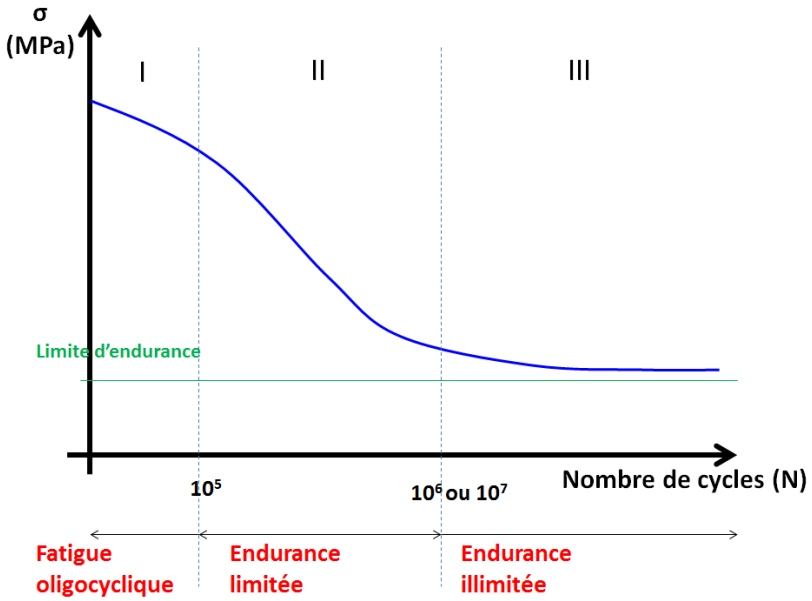


FIGURE 2.7 – Courbe S-N

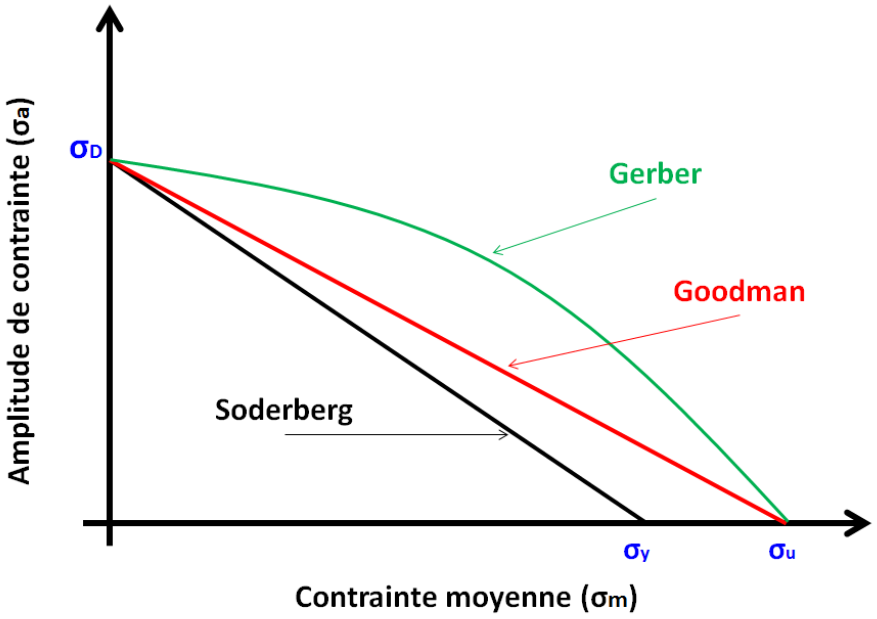
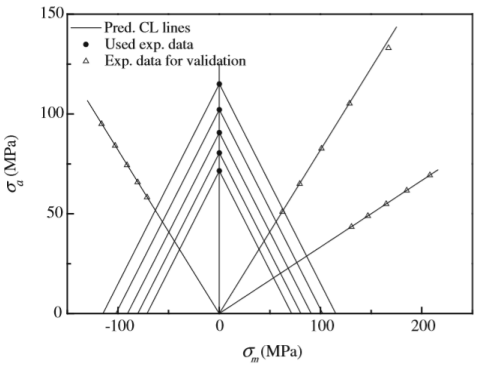
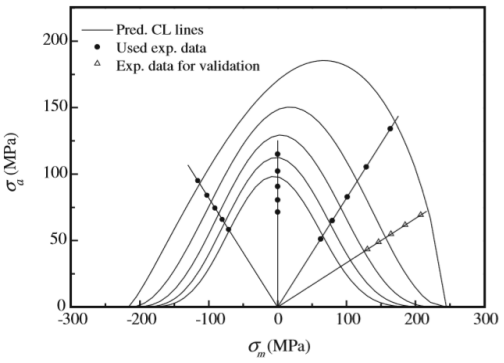


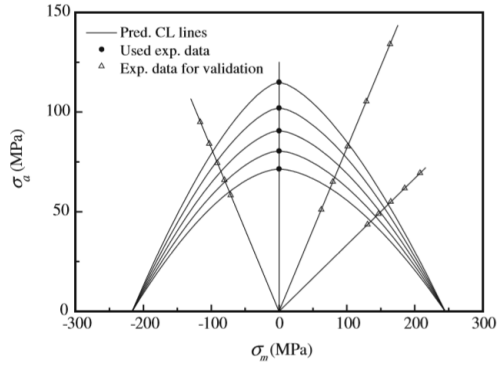
FIGURE 2.8 – Diagramme de Haigh



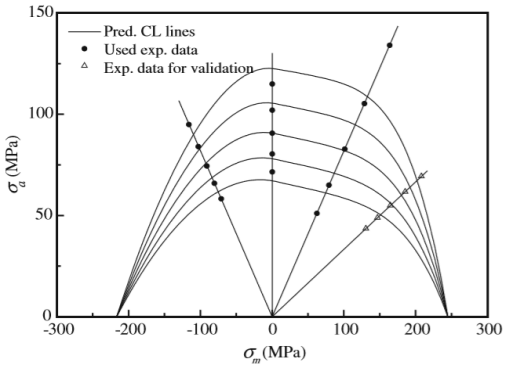
(a) Modèle linéaire



(b) Modèle de Harris



(c) Modèle de Kawai



(d) Modèle de Boestra

FIGURE 2.9 – Différentes représentations de l'influence de la contrainte moyenne sur la limite d'endurance par nombre de cycles

des composites unidirectionnels verre/époxy avec différents rapports de charge R et différentes orientations (0°, 45°, 90°, ...). La comparaison des courbes de Wöhler (S-N) obtenues permet de déduire que les courbes obtenues avec les rapports de charges $R = 0$ et $R = 0.5$ ont presque la même pente et que celles des essais réalisés avec un rapport de charge $R = -1$ ont une pente plus raide. Ceci peut être expliqué par la différence de comportement et des mécanismes de dégradation en traction et en compression sachant que les matériaux composites sont généralement très sensibles aux sollicitations de compression. car un rapport faible est plus pénalisant [Philippidis and Vassilopoulos, 1999]. La solution la plus conservative en traction-traction est un rapport de charge nul ou égal à 0.1.
Dans la suite de ce travail de thèse, nous avons choisi un rapport de charge $R = 0.1$ pour les essais de fatigue en traction-traction.

Effet de la fréquence

Les travaux de [El Kadi and Ellyin, 1994] sur des composites unidirectionnels verre/époxy sous sollicitation de traction dans les directions : 0°, 45° et 90°avec des fréquences allant de 0.4 à 3.3 Hz, ont montré que l'influence de la fréquence est minimale voire inexistante. [Fiore and Vincent, 1989] concluent aussi, à partir des essais de flexion trois points sur des composites unidirectionnels verre/époxy que dans la gamme de fréquences allant de 10 à 25 Hz, le nombre de cycles à rupture ne varie pas pour un niveau de sollicitation donné. Mais, selon [Demers, 1998], l'effet de la fréquence est négligeable sur le fatigue des composites renforcés en fibres de verre sous condition que la fréquence soit inférieure à 5 Hz.
Ce constat ne peut pas être étendu à tout matériau composite renforcé en fibres de verre. Prenons l'exemple des travaux de [Goel et al., 2009] qui montrent que, pour un composite stratifié unidirectionnel polypropylène renforcé en fibres de verre testé en traction-traction avec un rapport de charge $R = 0.2$ à des fréquences égales à 10, 15 et 20 Hz, la durée de vie en fatigue diminue avec l'augmentation de la fréquence (Figure 2.10). Ceci a été attribué à l'augmentation de la température au cours des essais avec la fréquence par auto-échauffement de la matrice (Figure 2.11). Plus la fréquence est élevée, plus le temps pour la dissipation de chaleur est court. Ce qui peut modifier les propriétés du matériau et faire diminuer sa durée de vie en fatigue.
A la connaissance de l'auteur, l'effet de la fréquence sur la durée de vie en fatigue de notre matériau avec la même fraction volumique en fibres et la même architecture n'a pas été étudié dans la littérature. Mais, il est recommandé de réaliser les essais de fatigue à une fréquence qui doit être choisie avec soin afin d'éviter une élévation importante de température [Lalanne, 1999]. Ainsi, le suivi de l'élévation de la température au cours de l'essai paraît un des moyens pour choisir une fréquence adaptée au matériau étudié.

L'architecture du matériau composite

[Piggott, 1995], par ses travaux, déduit que l'ondulation des torons, due au tissage, influe sur la résistance à la compression du composite, ainsi que la tenue en fatigue. Selon [Mandell et al., 1992], même dans la fatigue en traction, l'ondulation pourrait avoir un effet néfaste sur la tenue en fatigue, à cause de l'usure due au contact entre les fibres aux entrecroisements des mèches. Par contre, un composite tissé où les fibres sont ondulées, a des meilleures résistance à la délamination et résistance au cisaillement.

La séquence d'empilement pour un composite stratifié est un facteur important pour obtenir les propriétés mécaniques souhaitées. Pour les composites stratifiés en verre/époxy, la résistance à la fatigue est meilleure lorsque les plis sont orientés à ±45° ou à 0° [Buggy and Dillon, 1991]. [Mandell et al., 1992, Mandell et al., 1993] montrent que, pour

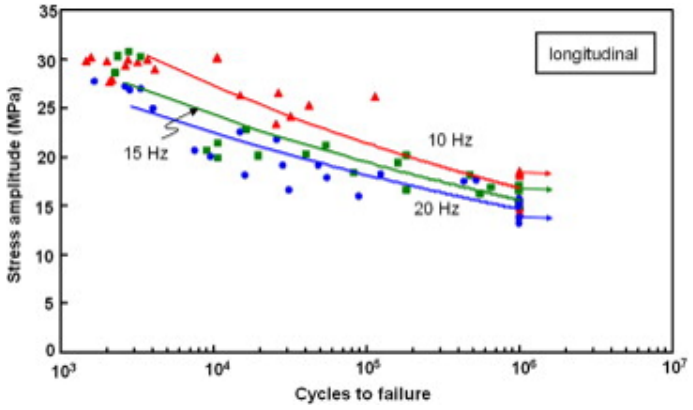


FIGURE 2.10 – Courbes S-N d'un matériau composite stratifié verre/PP avec les fréquences 10, 15 et 20 Hz

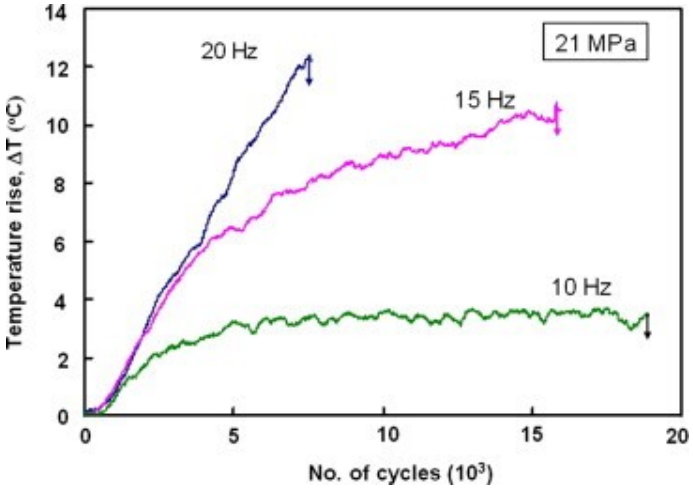


FIGURE 2.11 – Évolution de la température en fonction de nombre de cycles pour un niveau de contrainte de 21 MPa avec les fréquences 10, 15 et 20 Hz

les composites à fibres de verre unidirectionnels, les stratifiés d'orientation $0^\circ/\ \pm 45^\circ$ présentent une meilleure tenue en fatigue que ceux d'orientation 0°.

Généralement, les composites avec renfort unidirectionnel subissent moins de dégradation en fatigue que les composites à renfort tissé [Gassan, 2002, Shah et al., 2013].
Dans ce travail de thèse, nous nous intéressons à un seul matériau composite tissé verre/époxy d'armure taffetas.
Dans la littérature, la majorité des travaux concernent plutôt les composites unidirectionnels. Pour cela, il faut être vigilant aux conclusions qu'on peut tirer de ces travaux vu les différences entre composites tissés et composites.

Effets d'entailles et trous

Contrairement aux métaux, les matériaux composites sont peu sensibles à l'effet d'entaille. Les travaux de Xiao [Xiao and Bathias, 1994] révèlent que le comportement en fatigue d'éprouvettes trouées fabriquées à partir de tissus de verre est gouverné par le comportement en fatigue des fibres. De ce fait, les courbes S-N des éprouvettes trouées et saines sont confondues. [Bishop, 1989] a comparé l'effet d'un trou sur le comportement en fatigue de stratifiés à renforts unidirectionnels carbone $[0^\circ/90^\circ/90^\circ/0^\circ]_s$ et de tissés à armure satin $[0/90]_{2s}$. Il a déduit qu'en traction monotone les éprouvettes trouées ont une résistance inférieure d'environ 30% par rapport à celle des éprouvettes saines. Tandis qu'en fatigue, cet écart se réduit avec le nombre de cycles. A 10^6 cycles, l'effet du trou est négligeable pour la tenue en fatigue. En effet, l'application de sollicitations cycliques donne lieu à l'apparition et au développement progressif de l'endommagement matriciel (fissuration matricielle et délaminage) au bord du trou. Ce qui implique une redistribution des contraintes de manière plus uniforme augmentant ainsi la durée de vie et la résistance [Wang and Shin, 2002]. A titre d'exemple, [Ramani and Williams, 1977] a mesuré pour un composite unidirectionnel carbone/époxy une augmentation de plus de 30% de la contrainte résiduelle pour les éprouvettes trouées par rapport aux éprouvettes saines après fatigue. Ce phénomène a aussi été constaté par [Bizeul, 2009] qui a réalisé des essais de fatigue en traction sur des éprouvettes de tissu carbone/époxy présentant des entailles sévères. Il a conclu que la résistance résiduelle a tendance d'augmenter de l'ordre de 20% après plus de 10^5 cycles. La tenue en fatigue en compression est fortement liée à la tenue en fatigue de la matrice. Ainsi, Il faut être vigilant que cet endommagement matriciel pourrait être néfaste en compression contrairement aux sollicitations de traction.

Influence de l'environnement Les principaux paramètres d'environnement qui ont une influence sur les matériaux composites sont la température et l'humidité. Après vieillissement hygrothermique, les propriétés élastiques longitudinales varient peu et la résistance mécanique diminue [Chateauminois, 1991, Ishai et al., 1986, Hahn and Kim, 1976]. Il n'a pas été remarqué d'influence notable de l'humidité sur la tenue en fatigue à la température ambiante. Mais, cela dépend du matériau étudié et de ses constituants.

En effet, l'étude de [Vauthier et al., 1998] sur les effets de vieillissement hygrothermique sur les propriétés de fatigue d'un unidirectionnel verre/époxy composite montre que la durée de vie du composite diminue après vieillissement dans l'eau.
Concernant l'effet de la température, [Nijssen, 2006] rapporte que les propriétés mécaniques en quasi-statique diminuent avec l'augmentation de la température, notamment les propriétés en cisaillement. En outre, la fatigue à température élevée conduit à des durées de vie plus courtes. [Khemiri, 1999] explique par des essais sur des stratifiés [0/90] T300/914 à différentes températures : ambiante, 70 ℃ et 120 ℃, que la température joue un rôle dans l'évolution des défauts. Il conclut que la densité de fissuration transverse dépend de

la température.
Une revue de la littérature sur l'effet de l'humidité réalisée par [Bulder and Bach, 1991] conclut également que les propriétés statiques sont les plus touchés par l'humidité et que les effets sur la fatigue diminuent pour les grands nombres de cycles. En effet, l'absorption d'humidité diminue la température de transition vitreuse des matrices polymères et peut également provoquer la corrosion de certaines fibres [Barbero and Damiani, 2003]. [Schutte et al., 1994, Zhou and Lucas, 1999, Chateauminois et al., 1994] expliquent ce phénomène par l'effet de la diffusion d'eau à travers la matrice. Ce qui dégrade les propriétés mécaniques et thermomécaniques de la matrice par plastification et hydrolyse ainsi que les propriétés cohésives de l'interface. Ainsi, sous l'effet de différentiels de gonflement et de pressions, des micro-fissures et décohésions interfaciales apparaissent. Donc, une combinaison de l'augmentation de température et d'humidité peut réduire la durée de vie en fatigue et la résistance résiduelle des matériaux composites [Chateauminois et al., 1994]. [Karad et al., 2002, Jacobs and Jones, 1992, Jones, 1989] rapportent également une grande sensibilité des composites verre/époxy à la superposition des sollicitations environnementales et mécaniques.
Dans ce travail de thèse, tous les essais ont été réalisé à température ambiante. Mais, une étude des effets des conditions hygrothermiques sur la tenue en service de la lame de suspension en verre/époxy serait nécessaire pour valider le dimensionnement notamment vu son emplacement à proximité du groupe moto-propulseur et à côté des roues la lame peut être sujette à l'eau et à la température élevée (90°C).

Type de sollicitation

Traction et compression

Selon [Bathias, 1991, Curtis, 1989], les matériaux composites sont plus sensibles à la compression qu'à la traction, en quasi-statique comme en fatigue. Le cycle le plus endommageant est l'alternance traction / compression.

Flexion

Le comportement des matériaux composites en flexion est plus complexe à étudier que celui des matériaux métalliques. En effet, lors d'un essai de fatigue en flexion, l'éprouvette est sollicitée simultanément en traction et en compression à chaque cycle de fatigue [Van Paepegem and Degrieck, 2002]. De ce fait, il y a une multiplication des phénomènes d'endommagement. En outre, les conditions de chargement mécanique influent fortement l'endommagement. Ce qui rend difficile la comparaison d'un résultat de fatigue en flexion par rapport à celui en traction ou en compression [Bathias, 1991].

Chargements variables

L'étude du comportement des composites en fatigue sous spectres complexes est encore peu répandue et les recherches existantes ont été faites sur des spectres suffisamment simples pour tenter de comprendre et de justifier les évolutions observées.
Plusieurs études [Rouchon, 1995, Badaliance et al., 1982] ont montré que les composites sont particulièrement sensibles aux pics élevés de niveau de contrainte, existant dans un spectre de chargement.
[Van Delft et al., 1997] a présenté les résultats expérimentaux des éprouvettes en verre/époxy soumis à deux variables différentes séquences d'amplitude de chargement. Deux observations importantes ont été faites. Tout d'abord, la durée de vie prévue à l'aide d'une droite de Goodman linéaire et les courbes S-N en log-log était fortement non-conservatrice et

a dépassé les durées vie en fatigue déterminées expérimentalement par un facteur allant jusqu'à 100. Deuxièmement, l'effet de petites amplitudes de charge dans la séquence de chargements n'a pas une influence significative sur la durée de vie en fatigue. Ils ont attribué l'écart entre l'expérience et le modèle au fait que l'approche utilisée pour estimer la durée de vie sous chargements variables est la règle de Miner qui ne tient pas compte des effets de la séquence. Cela signifie, que l'ordre des cycles de charge n'a pas d'influence sur la quantité de vie qui est dépensée dans la structure. En outre, ils ont aussi montré que les petits cycles de charge ont une influence négligeable sur la durée de vie.
[Nijssen et al., 2002] a tenté d'améliorer la prédiction de la durée de vie en utilisant des formulations modifiées pour la courbe S-N et les diagrammes d'iso-durée de vie. Cependant, cette approche ne tient pas encore compte de l'effet potentiel de la séquence de chargement.

1.3 Mécanismes de dégradation en fatigue

Plusieurs travaux ont traité les phénomènes de dégradation en fatigue [Talreja, 1985, Found and Quaresimin, 2003]. Ils notent que les modes de dommages observés en fatigue sont similaires à ceux observés en quasi-statique [Thionnet and Renard, 1993, Pandita et al., 2001].

Pour les composites tissés, [Talreja, 2000] considère le comportement sous sollicitations de fatigue en traction-traction parallèlement à l'une des directions des mèches similaire au comportement des composites stratifiés [0°, 90°]. [Naik et al., 2001] concluent que les mécanismes d'endommagement des composites tissés sont similaires aux stratifiés croisés à l'exception de délaminage local aux points de tissage ou (nommée aussi méta-délaminage). [Pandita et al., 2001] relève les dégradations sous chargements de fatigue en traction-traction dans les sens des fibres. Les essais ont été suivis par la technique de l'émission acoustique. La Figure 2.12 montre l'évolution de nombre de coups (ou événements) en fonction de nombre de cycles. Cette courbe présente quatre parties de pentes différentes. La corrélation des résultats de l'émission acoustique à des observations microscopique pour comprendre le scénario de dégradation en fatigue et attribuer chacune des étapes de l'évolution des événements acoustiques à un mode de dégradation comme le montre la Figure 2.13. [Hochard et al., 2001] suggère également l'équivalence entre les composites tissés et les composites stratifiés [0/90] dans l'étude de comportement en fatigue à l'exception la sensibilité au délaminage moins marquée pour les composites tissés par rapport aux stratifiés.
Plusieurs auteurs tels que [Pandita et al., 2001, Naik et al., 2000] décrivent les scénarios d'endommagement comme dans le cas quasi-statique, la durée de vie peut être divisée en trois étapes :

- les premiers dommages sont microscopiques : des décohésions fibre/matrice, les microfissures matricielles. [Dyer and Isaac, 1998] relève de la fissuration dans les zones riches en résine situées entre les mèches transverses.
- dans la seconde phase, ces fissures progressent lentement mais finissent par se propager en méta-délaminages (rupture des interfaces entre mèches perpendiculaires) au niveau des points de tissage. Macroscopiquement, on observe de la rupture des interfaces (ou le délaminage) et l'apparition des fissures transverses dans les mèches perpendiculaires à la direction de chargement.
- la dernière phase correspond à la rupture des fibres qui mène à la rupture finale. [Daggumati et al., 2013] observe de nombreuses ruptures de fibres longitudinales sur un satin de carbone/PPS.

[Naik, 2003] relève que l'accumulation de dommages est rapide dans la première étape de la vie en fatigue en raison de concentrations de contraintes présentes dans les mèches tissées. En raison de l'entrecroisement des mèches, la croissance des dommages est plus lente. Ainsi, l'accumulation de dommages est progressive pendant la deuxième phase intermédiaire de la durée de vie en fatigue. Généralement, l'endommagement se caractérise par une baisse des propriétés mécaniques du matériau. Pour cela, plusieurs chercheurs associent l'apparition des dommages à la perte de rigidité du matériau. A titre d'exemple, [Fujii et al., 1993] explique que la première phase de diminution du module est liée aux décohésions fibre/matrice et l'apparition des fissures matricielles. Par contre, [Curtis, 1989] évoque un découplage entre propriétés fibres et résine. En outre, [Gagel et al., 2006] conclut également que la diminution de rigidité et la rupture en fatigue sont des mécanismes différents et découplés. Selon [Goupillaud, 1998], l'augmentation de la contrainte maximale appliquée ou le rapport de charge accélère les phénomènes de fissuration matricielle et de délaminage. [Dharan, 1975] distingue les modes de dommages selon le niveau de chargement en fatigue. Pour des chargements élevés, le mode de dégradation prépondérant est la rupture des fibres. Alors qu'à faible chargement, la fissuration matricielle est le mode d'endommagement majeur. Il explique ainsi l'influence importante du type de matrice sur la durée de vie en fatigue pour des chargements faibles. Il conclut que plus la matrice n'est endommageable, plus la durée de vie est importante puisque la dégradation matricielle retarde la rupture des fibres. Ces conclusions sont partagées par [Kawai et al., 1996] qui constate que le délaminage observé sur des éprouvette en stratifiés de tissu taffetas carbone/époxy sollicitées en fatigue, relaxe les concentrations de contraintes et retarde ainsi la rupture des fibres en fatigue. Ainsi, on peut conclure des différentes études que la durée de vie en fatigue est dominée par les fibres. Mais, il faut être vigilant que les scénarios d'endommagement sont liés à l'orientation des fibres par rapport au chargement [Hochard et al., 2006]. En effet, dans certaines directions, c'est la matrice qui va être plutôt sollicitée en fatigue.
Dans la littérature, plusieurs moyens de suivi d'endommagement en fatigue peuvent être utilisés sur des composites verre/époxy : la thermographie infrarouge [Fruehmann et al., 2010, Sawadogo, 2009, Kouadio, 2013], la tomographie 3D [Lambert et al., 2012], la microscopie optique ou la Microscopie Électronique à Balayage (MEB) [Dyer and Isaac, 1998].

1.4 Bilan

Dans cette section, nous avons passé en revue les méthodes de représentation des courbes S-N, les méthodes d'évaluation de l'endommagement par fatigue ainsi que les paramètres influençant la durée de vie en fatigue. Les différentes études s'accordent sur le fait que les cinétiques d'endommagement et l'effet de dégradations sont spécifiques au matériau étudié. En effet, ils diffèrent selon les matériaux, sans doute du fait de la nature des constituants, de leur teneur en fibres, et de la forme des mèches qui induit une répartition des contraintes propre à leurs géométries. Une méthode unique pour analyser les essais de fatigue n'existe pas. Ainsi, l'étude du comportement des matériaux composites en fatigue, demeure un sujet où de nombreuses hypothèses restent à vérifier comme les modes d'endommagement ou l'influence des différents phénomènes, en particulier, la fissuration matricielle sur les mécanismes de ruine. Dans la suite de ce chapitre, des essais de fatigue en traction-traction et en compression-compression seront présentés et les modes de dégradations seront identifiés afin de comprendre le comportement en fatigue du matériau étudié. Cela nous guidera dans le choix de l'approche adéquate pour prédire la durée de vie en fatigue.

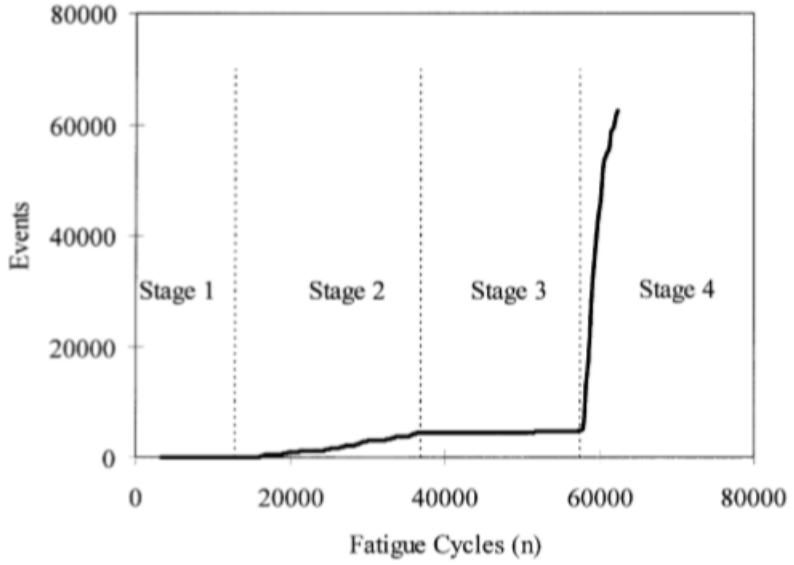


FIGURE 2.12 – Évolution de nombre d'événements acoustiques en fonction de nombre de cycles d'un essai de fatigue en traction-traction

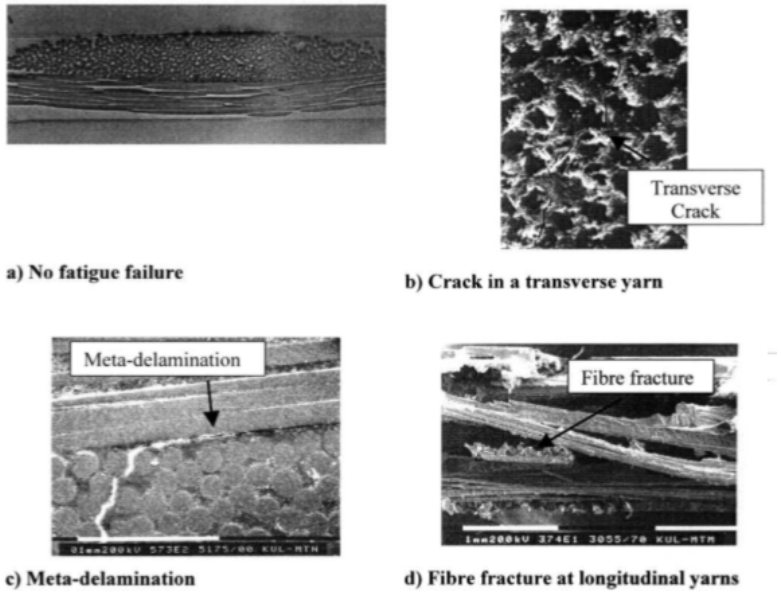


FIGURE 2.13 – Coupes microscopiques des éprouvettes testées en traction-traction à 0°

2 Méthodes expérimentales

2.1 Essais réalisés et objectifs

Dans cette section, nous présentons l'ensemble des essais réalisés sous sollicitations répétées. Des essais de type traction-traction sont effectués afin d'établir les courbes S-N dans différentes directions : 0°, 20°, 45°, 60° et 90°. En outre, des essais en compression-compression sont réalisés afin d'identifier les modes d'endommagement et comprendre le comportement en fatigue sous sollicitations de compression.
Le suivi de ces essais à l'aide des observations macroscopique et microscopiques et de l'émission acoustique permet d'évaluer l'influence des dommages sur les propriétés mécaniques du matériau.
L'objectif de ce chapitre est de caractériser le comportement en fatigue du matériau composite étudié et d'identifier les cinétiques de dégradation.
Les niveaux de contraintes maximales appliqués sont 30%, 60% et 85% de la contrainte ultime moyenne obtenue en quasi-statique.
Pour des raisons techniques liées au gestion de jeu dans machine d'essais, il n'était pas possible de réaliser un essai de fatigue alterné en compression-traction, l'essai le plus critique en termes de durée de vie [Harris, 2003]. Pour cela, nous avons choisi de réaliser des essais de compression-compression et traction-traction avec des rapports de charge respectifs 10 et 0.1 qui correspondent aux chargements les plus sévères possibles.
Tous les essais sont réalisés à température ambiante. Nous considérons que l'effet de la viscosité est négligeable (cf. chapitre 1). Ce qui fait que le nombre de cycles appliqué correspond bien au nombre de cycles vu par le matériau.

2.2 Moyens d'essais

Les essais de traction cyclique sont réalisés à l'aide d'une machine hydraulique équipée d'une cellule de charge de 10000 daN et dont la gamme de fréquences possibles s'étend de quelque millihertz à une dizaine d'hertz. Le pilotage de l'essai peut s'effectuer en déplacement ou en charge. Afin d'avoir un maximum de stabilité, nous avons opté pour un contrôle en charge.

2.3 Éprouvettes de caractérisation en fatigue

Les essais de fatigue en traction ont été réalisés suivant la norme ISO 13003. Les dimensions des éprouvettes testées en fatigue sont identiques à celles ayant servies pour les essais quasi-statiques, à savoir 250mm x 25mm. Concernant les éprouvettes de compression, leurs dimensions ont été choisies de telle façon que : 110 mm x 20 mm x 4 mm.

Choix de la géométrie des éprouvettes

La géométrie des éprouvettes de séquence 0°sollicitées en traction a fait l'objet de plusieurs études. Différentes géométries ont été proposées pour améliorer cet essai et éviter la rupture des éprouvettes au niveau des talons. Le choix de géométrie doit prendre en compte la faisabilité ainsi que les coûts qu'entraîne l'usinage des éprouvettes. Nous avons étudié l'effet de la géométrie sur la durée de vie. Pour ce faire, des essais de fatigue en traction-traction à 0°avec une fréquence 5Hz et un rapport de charge $R = 0.1$ sont réalisés sur trois géométries différentes d'éprouvettes : une éprouvette rectangulaire, une éprouvette en haltère avec un rayon de 25 mm et une éprouvette en haltère avec un grand

rayon de courbure égal à 2.5 m. Les Figures 2.14, 2.15 et 2.16 montrent les trois géométries d'éprouvettes testées et indiquent le nombre de cycles à rupture pour chaque type d'éprouvette.
Les éprouvettes testées présentent des durées de vie très proches. Les trois éprouvettes sont rompues au niveau des talons, là où il y a une concentration de contrainte due au serrage.
Pour les éprouvettes en haltère, des fissures parallèles aux fibres apparaissent dans la zone de transition de section. Ceci est dû à l'usinage de l'éprouvette : la réduction de section engendre la coupure des fibres en bordure d'éprouvette. En traction, ces fibres ne portent plus de charge. Ce qui facilite le cisaillement de la matrice parallèlement aux fibres (Figure 2.15). L'ouverture de ces fissures est favorisée par une contrainte transverse due au serrage au niveau des talons. En effet, le serrage de l'éprouvette dans les mors bloque l'effet Poisson au niveau des talons et induit ainsi une contrainte transverse importante.
Les phénomènes liés à la structure et non au matériau sont moindres pour l'éprouvette haltère avec un grand rayon (Figure 2.16) car la réduction de section n'est pas aussi importante que pour la géométrie haltère avec un rayon plus petit.
Les normes ASTM et ISO suggèrent d'utiliser une éprouvette de section rectangulaire constante afin d'éliminer le problème de l'initiation des ruptures au voisinage de la zone de transition. Pour limiter l'initiation de la rupture au voisinage des talons, il est nécessaire de diminuer les contraintes parasites en prenant certaines précautions concernant les conditions de l'essai.
[Kural and Flaggs, 1983] recommandent l'utilisation des mâchoires qui peuvent englober tout le talon afin de diminuer la concentration des contraintes. Un autre point important est la pression de serrage qui doit être adaptée au matériau : la pression doit être suffisante pour que l'éprouvette ne glisse pas au cours de l'essai. Mais aussi, la pression de serrage ne doit pas être très élevée pour éviter l'écrasement de l'éprouvette au niveau des talons.
[Lévesque, 2000] a montré que l'intensité des contraintes parasites diminue avec la largeur et l'épaisseur de la section utile décroissantes. Toutefois, il est nécessaire que le choix des dimensions de la section utile doit être un compromis entre de faibles contraintes parasites et un volume de matériau représentatif suffisant.
Pour diminuer l'intensité des contraintes parasites, nous avons opté pour une réduction de la largeur et de l'épaisseur des éprouvettes à 0°de 250 mm x 25 mm x 4 mm à 250 mm x 20 mm x 2 mm. Ce choix nous a permis d'obtenir des ruptures pas uniquement localisées au niveau des talons.

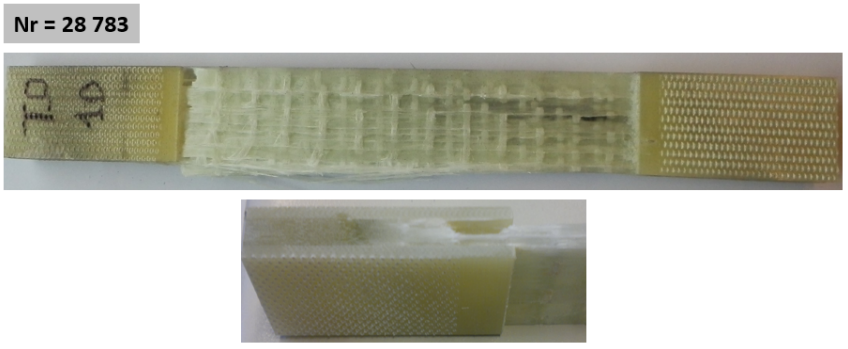


FIGURE 2.14 – Rupture d'une éprouvette à 0°de géométrie rectangulaire sous chargement de fatigue en traction-traction

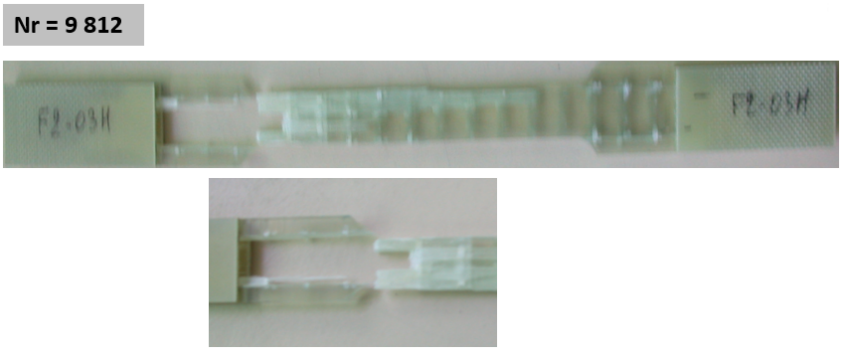


FIGURE 2.15 – Rupture d'une éprouvette à 0° à géométrie haltère avec un rayon $r = 25mm$ sous chargement de fatigue en traction-traction

FIGURE 2.16 – Rupture d'une éprouvette à 0°de géométrie haltère avec un rayon $r = 2.5m$ sous chargement de fatigue en traction-traction

Choix de la fréquence

Des éprouvettes à 0° aux dimensions 250 mm x 25 mm x 2 mm sont testées en traction-traction à un niveau de charge maximal de 60% de la charge ultime, avec un rapport de charge, $R = 0.1$. Ces essais sont réalisés à des fréquences allant de 0.5 à 5 Hz. Le suivi de l'essai à l'aide d'une caméra thermique a permis de détecter un échauffement au niveau des talons. Là où nous avons une concentration de contraintes due au serrage et aux frottements entre les talons, la colle et le matériau au cours de l'essai de fatigue. La Figure 2.17montre bien cette élévation de température qui peut être un indicateur de l'endommagement du matériau ou de l'auto-échauffement sans endommagement.
Cet échauffement peut affecter la durée de vie du matériau.
Le tableau 2.1 résume l'ensemble des résultats obtenus. Nous pouvons en déduire que l'échauffement augmente avec la fréquence. Mais, cet échauffement ne dépasse pas les 15°C pour la plage de fréquence entre 0.5 et 5 Hz. Ceci n'a pas d'effet sur les propriétés mécaniques du composite étudié puisque la température de transition vitreuse T_g de l'époxy est égale à 120 °C. En outre, le nombre de cycles à rupture ne varie pas avec la fréquence dans cette plage. Ainsi, l'effet de la fréquence sur la durée de vie est négligeable pour des fréquences inférieures ou égales à 5Hz. Pour cela, nous avons choisi de fixer la fréquence à 5 Hz pour tous les essais de fatigue.

Tableau 2.1 – Effet de la fréquence sur la durée de vie et l'élévation de température

Fréquence (Hz)	0.5	1	2	3	5
Nombre de cycles à rupture (N_r)	118127	103567	121345	131063	116900
ΔT(°C)	4.5	7.1	6.2	10.3	11.6

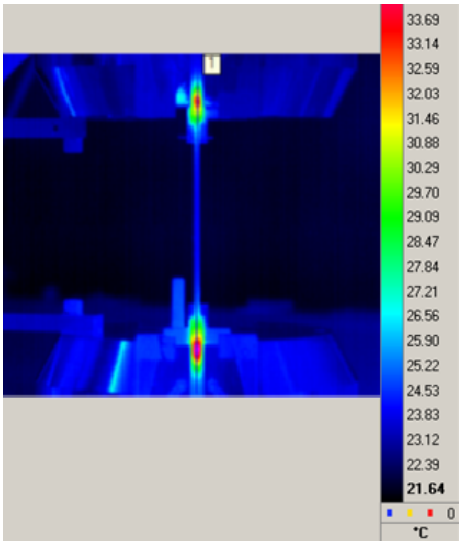


FIGURE 2.17 – Image infrarouge de l'éprouvette après 1000 cycles de chargement avec un rapport de charge $R = 0.1$ et une fréquence $f = 1Hz$

2.4 Méthodes de suivi des essais

Les moyens d'observation sont identiques à ceux utilisés en quasi-statique :

- Suivi de l'évolution de l'apparence des fissures au cours des essais.
- Une analyse de l'évolution de la microstructure est réalisée à l'aide des observations microscopiques en arrêtant l'essai après un certain nombre de cycles. La tranche des éprouvettes est donc préalablement polie miroir.
- Suivi de la rigidité résiduelle : elle est mesurée lors d'une rampe de charge-décharge pour différents nombres de cycles : 10, 50, 100, 500, 1000, 2000, 3000, 4000, 5000, 10000 puis tous les 10000 cycles. Le protocole expérimental est schématisé sur la Figure 2.18. Les rampes de charge-décharge sont effectuées à la même vitesse de traverse que les essais quasi-statiques (1mm/min) afin de pouvoir mesurer des modules élastiques comparables. La mesure du module d'Young considéré correspond à la pente de la courbe contrainte/déformation sur la plage de déformation $[10^{-3}; 3.10^{-3}]$ en accord avec la norme ASTM 3039. Cette méthode permet de comparer un module après N cycles au module nominal E_0 évalué par la pente à l'origine de la courbe contrainte/déformation d'un essai de traction monotone. Les éprouvettes sont instrumentées par un capteur extensométrique.
  L'allongement longitudinal de l'échantillon est mesuré sur une base de mesure égale à 25 mm pour les essais de traction-traction à 0° et 54 mm pour les directions 45° et 90°. Ainsi, toutes les évolutions de rigidité sont enregistrées au cours du temps.

- L'émission acoustique : les éprouvettes sont instrumentées par des capteurs afin d'enregistrer l'activité acoustique due à l'apparition des dommages et leurs évolutions.
- Suivi de la résistance résiduelle : une autre campagne d'essais de fatigue a été réalisée pour suivre l'évolution de la résistance résiduelle en fonction du nombre de cycles. Sur la Figure 2.19 est schématisé le protocole expérimental : la résistance résiduelle est obtenue par une traction monotone jusqu'à rupture après un certain nombre de cycles. Ce suivi a été effectué pour les trois directions : 0°, 45° et 90° et à trois

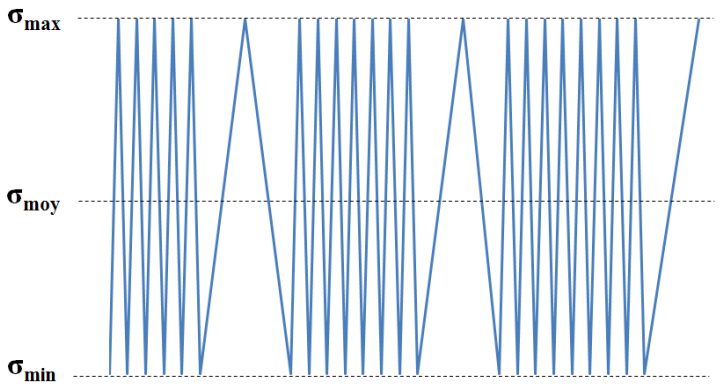


FIGURE 2.18 – Protocole expérimental de suivi de la rigidité résiduelle au cours d'un essai de fatigue

niveaux de charge : 85%, 60% et 30% de la charge à rupture en quasi-statique. Pour chaque direction de chargement et chaque nombre de cycles, trois éprouvettes ont été testées.

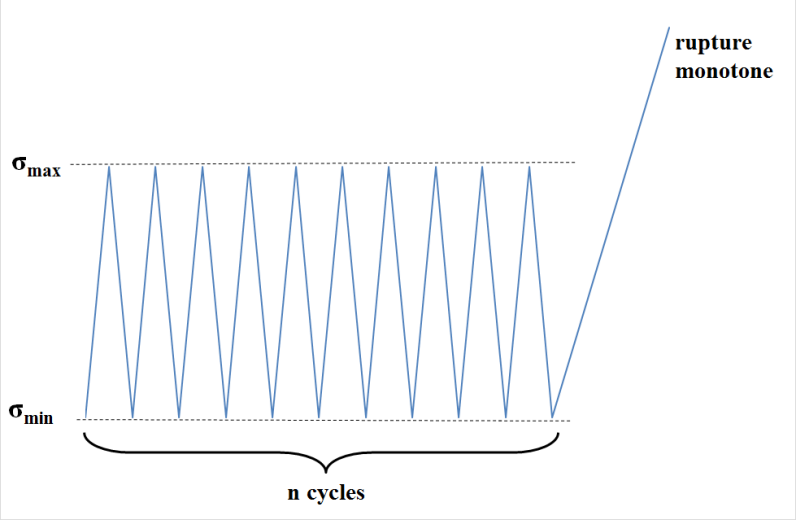


FIGURE 2.19 – Protocole expérimental pour déterminer la résistance résiduelle

3 Présentation des résultats d'essais de fatigue

Dans cette section, les résultats des essais de fatigue sont présentés ainsi que les cinétiques de dégradation et les modes de rupture pour les directions : 0°, 20°, 45°, 60° et 90°. Une évaluation de la dispersion des résultats de fatigue est effectuée pour chaque direction.

3.1 Analyse statistique des résultats de fatigue

La représentation de courbe S-N utilisée suit la loi de Basquin, qui relie le nombre de cycles à la rupture d'une éprouvette à la contrainte maximale appliquée. L'expression de

la loi de Basquin est donnée par l'une des équations 2.5 et 2.6.

$$N\sigma^b = C \tag{2.5}$$

Ou

$$Log(N) = bLog(\sigma) + a \tag{2.6}$$

3.1.1 Essais de compression-compression à 0°

Pour les essais de fatigue en compression-compression, la dispersion des résultats est importante : pour un niveau de charge de 85%, la dispersion est d'environ 6 décades. Pour un niveau de charge de 70%, 50% des éprouvettes ne sont pas rompues. Ces dispersions sont illustrées par la Figure 2.20.

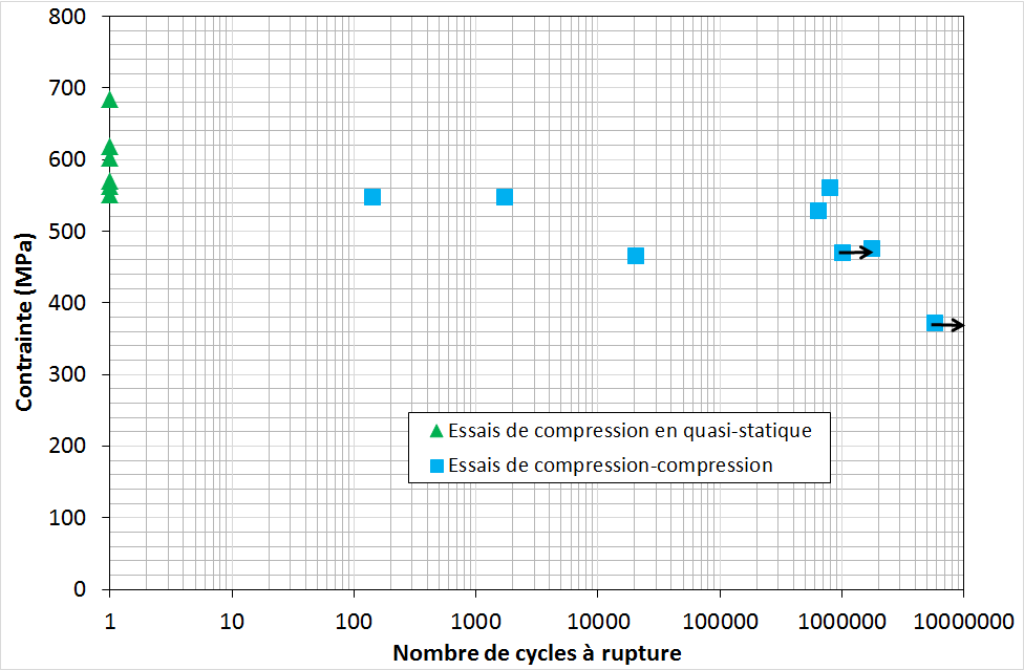


FIGURE 2.20 – Courbe S-N en compression-compression à 0° avec un rapport de charge R=10 et une fréquence 5Hz

3.1.2 Essais de fatigue en traction-traction

Les Figures 2.21 à 2.25 montrent les courbes moyennes de Basquin (à une probabilité de 50%) en traction cyclique des éprouvettes respectivement à : 0°, 20°, 45°, 60° et 90° pour un rapport de charge $R = 0.1$ et une fréquence $f = 5Hz$. Le critère d'arrêt de l'essai est la rupture de l'éprouvette ou une durée de vie égale à 10^6 cycles.
Les valeurs de contraintes maximales appliquées sont normalisées par rapport à la contrainte ultime en traction monotone pour chaque direction.

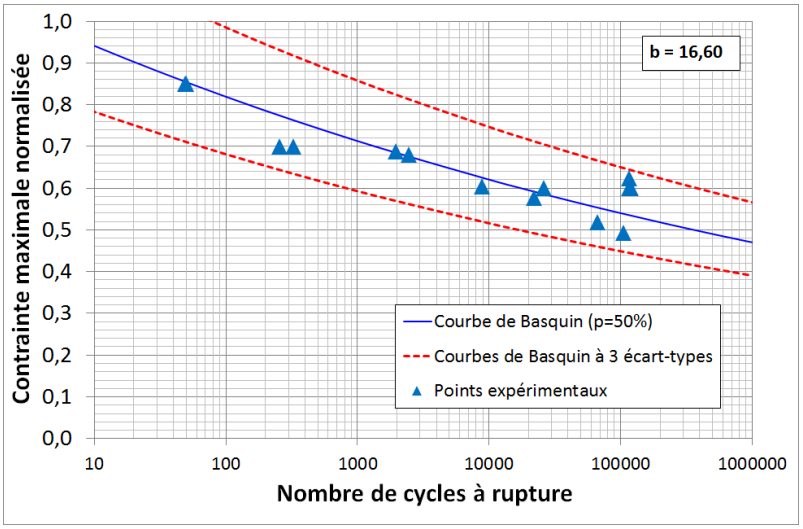


FIGURE 2.21 – Courbe de Basquin en traction-traction à 0°

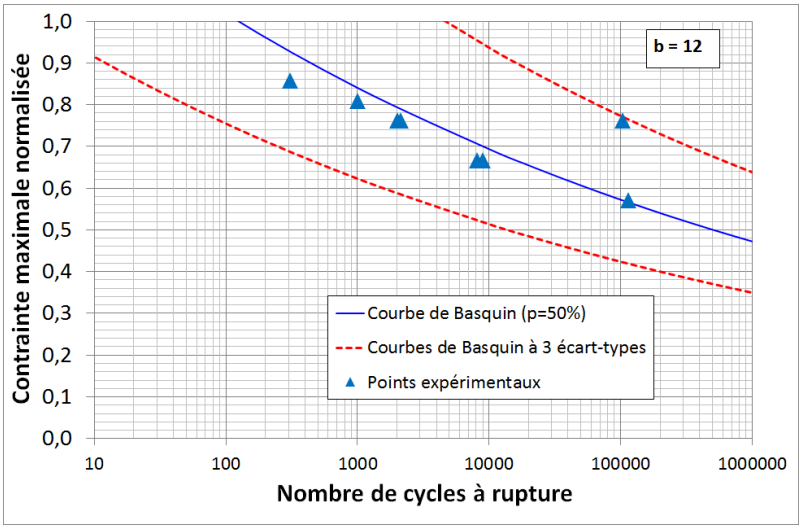


FIGURE 2.22 – Courbe de Basquin en traction-traction à 20°

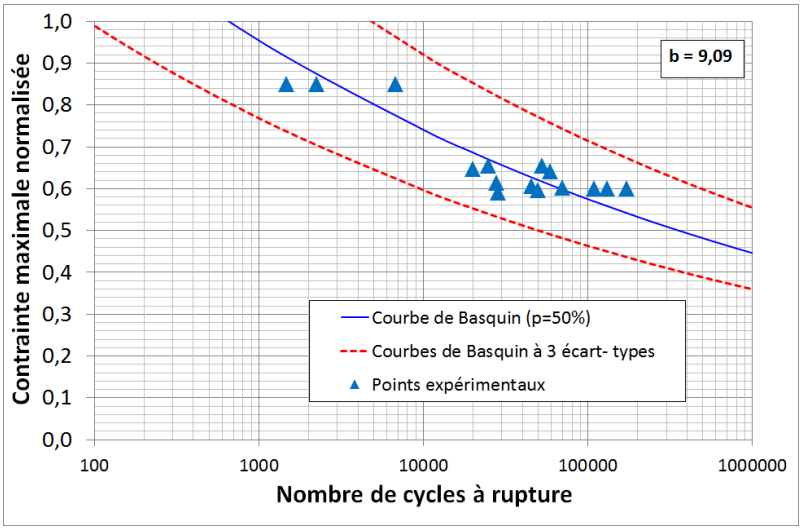


FIGURE 2.23 – Courbe de Basquin en traction-traction à 45°

Les courbes sont tracées avec l'hypothèse d'une distribution de la durée de vie des éprouvettes log-normale avec un écart-type (en log(N)) constant selon la norme AFNOR A03-405 utilisée pour la fatigue des matériaux métalliques.
Dans un premier temps, on s'intéresse à la vérification de la loi de distribution.
Nous disposons de peu d'éprouvettes testées à un niveau de charge 85%. C'est le cas également des éprouvettes testées à un niveau de chargement de 30%. Ce dernier cas est dû au non rupture des éprouvettes. Le nombre d'éprouvettes testées le plus important est à 60% de la charge à rupture.
A ce niveau de charge, le cumul de la probabilité de rupture des points expérimentaux pour chacune des directions 0°, 45° et 90° est calculée avec l'équation 2.7.

$$P_{exp} = \frac{i - 0.3}{n_T + 0.4} \tag{2.7}$$

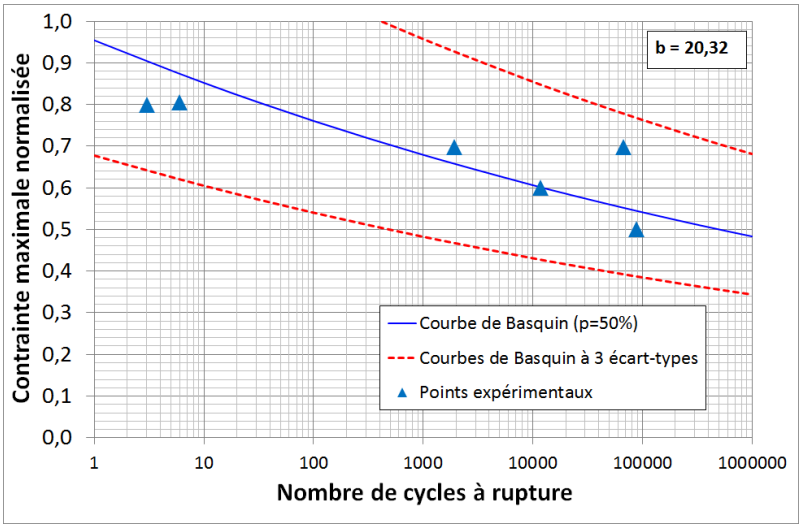


FIGURE 2.24 – Courbe de Basquin en traction-traction à 60°

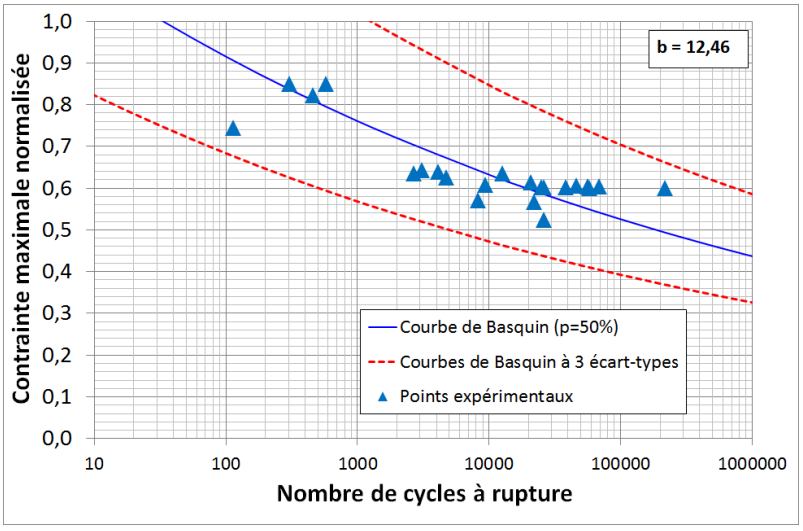


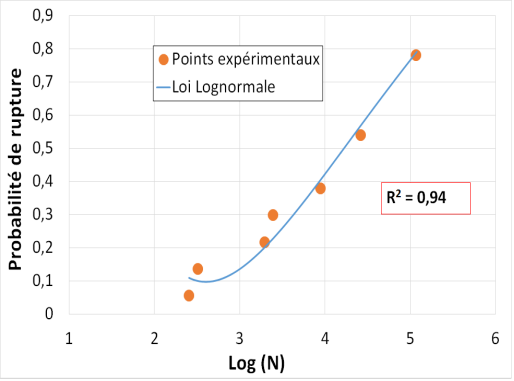
FIGURE 2.25 – Rupture d'une éprouvette testée en traction-traction à 90°

L'indice i correspond à l'ordre croissant de la durée de vie et n_T est le nombre total d'éprouvettes rompues. La loi de distribution lognormale utilisée est donnée par l'équation 2.8.

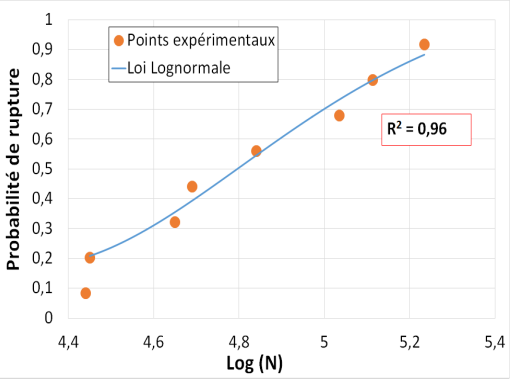
$$F(x) = \int_{-\infty}^{x} \frac{1}{s\sqrt{2\pi}} exp(\frac{lnx - \mu^2}{2s^2})dx \tag{2.8}$$

Avec μ et s sont respectivement la moyenne et l'écart-type. Sur les figures 2.26 sont représentées les courbes de probabilité cumulées de rupture en fonction de log(N) et les courbes d'ajustement à la loi log-normale pour les directions : 0°, 45° et 90° à 60% de la charge ultime en traction monotone.

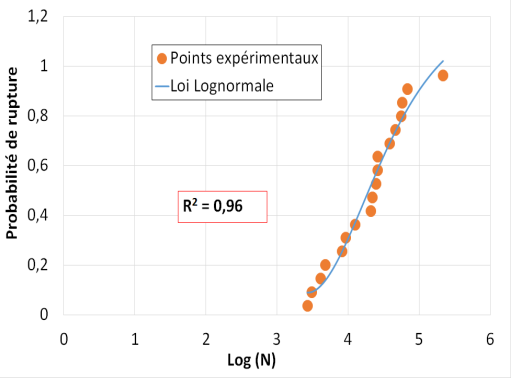
Les valeurs de l'estimateur R^2 de l'ajustement des résultats expérimentaux vis-à-vis de la



(a) traction-traction à 0°



(b) traction-traction à 45°



(c) traction-traction à 90°

FIGURE 2.26 – Cumul de probabilité de rupture en traction-traction à 60% de la charge ultime pour chaque direction

loi log-normale sont élevées et au-dessus de 0.9.

Les essais de fatigue sont connus pour être dispersés. Cette dispersion peut être importante en particulier pour des grandes durées de vie. En ordre de grandeur, le rapport entre la valeur maximale et la valeur minimale du nombre de cycles à la rupture peut dépasser une décade pour un niveau de contrainte donné.

Le tableau 2.2 résume les écart-types des essais de fatigue en traction-traction. Les essais dans la direction 60° sont les plus dispersées. Mais cela est due e partie au nombre insuffisant d'éprouvettes testées. Notons aussi que les dispersions des essais de fatigue à 0°et 90° (avec un nombre suffisant d'éprouvettes testées) dépassent une décade. La dispersion des

Tableau 2.2 – Écart-types en log(N) pour des essais de fatigue en traction-traction

Séquence	0°	20°	45°	60°	90°
Ecart-Type en log(N)	1.31	0.12	0.64	2.99	1.17

résultats est liée à l'hétérogénéité des matériaux, aux conditions d'essai et au procédé de fabrication [Karaouni, 2001, Liang, 2012]. La norme ISO-13003 recommande de réaliser au moins 12 essais par niveau de chargement pour effectuer une analyse statistique. Pour avoir confiance dans cette analyse, un nombre minimum de 20 éprouvettes par niveau de chargement est conseillé par [Lee et al., 1997].

3.2 Mécanismes d'endommagement et modes de rupture

3.2.1 Essais de fatigue en compression-compression à 0°

La Figure 2.27 montre l'évolution de la résistance résiduelle en fonction de nombre de cycles. Nous pouvons constater que la résistance résiduelle en compression a tendance à augmenter avec le nombre de cycles. Ce qui n'est pas cohérent avec les conclusions rapportées dans la littérature concernant la sensibilité des matériaux composites aux sollicitations de compression.

Des observations des faciès de rupture au microscope électronique à balayage nous per-

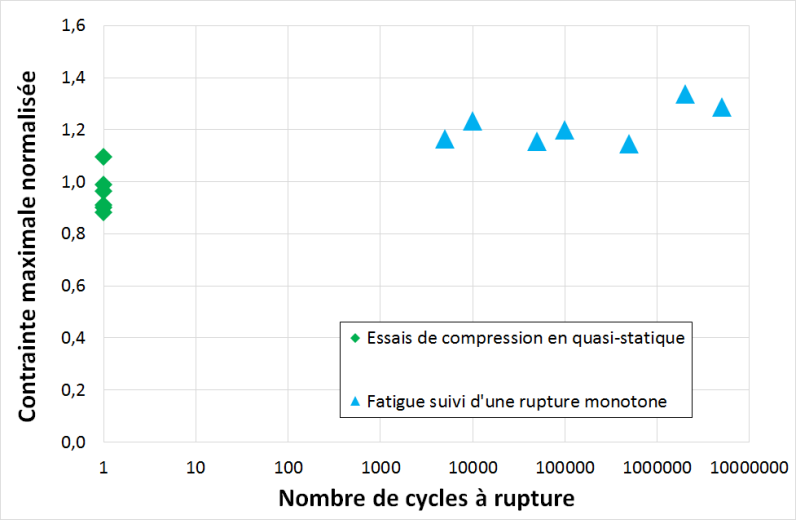
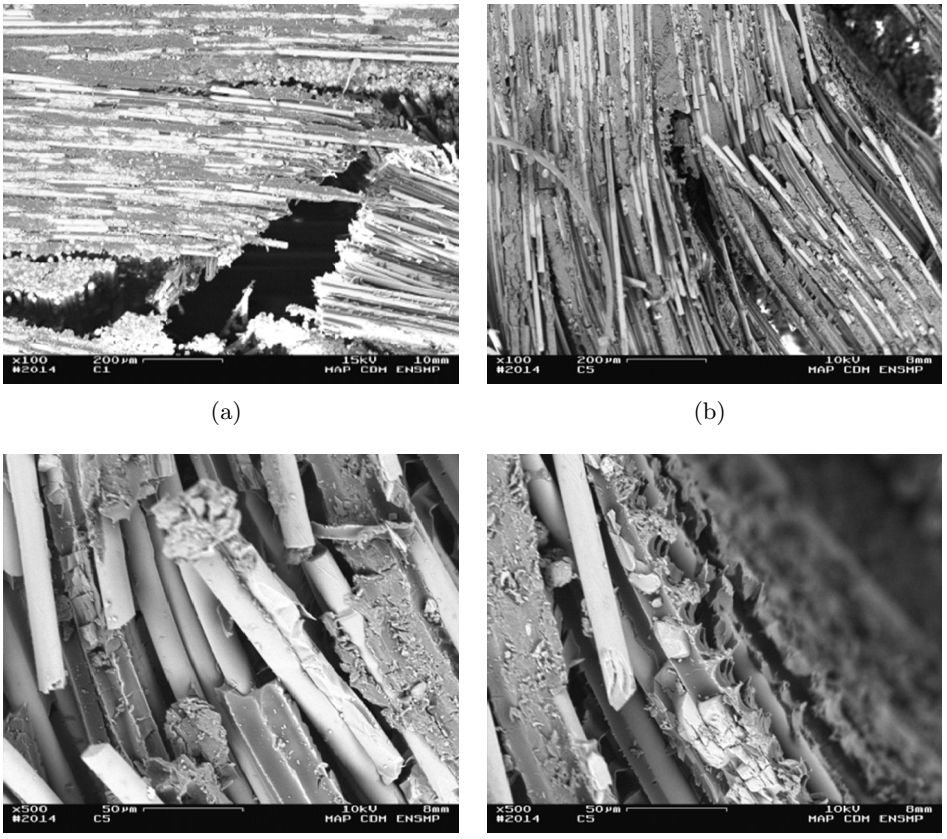


FIGURE 2.27 – Évolution de la rigidité résiduelle en compression-compression 0°avec un rapport de charge, $R = 10$ et une fréquence 5 Hz

mettent de comparer les modes de rupture à différents nombres de cycles.

Au vu de ces observations, trois explications peuvent être à l'origine de l'augmentation notée de la résistance résiduelle :

- L'essai de compression réalisé sur l'éprouvette est équivalent, à l'échelle microscopique, à un essai de flambement des fibres. Suite aux sollicitations répétées les fibres sont fragmentées en petits morceaux comme schématisé par la figure 2.29. Donc, à l'échelle microscopique, comparer la résistance résiduelle après un certain nombre de cycles à la contrainte à rupture en quasi-statique est équivalent à comparer la



(a) (b)

(c) (d)

FIGURE 2.28 – Faciès de rupture des éprouvettes testées en compression a)quasi-statique et b),c) et d) : fatigue

résistance au flambement (au cours de l'essai en quasi-statique) et la résistance en compression des fibres moins longues après les sollicitations en fatigue.

- Les observations MEB des faciès de rupture de côté de l'épaisseur montrent que les mèches transverses sont transformées en débris par frottement entre trame et chaîne. Ce qui en résulte à la modification de l'architecture du matériau de tissé à unidirectionnel. Selon [Rouby, 2005], la contrainte à rupture d'un composite verre/époxy unidirectionnel présente une différence de 30% par rapport à un composite tissé équilibré.
- Une autre explication peut être donnée suite à l'évolution géométrique au niveau des mèches c'est que le matériau s'accommode suite à cette évolution, la charge subie est mieux répartie et les contraintes résiduelles sont réduites.

Finalement, vu la dispersion et le manque d'informations sur le processus de dégradation en compression cyclique, les résultats d'essais en compression ne sont pas, à priori, exploitables dans notre approche de dimensionnement.
En effet, le montage de l'essai de compression est à revoir (la zone utile est très réduite). Cet essai est très sensible aux conditions aux limites. Pour contourner ces problèmes, des solutions sont proposées dans la littérature [Curtis, 1989] telle que l'utilisation des systèmes de guidages. Mais, ils peuvent fausser les résultats des essais surtout sous chargements cycliques.
A la connaissance de l'auteur, aucune solution proposée dans la littérature pour améliorer l'essai de compression n'a pu être satisfaisante à part un recours à un essai de flexion pure.

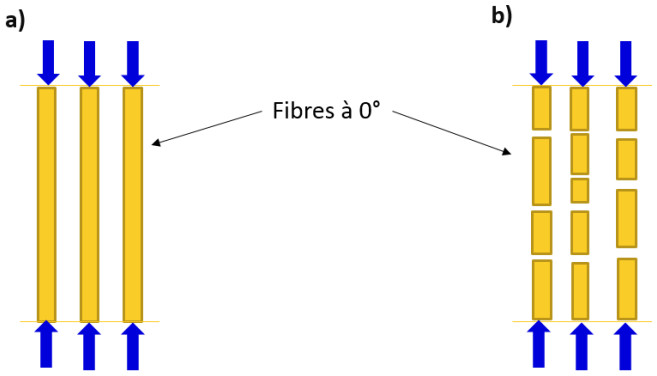


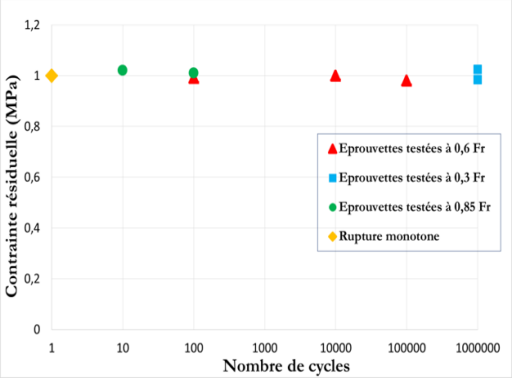
FIGURE 2.29 – Schémas montrant l'essai de compression à l'échelle des fibres

3.2.2 Essais de fatigue en traction-traction

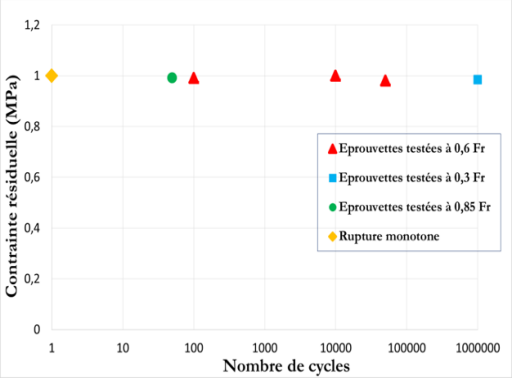
Le suivi des essais de fatigue en traction par émission acoustique corrélés aux observations microscopiques et macrographiques des éprouvettes testées nous permet d'établir les cinétiques de dégradation pour chaque direction. Les évolutions de la rigidité résiduelle et de la résistance résiduelle seront également présentées.

3.2.2.1 Suivi de la résistance résiduelle Plusieurs auteurs utilisent des méthodes de dimensionnement en fatigue fondées sur la diminution de la résistance résiduelle au cours des cycles. Des essais de fatigue à des niveaux de charge de 30%, 60% et 85% ont été réalisés sur des éprouvettes à 0°, 45°et 90°. Ces essais ont été interrompus après un certain nombre de cycles et sollicités en traction monotone jusqu'à rupture.

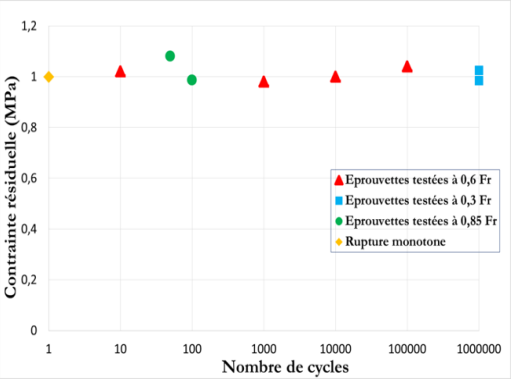
Il s'agit d'une méthode destructive pour quantifier l'influence des dommages par fatigue sur la résistance du matériau. Ce qui nécessite un nombre important d'éprouvettes à tester. Les courbes d'évolution de la résistance résiduelle en fonction de nombre de cycles sont présentées sur la Figure 2.30.
Nous pouvons conclure que la résistance résiduelle reste inchangée en fatigue par rapport au cas quasi-statique, quel que soit le niveau de chargement ou le nombre de cycles auquel les éprouvettes sont préalablement sollicitées avant la rupture monotone. Ce résultat est cohérent avec les observations rapportées dans la littérature. Généralement, la chute de résistance résiduelle n'est pas significative pour certains matériaux composites selon [Talreja, 1981, Talreja, 1987, Andersen et al., 1996]. Ces résultats présentent de dispersion due à la différence entre les éprouvettes même si elles sont découpées dans le même lot du matériau.



(a) Essais de fatigue en traction-traction à 0°



(b) Essais de fatigue en traction-traction à 45°

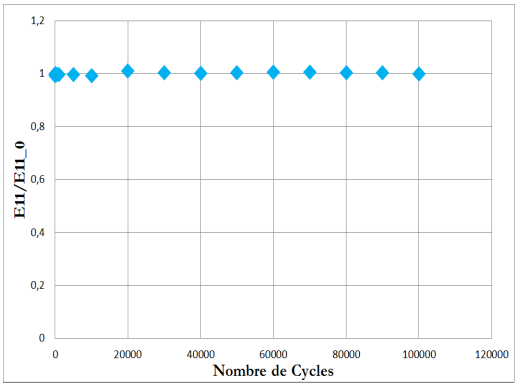


(c) Essais de fatigue en traction-traction à 90°

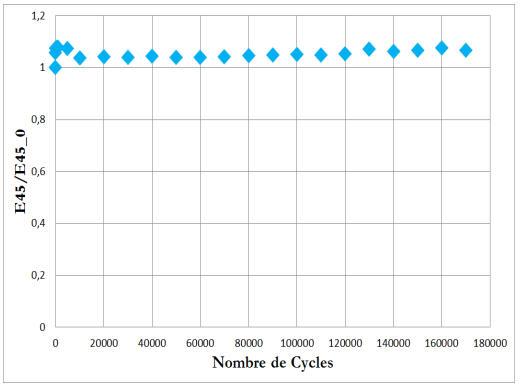
FIGURE 2.30 – Évolution de la résistance résiduelle en fonction de nombre de cycles en traction-traction

3.2.2.2 Suivi de la rigidité Sur la Figure 2.31 sont présentées les courbes d'évolution de la rigidité résiduelle pour les directions 0°, 45° et 90°. Nous constatons que la rigidité résiduelle n'évolue pas avec le nombre de cycles pour les trois directions. Ainsi, nous n'avons pas une évolution de comportement en fatigue.

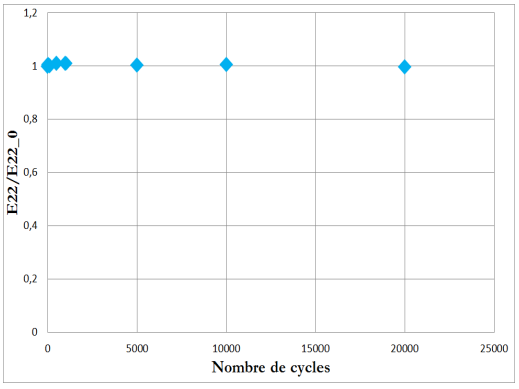
3.2.2.3 Cinétique de dégradation en traction-traction



(a) Essais de fatigue en traction-traction à 0°



(b) Essais de fatigue en traction-traction à 45°



(c) Essais de fatigue en traction-traction à 90°

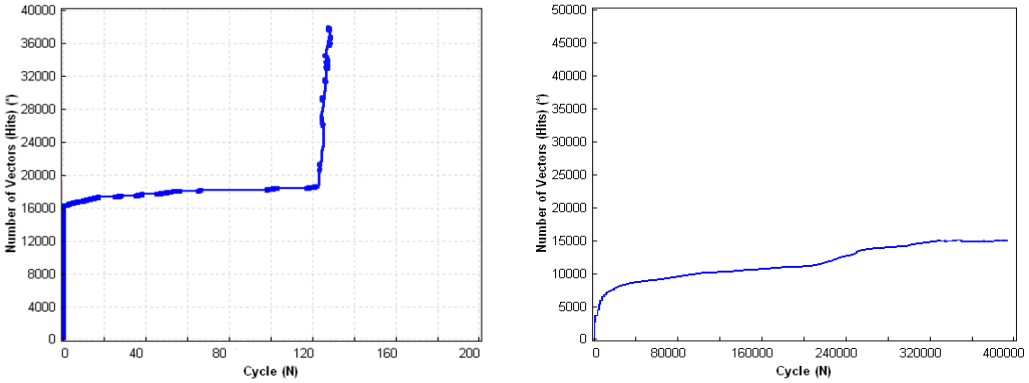
FIGURE 2.31 – Évolution de la rigidité résiduelle en fonction de nombre de cycles en traction-traction

3.2.2.3.1 Traction-traction à 0° Le scénario de dégradation des éprouvettes en traction-traction à 0° est le suivant :

- décohésion fibre/matrice et microfissuration matricielle dans les mèches transverses (trame) ;
- multiplication des fissures transverses jusqu'à un état de saturation et rupture de quelques fibres dans le sens chaîne (0°) ;
- rupture des fibres à 0° déclenchant la rupture catastrophique de l'éprouvette.

L'évolution de nombre d'événements enregistrés par émission acoustique est représentée sur la Figure 2.32a. Nous constatons que la première étape est très rapide, la seconde étape est la plus lente où le nombre d'événements acoustiques enregistrés varie très peu suivie d'une phase de rupture brutale. La saturation en fissures transverses est atteinte dès le premier cycle pour une sollicitation à 85% de la charge limite.
La Figure 2.32b montre l'évolution de nombre d'événements en fonction de nombre de cycles d'une éprouvette testée à un niveau de chargement de 30% non rompue après un million de cycles.
En comparant ces deux courbes, nous constatons l'existence de deux modes de dégradation différents : un premier mode de fissuration matricielle qui n'entraîne pas la rupture finale, et un deuxième mode, la rupture des fibres à 0° qui mène à la rupture de l'éprouvette.
Pour mieux comprendre et identifier les phénomènes de dégradation, des observations microscopiques sur la tranche préalablement polie des éprouvettes sont réalisées à différents nombre de cycles et niveaux de chargement.
Les Figures 2.35, 2.36 et 2.37 montrent les micrographies obtenues. Ce qui nous amène à déduire que dès les premiers cycles, une saturation en fissures matricielles transverses est atteinte sans engendrer la rupture de l'éprouvette.
En comparant l'activité acoustique enregistrée au cours d'un essai de fatigue pour un niveau de charge de 85% pendant le premier cycle et un essai de traction monotone, nous remarquons que les deux courbes ont la même allure (Figure 2.33) et que la seule différence est le nombre d'événements plus important en traction monotone car il y a eu une rupture complète de l'éprouvette, ce qui n'est pas le cas de l'éprouvette sollicité en fatigue et non rompue au premier cycles.
Cette comparaison montre bien que les cinétiques de dégradation en fatigue et en quasi-statique sont identiques et que la saturation en fissures transverses est atteinte au cours de premier cycle de fatigue à un niveau de charge 85%. Pour des niveaux de chargements plus bas, la cinétique d'endommagement est moins rapide. Ainsi, un état de saturation en fissures transverses est atteint après plusieurs cycles. Ce constat est mis en évidence par les observations macroscopiques des éprouvettes testées en traction à des niveaux de charge de 30%, 60% et 85%. Les phénomènes de dégradation sont directement observables sur les éprouvettes puisque le matériau est transparent. La Figure 2.34 montre l'apparence des éprouvettes à différents nombres de cycles et niveaux de chargement. En effet, les deux éprouvettes testées à des niveaux de charge de 85% et 60% sont rompues. Leurs aspects montrent bien qu'une saturation en fissures transverses est atteinte en comparaison avec l'éprouvette non rompue testée à 30%.

Les faciès de rupture présentent des fissures de la matrice et des fibres rompues et indiquent une rupture finale quasi-fragile. Nous remarquons aussi la présence des débris de matière qui se sont formés (Figure 2.39). Ceci est dû au cisaillement et frottement entre les fibres et la matrice au cours des essais de fatigue.
Les clichés des éprouvettes rompues sur la Figure 2.38 montrent des ruptures des fibres à 0°et des fissures matricielles parallèles aux fibres.



(a) 85% (b) 30%

FIGURE 2.32 – Évolution de nombre d'événements acoustiques en fonction de nombre de cycles au cours d'un essai de fatigue en traction-traction à 0°

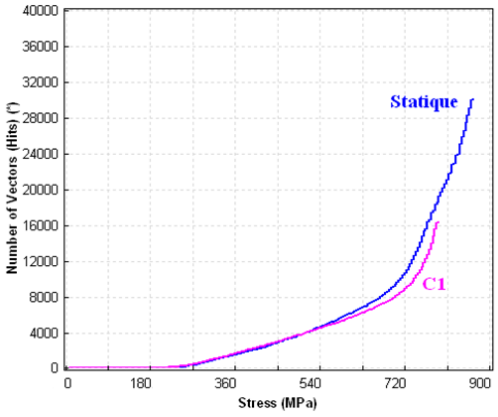
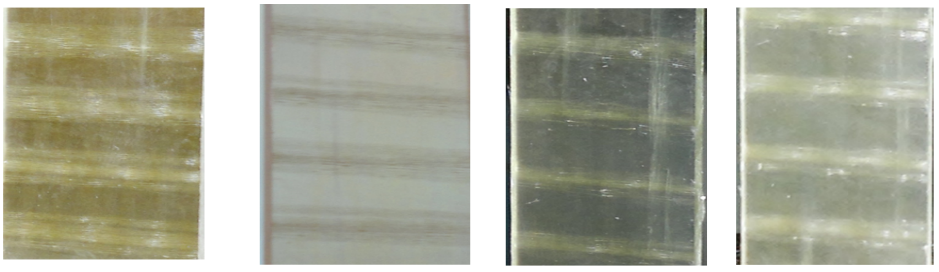
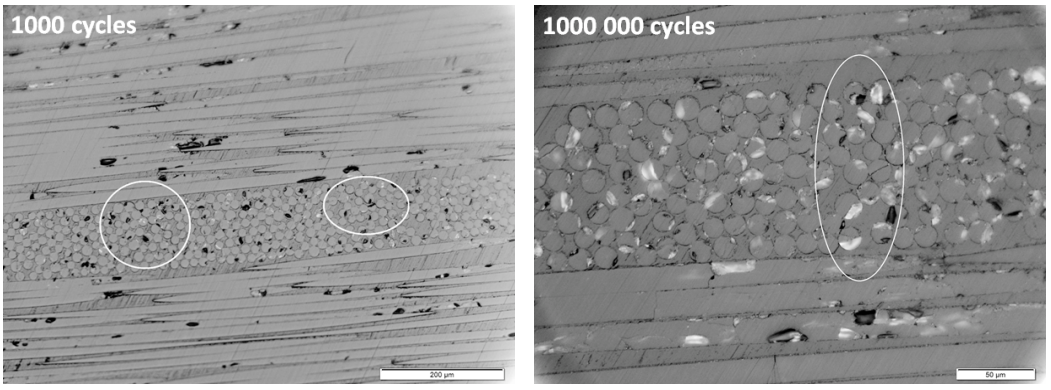


FIGURE 2.33 – Comparaison de l'évolution de nombre d'événements acoustiques au cours de premier cycle d'un essai de fatigue en traction-traction à 0°avec un niveau de chargement à 85% par rapport à un essai de traction monotone à 0°



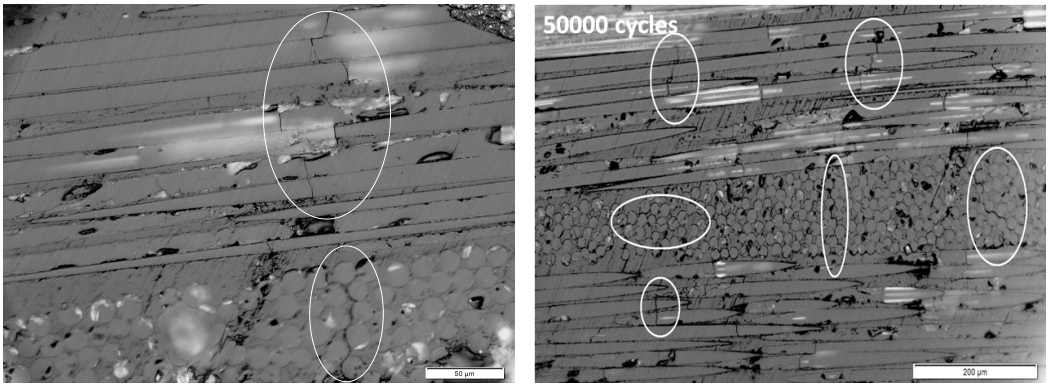
(a) 85% (b) 30% (c) 60%

FIGURE 2.34 – Aspects apparents des éprouvettes en traction-traction à 0°



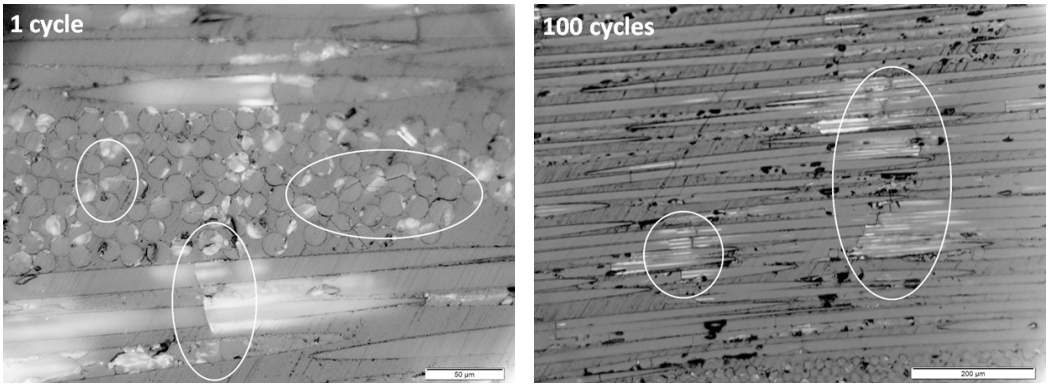
(a) Après 1000 cycles (b) Après 1000000 cycles

FIGURE 2.35 – Micrographies des éprouvettes testées en traction-traction à 0° à un niveau de charge de 30%



(a) Après 100 cycles (b) Après 50000 cycles

FIGURE 2.36 – Micrographies des éprouvettes testées en traction-traction à 0° à un niveau de charge de 60%



(a) Après 100 cycles (b) Après 50000 cycles

FIGURE 2.37 – Micrographies des éprouvettes testées en traction-traction à 0° à un niveau de charge de 85%

En conclusion, aucune modification de la rigidité ou de la résistance n'a été relevée au cours de l'essai de fatigue en traction-traction à 0°.
Ces résultats sont en cohérence avec ceux des travaux de [Picasso et al., 1986, Picasso and Priolo, 1988] qui ont mesuré la rigidité au cours des essais de fatigue et ont relevé une petite chute de rigidité d'environ 5% pour des cycles très élevés. Ils n'ont pas trouvé de corrélation possible entre la chute de rigidité et le nombre de cycles à rupture.

Les différentes techniques de suivi de l'essai nous a permis de distinguer deux modes de dégradation simultanés : les fissurations matricielles et la rupture des fibres. Ce dernier mode mène à la rupture complète de l'éprouvette.

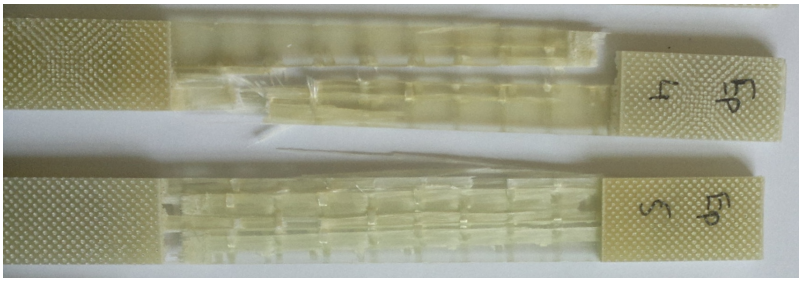
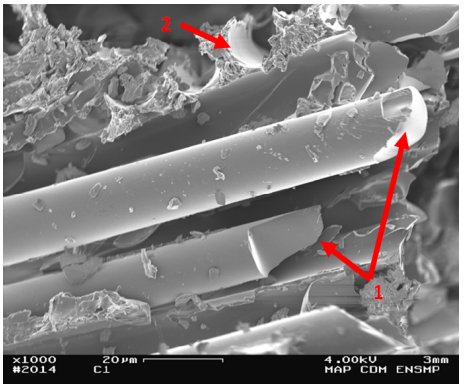


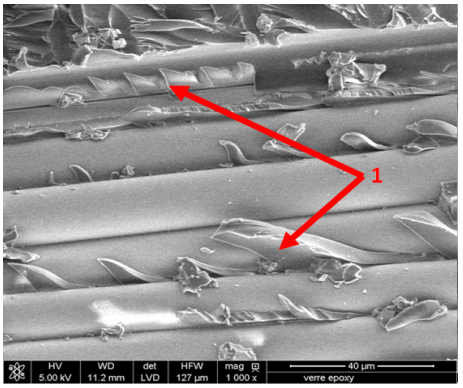
FIGURE 2.38 – Rupture d'une éprouvette rectangulaire d'épaisseur 2 mm sollicitée en traction-traction à 0°

3.2.2.3.2 Traction-traction à 20°, 45°, 60° et 90°

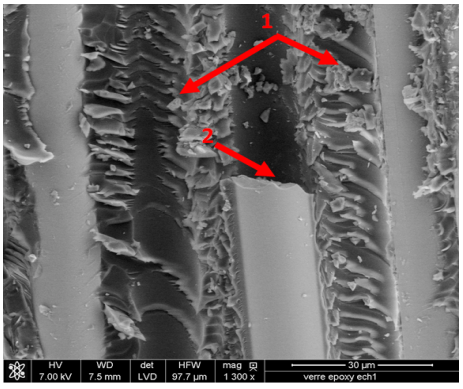
Les courbes sur la Figure 2.40 indiquent le nombre d'événements acoustiques enregistrés au cours d'un essai de fatigue en traction-traction à 45° et 90°. Nous remarquons qu'aucun événement n'a été enregistré jusqu'à environ 80% de la durée de vie des éprouvettes.
Ceci est cohérent avec les observations microscopiques et macroscopiques. L'apparence des éprouvettes n'a pas changée jusqu'à la rupture finale sauf pour quelques éprouvettes à 90°(Figure 2.41) . En effet, des fissures matricielles perpendiculaires à la direction de chargement sont apparues à quelques cycles de rupture. Cependant, la majorité des éprouvettes à 90°, aucune dégradation n'a été visible au cours de des essais. Pour les éprouvettes testées à 20°, 45° et 60°, la rupture est nette et suivant un plan parallèle aux fibres à 0°. On peut en déduire que la rupture est quasi-fragile.
Les clichés des éprouvettes rompues sont présentées sur les Figures 2.46, 2.45, 2.44 et 2.43.
Les observations des faciès de rupture au MEB montrent bien des décohésions fibre/matrice ainsi que des fissures matricielles 2.42.



(a) 1)Rupture des fibres 2)Empreintes laissées par des fibres enlevées

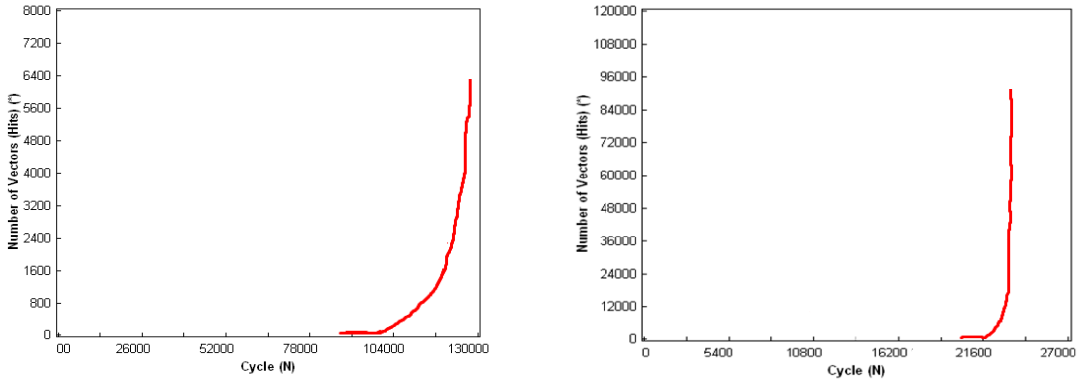


(b) 1)Arrachement de la matrice



(c) 1)Rupture d'une fibre 2)Débris de la matrice due au cisaillement et frottement

FIGURE 2.39 – Faciès de rupture des éprouvettes testées en traction-traction à 0°



(a) (b)

FIGURE 2.40 – Nombre d'événements acoustiques enregistrés sur des éprouvettes testées en traction-traction à a) 45° et b) 90°

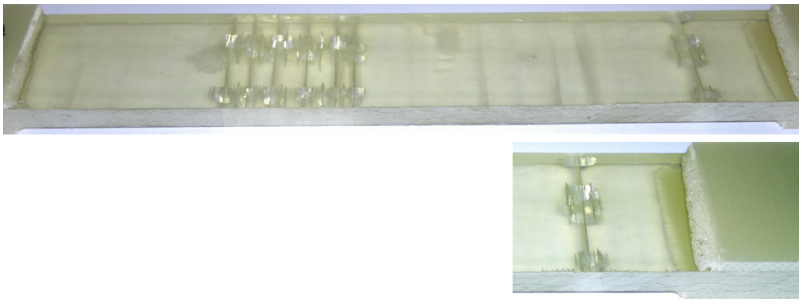


FIGURE 2.41 – Fissures matricielles préalables à la rupture d'une éprouvette testée en traction-traction à 90°

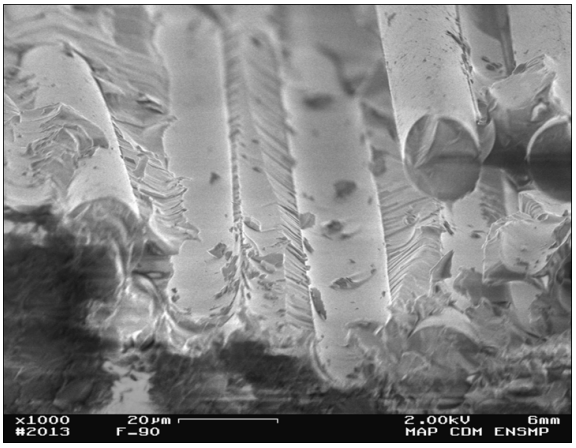


FIGURE 2.42 – Faciès de rupture d'une éprouvette testée en traction-traction à 90°

FIGURE 2.43 – Rupture d'une éprouvette testée en traction-traction à 20°

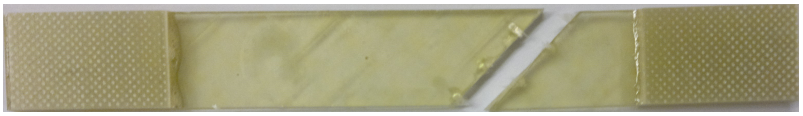


FIGURE 2.44 – Rupture d'une éprouvette testée en traction-traction à 45°

FIGURE 2.45 – Rupture d'une éprouvette testée en traction-traction à 60°

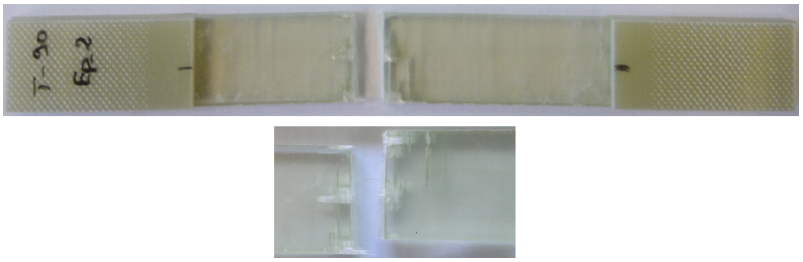


FIGURE 2.46 – Rupture d'une éprouvette testée en traction-traction à 90°

4 Bilan

Dans ce chapitre, nous avons présenté les essais de caractérisation de fatigue en traction-traction et en compression-compression.
Concernant les conditions d'essais, nous avons vérifié l'influence de la fréquence à laquelle sont réalisés les essais de fatigue et la géométrie des éprouvettes sur les modes de rupture et la durée de vie.
Nous avons utilisé la loi de Basquin pour représenter les courbes S-N. L'analyse statistique nous a permis de conclure que les essais de fatigue en traction sont plus au moins dispersés. En effet, les essais de traction à 45° sont les moins dispersés. Quant aux essais de fatigue dans les directions 0°, 60°et 90°, la dispersion en nombre de cycles, pour un même niveau de contrainte donné, dépasse la décade. Pour améliorer la fiabilité des résultats, un nombre plus important d'essais de fatigue est nécessaire.
La corrélation entre les résultats de suivi par émission acoustique et les observations microscopiques et macroscopiques nous a permis de construire les cinétiques de dégradation dans les différentes directions. Tout d'abord, nous pouvons conclure que les mécanismes de dégradation en fatigue sont similaires à ceux observés en quasi-statique.
En traction, deux modes de dégradation ont été identifiés : ruptures des fibres et dégradation de la matrice. Ces deux modes décorrélés sont en compétition. La direction de chargement joue un rôle déterminant par rapport au mode de dégradation dominant. En effet, les éprouvettes testées à 0° présentent des dommages matriciels qui ne sont pas pénalisants vis-à-vis de la durée de vie en fatigue. Dans ce cas, la rupture en fatigue est dominée par la rupture des fibres à 0°.
Pour les essais dans les directions autres que celle des fibres à 0° (20°, 45°, 60°et 90°), aucune dégradation n'a été observée à l'exception de quelques fissures matricielles perpendiculaires à la direction de chargement pour quelques éprouvettes à 90°. Ces fissures sont observées peu de cycles avant la rupture finale des éprouvettes. Les fibres à 0° ne sont pas sollicitées. Ainsi, la rupture en fatigue est due à la dégradation de la matrice.
Les mécanismes de dégradation sous sollicitations de traction et de compression à 0° sont différents. Pour cela, le dépouillement des résultats de ces deux types essais doit être aussi différent.
L'essai de compression en fatigue présente des résultats très dispersés. De ce fait, nous n'avons pas exploité ces résultats dans la suite de ce travail pour proposer un critère de rupture en fatigue.
Quelques explications qualitatives ont été suggérées pour comprendre l'évolution de la résistance résiduelle en compression. Il faut aussi être vigilant dans l'interprétation des résultats de la compression car cet essai est très délicat à mettre en œuvre.
Au vu de cette description détaillée du comportement de fatigue et de modes de dégradation, nous serons en mesure de choisir et développer un modèle de prédiction de la durée vie précis et fiable. Ce dont il est question au prochain chapitre.

Bibliographie

[Andersen et al., 1996] Andersen, S., Brøndsted, P., and Lilholt, H. (1996). Fatigue of polymeric composites for wingblades and the establishment of stiffness-controlled fatigue diagrams. In *1996 European Wind Energy Conference and Exhibition*, pages 950–953.

[Badaliance et al., 1982] Badaliance, R., Dill, H., and Potter, J. (1982). Effects of spectrum variations on fatigue life of composites. In *Sixth Composite Materials : Testing and Design Conference*, pages 274–286.

[Barbero and Damiani, 2003] Barbero, E. J. and Damiani, T. M. (2003). Phenomenological prediction of tensile strength of e-glass composites from available aging and stress corrosion data. *Journal of reinforced plastics and composites*, 22(4) :373–394.

[Bathias, 1991] Bathias, C. (1991). Fatigue des matériaux composites à matrice polymère et fibres longues. *Techniques de l'ingénieur. Plastiques et composites*, (A7760) :A7760–1.

[Beheshty and Harris, 1998] Beheshty, M. and Harris, B. (1998). A constant-life model of fatigue behaviour for carbon-fibre composites : the effect of impact damage. *Composites science and technology*, 58(1) :9–18.

[Bishop, 1989] Bishop, S. (1989). Strength and failure of woven carbon-fibre reinforced plastics for high performance applications. *Elsevier Science Publishers, Textile Structural Composites,*, pages 173–207.

[Bizeul, 2009] Bizeul, M. (2009). *Contribution à l'étude de la propagation de coupure en fatigue dans les revêtements composites tissés minces.* PhD thesis.

[Buggy and Dillon, 1991] Buggy, M. and Dillon, G. (1991). Flexural fatigue of carbon fibre-reinforced peek laminates. *Composites*, 22(3) :191–198.

[Bulder and Bach, 1991] Bulder, B. and Bach, P. (1991). A literature survey on the effects of moisture on the mechanical properties of glass and carbon fibre reinforced laminates. Technical report, ECN-C-91-033.

[Chateauminois, 1991] Chateauminois, A. (1991). *Comportement viscoélastique et tenue en fatigue statique de composites verre/époxy. Influence du vieillissement hydrothermique.* PhD thesis.

[Chateauminois et al., 1994] Chateauminois, A., Vincent, L., Chabert, B., and Soulier, J. (1994). Study of the interfacial degradation of a glass-epoxy composite during hygrothermal ageing using water diffusion measurements and dynamic mechanical thermal analysis. *Polymer*, 35(22) :4766–4774.

[Curtis, 1989] Curtis, P. (1989). The fatigue behaviour of fibrous composite materials. *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, 24(4) :235–244.

[Daggumati et al., 2013] Daggumati, S., De Baere, I., Van Paepegem, W., Degrieck, J., Xu, J., Lomov, S. V., and Verpoest, I. (2013). Fatigue and post-fatigue stress–strain analysis of a 5-harness satin weave carbon fibre reinforced composite. *Composites Science and Technology*, 74 :20–27.

[Demers, 1998] Demers, C. E. (1998). Fatigue strength degradation of e-glass frp composites and carbon frp composites. *Construction and building materials*, 12(5) :311–318.

[Dharan, 1975] Dharan, C. (1975). Fatigue failure in graphite fibre and glass fibre-polymer composites. *Journal of Materials Science*, 10(10) :1665–1670.

[Dyer and Isaac, 1998] Dyer, K. and Isaac, D. (1998). Fatigue behaviour of continuous glass fibre reinforced composites. *Composites Part B : Engineering*, 29(6) :725–733.

[El Kadi and Ellyin, 1994] El Kadi, H. and Ellyin, F. (1994). Effect of stress ratio on the fatigue of unidirectional glass fibre/epoxy composite laminae. *Composites*, 25(10) :917–924.

[Fiore and Vincent, 1989] Fiore, L. and Vincent, L. (1989). Fatigue damage of unidirectional gfrp. *Mec. Mater. Electr.*, (431) :30–36.

[Found and Quaresimin, 2003] Found, M. and Quaresimin, M. (2003). Two-stage fatigue loading of woven carbon fibre reinforced laminates. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 26(1) :17–26.

[Fruehmann et al., 2010] Fruehmann, R., Dulieu-Barton, J., and Quinn, S. (2010). Assessment of fatigue damage evolution in woven composite materials using infra-red techniques. *Composites Science and Technology*, 70(6) :937–946.

[Fujii et al., 1993] Fujii, T., Amijima, S., and Okubo, K. (1993). Microscopic fatigue processes in a plain-weave glass-fibre composite. *Composites Science and Technology*, 49(4) :327–333.

[Gagel et al., 2006] Gagel, A., Lange, D., and Schulte, K. (2006). On the relation between crack densities, stiffness degradation, and surface temperature distribution of tensile fatigue loaded glass-fibre non-crimp-fabric reinforced epoxy. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 37(2) :222–228.

[Gassan, 2002] Gassan, J. (2002). A study of fibre and interface parameters affecting the fatigue behaviour of natural fibre composites. *Composites part A : applied science and manufacturing*, 33(3) :369–374.

[Gathercole et al., 1994] Gathercole, N., Reiter, H., Adam, T., and Harris, B. (1994). Life prediction for fatigue of t800/5245 carbon-fibre composites : I. constant-amplitude loading. *International Journal of Fatigue*, 16(8) :523–532.

[Goel et al., 2009] Goel, A., Chawla, K., Vaidya, U., Chawla, N., and Koopman, M. (2009). Characterization of fatigue behavior of long fiber reinforced thermoplastic (lft) composites. *Materials characterization*, 60(6) :537–544.

[Goupillaud, 1998] Goupillaud, I. (1998). *Comparaison des endommagements matriciels par fatigue mécanique et par cyclage thermique de composites structuraux : caractérisation et modélisation.* PhD thesis.

[Hahn and Kim, 1976] Hahn, H. and Kim, R. Y. (1976). Fatigue behavior of composite laminate. *Journal of Composite Materials*, 10(2) :156–180.

[Harris, 1999] Harris, B. (1999). *Engineering Composite Materials.* London.

[Harris, 2003] Harris, B. (2003). *Fatigue in composites : science and technology of the fatigue response of fibre-reinforced plastics.* Woodhead Publishing.

[Highsmith and Reifsnider, 1982] Highsmith, A. L. and Reifsnider, K. L. (1982). Stiffness-reduction mechanisms in composite laminates. *Damage in composite materials*, 775 :103–117.

[Hochard et al., 2001] Hochard, C., Aubourg, P.-A., and Charles, J.-P. (2001). Modelling of the mechanical behaviour of woven-fabric cfrp laminates up to failure. *Composites Science and Technology*, 61(2) :221–230.

[Hochard et al., 2006] Hochard, C., Payan, J., and Bordreuil, C. (2006). A progressive first ply failure model for woven ply cfrp laminates under static and fatigue loads. *International Journal of Fatigue*, 28(10) :1270–1276.

[Ishai et al., 1986] Ishai, O., Garg, A., and Nelson, H. (1986). Hygrothermal effects on the mechanical behaviour of graphite fibre-reinforced epoxy laminates beyond initial failure. *Composites*, 17(1) :23–32.

[Jacobs and Jones, 1992] Jacobs, P. and Jones, F. (1992). The influence of heterogeneous crosslink density on the thermomechanical and hygrothermal properties of an unsaturated polyester resin : 1. thermomechanical response. *Polymer*, 33(7) :1418–1422.

[Jones, 1989] Jones, F. (1989). The role of moisture diffusion and matrix plasticisation on the environmental stress corrosion of grp. *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, 24(4) :223–233.

[Karad et al., 2002] Karad, S. K., Jones, F. R., and Attwood, D. (2002). Moisture absorption by cyanate ester modified epoxy resin matrices. part i. effect of spiking parameters. *Polymer*, 43(19) :5209–5218.

[Karaouni, 2001] Karaouni, H. (2001). *Nouveaux outils pour la conception fiable des structures.* PhD thesis.

[Kawai and Koizumi, 2007] Kawai, M. and Koizumi, M. (2007). Nonlinear constant fatigue life diagrams for carbon/epoxy laminates at room temperature. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 38(11) :2342–2353.

[Kawai et al., 1996] Kawai, M., Morishita, M., Fuzi, K., Sakurai, T., and Kemmochi, K. (1996). Effects of matrix ductility and progressive damage on fatigue strengths of unnotched and notched carbon fibre plain woven roving fabric laminates. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 27(6) :493–502.

[Khemiri, 1999] Khemiri, N. (1999). *ETUDE EXPERIMENTALE ET NUMERIQUE DE L'EFFET DE LA TEMPERATURE SUR L'ENDOMMAGEMENT PAR FISSURATION TRANSVERSE DU T 300/914.* PhD thesis.

[Kouadio, 2013] Kouadio, T. (2013). *Thermographie infrarouge de champs ultrasonores en vue de l'évaluation et du contrôle non destructifs de matériaux composites.* PhD thesis, Université Sciences et Technologies-Bordeaux I.

[Krause et al., 2003] Krause, O., Kensche, C. W., Nijssen, R., Philippidis, T., and Vassilopoulos, A. (2003). A benchmark on lifetime prediction of composite materials under fatigue. In *EWEA European wind energy conference. Madrid, Spain.*

[Kumagai et al., 2005] Kumagai, S., Shindo, Y., and Inamoto, A. (2005). Tension–tension fatigue behavior of gfrp woven laminates at low temperatures. *Cryogenics*, 45(2) :123–128.

[Kural and Flaggs, 1983] Kural, M. and Flaggs, D. (1983). A finite element analysis of composite tension specimens. *Composites Technology Review*, 5 :11–17.

[Lalanne, 1999] Lalanne, C. (1999). *Vibrations sinusoidales ; Tome 2, Chocs mécaniques ; Tome 3, Vibrations aléatoires ; Tome 4, Dommage par fatigue ; Tome 5, Élaboration des spécifications.* Hermès science publications.

[Lambert et al., 2012] Lambert, J., Chambers, A., Sinclair, I., and Spearing, S. (2012). 3d damage characterisation and the role of voids in the fatigue of wind turbine blade materials. *Composites Science and Technology*, 72(2) :337–343.

[Lee et al., 1997] Lee, J., Harris, B., Almond, D., and Hammett, F. (1997). Fibre composite fatigue-life determination. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 28(1) :5–15.

[Liang, 2012] Liang, S. (2012). *Etude de comportement en fatigue des composites renforcés par fibres végétales : prise en compte de la variabilité des propriétés.* PhD thesis, Dijon.

[Lévesque, 2000] Lévesque, M. (2000). *L'essai de traction.* PhD thesis, Université de Montréal.

[Mandell et al., 1992] Mandell, J. F., Reed, R. M., and Samborsky, D. D. (1992). *Fatigue of fiberglass wind turbine blade materials.* Sandia National Laboratories.

[Mandell et al., 1993] Mandell, J. F., Reed, R. M., Samborsky, D. D., and Pan, Q. (1993). Fatigue performance of wind turbine blade composite materials. *Wind Energy*, 14 :191–198.

[Mandell et al., 2003] Mandell, J. F., Samborsky, D. D., Wang, L., and Wahl, N. K. (2003). New fatigue data for wind turbine blade materials. In *ASME 2003 Wind Energy Symposium*, pages 167–179. American Society of Mechanical Engineers.

[Mao and Mahadevan, 2002] Mao, H. and Mahadevan, S. (2002). Fatigue damage modelling of composite materials. *Composite Structures*, 58(4) :405–410.

[Naderi et al., 2012] Naderi, M., Kahirdeh, A., and Khonsari, M. (2012). Dissipated thermal energy and damage evolution of glass/epoxy using infrared thermography and acoustic emission. *Composites Part B : Engineering*, 43(3) :1613–1620.

[Naik, 2003] Naik, N. (2003). Woven-fibre thermoset composites. *Fatigue in Composites : Science and Technology of the Fatigue Response of Fibre-Reinforced Plastics*, page 296.

[Naik et al., 2000] Naik, N. K., Sekher, Y. C., and Meduri, S. (2000). Damage in woven-fabric composites subjected to low-velocity impact. *Composites Science and Technology*, 60(5) :731–744.

[Naik et al., 2001] Naik, R. A., Patel, S. R., and Case, S. W. (2001). Fatigue damage mechanism characterization and modeling of a woven graphite/epoxy composite. *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, 14(5) :404–420.

[Nijssen et al., 2002] Nijssen, R., Van Delft, D., and Van Wingerde, A. (2002). Alternative fatigue lifetime prediction formulations for variable-amplitude loading. *Journal of solar energy engineering*, 124(4) :396–403.

[Nijssen, 2006] Nijssen, R. P. L. (2006). *Fatigue life prediction and strength degradation of wind turbine rotor blade composites.* TU Delft, Delft University of Technology.

[Paepegem and Degrieck, 2002] Paepegem, W. V. and Degrieck, J. (2002). Effects of load sequence and block loading on the fatigue response of fiber-reinforced composites. *Mechanics of Advanced Materials and Structures*, 9(1) :19–35.

[Pandita et al., 2001] Pandita, S. D., Huysmans, G., Wevers, M., and Verpoest, I. (2001). Tensile fatigue behaviour of glass plain-weave fabric composites in on- and off-axis directions. *Composites : Part A*, 32 :1533–1539.

[Philippidis and Vassilopoulos, 1999] Philippidis, T. and Vassilopoulos, A. (1999). Fatigue strength prediction under multiaxial stress. *Journal of Composite Materials*, 33(17) :1578–1599.

[Picasso and Priolo, 1988] Picasso, B. and Priolo, P. (1988). Damage assessment and life prediction for graphite-peek quasi isotropic composites. *Advances in macro-mechanics of composite material vessels and components*, pages 183–188.

[Picasso et al., 1986] Picasso, B., Priolo, P., Sitzia, C., and Diana, P. (1986). Stiffness reduction during fatigue in a graphite/thermoplastic composite. american society for composites. In *Proceedings of the first technical conference*, pages 36–41.

[Piggott, 1995] Piggott, M. R. (1995). The effect of fibre waviness on the mechanical properties of unidirectional fibre composites : a review. *Composites science and technology*, 53(2) :201–205.

[Ramani and Williams, 1977] Ramani, S. and Williams, D. (1977). Notched and unnotched fatigue behavior of angle-ply graphite/epoxy composites. *Fatigue of filamentary composite materials, ASTM STP*, 636 :27–46.

[Rouby, 2005] Rouby, D. (2005). Introduction aux materiaux composites-m6 : Propriétés mécaniques des composites dans la pratique des essais. *INSA Lyon.*

[Rouchon, 1995] Rouchon, J. (1995). Fatigue and damage tolerance aspects for composite aircraft structures. In *Proceedings of ICAF symposium, Delft.*

[Sawadogo, 2009] Sawadogo, C. A. H. (2009). *Comportement en fatigue des composites monolithiques et sandwiches : détection et suivi de l'endommagement par techniques non destructives.* PhD thesis, Lille 1.

[Schutte et al., 1994] Schutte, C., McDonough, W., Shioya, M., McAuliffe, M., and Greenwood, M. (1994). The use of a single-fibre fragmentation test to study environmental durability of interfaces/interphases between dgeba/mpda epoxy and glass fibre : the effect of moisture. *Composites*, 25(7) :617–624.

[Sendeckyj, 1981] Sendeckyj, G. (1981). Fitting models to composite materials fatigue data. *Test methods and design allowables for fibrous composites. ASTM STP*, 734 :245–260.

[Sendeckyj, 1990] Sendeckyj, G. (1990). Life prediction for resin-matrix composite materials. *Fatigue of composite materials*, 4 :431–483.

[Shah et al., 2013] Shah, D. U., Schubel, P. J., Clifford, M. J., and Licence, P. (2013). Fatigue life evaluation of aligned plant fibre composites through s–n curves and constant-life diagrams. *Composites Science and Technology*, 74 :139–149.

[Shimizu et al., 2010] Shimizu, S., Tosha, K., and Tsuchiya, K. (2010). New data analysis of probabilistic stress-life (p-s-n) curve and its application for structural materials. *International Journal of Fatigue*, 32(3) :565–575.

[Sørensen et al., 2002] Sørensen, B. F., Holmes, J. W., and Vanswijgenhoven, E. L. (2002). Does a true fatigue limit exist for continuous fiber-reinforced ceramic matrix composites ? *Journal of the American Ceramic Society*, 85(2) :359–365.

[Sutherland and Mandell, 2005] Sutherland, H. J. and Mandell, J. F. (2005). Optimized constant-life diagram for the analysis of fiberglass composites used in wind turbine blades. *Journal of solar energy engineering*, 127(4) :563–569.

[Talreja, 1981] Talreja, R. (1981). Fatigue of composite materials : damage mechanisms and fatigue-life diagrams. *Proceedings of the Royal Society of London. A. Mathematical and Physical Sciences*, 378(1775) :461–475.

[Talreja, 1985] Talreja, R. (1985). Transverse cracking and stiffness reduction in composite laminates. *Journal of Composite Materials*, 19(4) :355.

[Talreja, 1987] Talreja, R. (1987). *Fatigue of composite materials.* Technomic.

[Talreja, 2000] Talreja, R. (2000). Fatigue of polymer matrix composites. *Comprehensive composite materials*, 2 :529.

[Thionnet and Renard, 1993] Thionnet, A. and Renard, J. (1993). Meso-macro approach to transverse cracking in laminated composites using talreja's model. *Composites Engineering*, 3(9) :851–871.

[Toubal et al., 2006] Toubal, L., Karama, M., and Lorrain, B. (2006). Damage evolution and infrared thermography in woven composite laminates under fatigue loading. *International journal of Fatigue*, 28(12) :1867–1872.

[Van Delft et al., 1997] Van Delft, D., De Winkel, G., and Joosse, P. (1997). Fatigue behaviour of fibreglass wind turbine blade material under variable amplitude loading. In *1997 ASME Wind Energy Symposium*, pages 180–188.

[Van Paepegem and Degrieck, 2002] Van Paepegem, W. and Degrieck, J. (2002). A new coupled approach of residual stiffness and strength for fatigue of fibre-reinforced composites. *International Journal of Fatigue*, 24(7) :747–762.

[Vassilopoulos, 2010] Vassilopoulos, A. P. (2010). *Fatigue life prediction of composites and composite structures.* Elsevier.

[Vassilopoulos et al., 2010] Vassilopoulos, A. P., Manshadi, B. D., and Keller, T. (2010). Influence of the constant life diagram formulation on the fatigue life prediction of composite materials. *International journal of fatigue*, 32(4) :659–669.

[Vauthier et al., 1998] Vauthier, E., Abry, J., Bailliez, T., and Chateauminois, A. (1998). Interactions between hygrothermal ageing and fatigue damage in unidirectional glass/epoxy composites. *Composites science and technology*, 58(5) :687–692.

[Wang and Shin, 2002] Wang, C. and Shin, C. (2002). Residual properties of notched [0/90] 4s as4/peek composite laminates after fatigue and re-consolidation. *Composites Part B : engineering*, 33(1) :67–76.

[Whitney, 1981] Whitney, J. (1981). Fatigue characterization of composite materials. *Fatigue of fibrous composite materials, ASTM STP*, 723 :133–151.

[Xiao and Bathias, 1994] Xiao, J. and Bathias, C. (1994). Fatigue damage and fracture mechanism of notched woven laminates. *Journal of composite materials*, 28(12) :1127–1139.

[Zhou and Lucas, 1999] Zhou, J. and Lucas, J. P. (1999). Hygrothermal effects of epoxy resin. part i : the nature of water in epoxy. *Polymer*, 40(20) :5505–5512.

Chapitre 3

Critères de rupture et durée de vie en fatigue

Sommaire

1 Synthèse bibliographique . . . 111
1.1 Les approches empiriques . . . 111
1.2 Les approches fondées sur l'accumulation du dommage . . . 112
1.2.1 Mécanique de la rupture . . . 112
1.2.2 Mécanique de l'endommagement . . . 112
1.3 Les approches macroscopiques en endurance limitée . . . 113
1.3.1 Critères de rupture monotone exploités . . . 113
1.3.1.1 Critères scalaires . . . 114
1.3.1.2 Critères multiples . . . 114
1.3.1.2.1 Hashin-Rotem . . . 114
1.3.1.2.2 Critère de Puck . . . 115
1.3.2 Modèles de fatigue induits . . . 116
1.3.2.1 À partir de Hashin-Rotem . . . 116
1.3.2.2 À partir de Puck . . . 117
1.3.2.3 À partir de Tsai-Wu . . . 117
1.3.2.4 À partir de Tsai-Hill . . . 117
1.3.2.5 À partir des limites à rupture . . . 118
1.3.2.6 À partir de l'énergie de déformation . . . 119
1.4 Bilan . . . 119
2 Application des critères existants . . . 121
2.1 Critère de Tsai-Hill étendu à la fatigue . . . 121
2.2 Critère de Hashin-Rotem étendu à la fatigue . . . 121
2.3 Discussion . . . 123
3 Critère de fatigue multiaxiale proposé . . . 125
3.1 Écriture du modèle . . . 125
3.2 Identification des paramètres . . . 126
3.2.1 Modèle complet . . . 126
3.2.1.1 Mode fibres . . . 126
3.2.1.2 Mode matrice . . . 126
3.2.2 Modèle simplifié . . . 132
3.3 Validation sur éprouvette trouée . . . 132
3.4 Validation sur pièce industrielle . . . 136

3.4.1 Lame de configuration 1 137
3.4.2 Lame de configuration 2 138
3.5 Discussion 139
4 Conclusion 142
Bibliographie 143

1 Synthèse bibliographique

Dans la littérature, plusieurs approches sont proposées pour étudier le comportement en fatigue des matériaux composites et prédire leurs durées de vie.
Dans cette section, nous reprenons la même classification des différentes approches de dimensionnement proposée par [Degrieck and Van Paepegem, 2001], à savoir, en trois grandes catégories :

- Les approches empiriques : Ces approches sont fondées sur le concept d'évaluation de la durée de vie par la chute de la résistance ou la rigidité résiduelles macroscopiques. Elles ne cherchent pas à reproduire le lien avec les causes qui sont souvent multiples. Les chutes de rigidité ou résistance sont souvent décrites au travers de variables appelées "variables d'endommagement" qui ne sont pas effectivement liés aux mécanismes de dégradation.
- Les approches fondées sur l'accumulation du dommage : Ces approches prennent en compte l'aspect progressif de certaines dégradations en utilisant une ou plusieurs variables d'endommagement pour décrire l'accumulation du dommage. Elles peuvent être divisées en deux familles :
  i) les approches fondées sur la mécanique de la rupture ;
  ii) les approches fondées sur la mécanique de l'endommagement.

- Les approches macroscopiques en endurance limitée : Ces approches sont fondées sur l'introduction d'un critère de rupture en fatigue sans couplage avec le comportement, généralement élastique, avec ou sans distinction des mécanismes de dégradation.

Ces trois différentes approches sont décrites et une analyse critique est réalisée afin de choisir la plus appropriée pour notre étude et notre matériau.

1.1 Les approches empiriques

Ces approches sont fondées sur la chute des propriétés mécaniques résiduelles du matériau, généralement, rigidité et résistance. Elles utilisent habituellement une variable pour suivre la dégradation du module d'élasticité ou de la résistance résiduelle du matériau tout au long d'un essai de fatigue. Cette variable est usuellement appelée variable d'endommagement. Mais, elle ne permet pas de rendre compte du mode de dégradation et fait uniquement référence à l'état des propriétés élastiques du matériau à un instant donné. Il serait plus judicieux de l'appeler plutôt variable d'observation. Une grande variété de modèles est suggérée dans la littérature. A titre d'exemple, une présentation des principaux modèles existants a été effectuée par [Van Paepegem, 2010].
Les théories de fatigue fondées sur la dégradation de la résistance résiduelle supposent que les dommages s'accumulent dans le composite et que la rupture finale se produit lorsque la résistance résiduelle diminue en-deçà de la contrainte maximale appliquée.
Une revue des approches empiriques fondées sur la perte de la résistance résiduelle σ_r pour prédire la durée de vie N (ou le nombre de cycles à rupture) à partir de la résistance initiale en quasi-statique σ_i, est proposée par [Philippidis and Passipoularidis, 2007]. Parmi les modèles présentés, citons les deux modèles de [Hahn and Kim, 1975, Adam et al., 1986], correspondant respectivement aux équations 3.1 et 3.2.

$$\sigma_r = \sigma_i D n \tag{3.1}$$

$$(\frac{\sigma_r - \sigma_{max}}{\sigma_i - \sigma_{max}})^x + (\frac{log(n) - log(0.5)}{log(N) - log(0.5)})^y = 1 \tag{3.2}$$

Où D correspond à une variable d'endommagement traduisant la chute de la résistance, n est le nombre de cycles appliqués, σ_{max} est la contrainte maximale appliqué au cours d'un cycle de fatigue, x et y sont deux paramètres à identifier en traction transverse et en cisaillement.
Deux limites sont inhérentes à ces modèles : la première réside dans la non distinction des modes de dégradation et de rupture dans le matériau dont nous avons vu dans le chapitre 2. La deuxième a trait à la quantité des données expérimentales nécessaires pour chaque matériau et chaque empilement pour établir une base de données suffisante.

1.2 Les approches fondées sur l'accumulation du dommage

Ces approches prennent en compte l'aspect progressif et cumulatif des dégradations. Ces variables sont directement liées à un phénomène d'endommagement particulier : fissuration de la matrice, délaminage ou rupture des fibres. Il est possible de classer ces modèles en deux sous-catégories : les modèles fondés sur la mécanique de la rupture élastique linaire et les modèles fondés sur la mécanique de l'endommagement continu.

1.2.1 Mécanique de la rupture

Par rapport aux dégradations d'un matériau homogène, la mécanique de la rupture des matériaux composites est un problème beaucoup plus complexe. En contraste avec l'approche classique, la fissuration d'un matériau composite ne peut pas se résumer à l'étude de la propagation d'un défaut isolé.
Plusieurs modèles micromécaniques fondés sur la mécanique de la rupture ont été proposés avec comme objectif de se rapprocher au plus des modes exacts de dégradation. Autrement dit, ces modèles décrivent explicitement le réseau de fissures et son évolution. Ils sont généralement utilisés pour étudier les phénomènes de fissuration transverse et de délaminage.
[Henaff-Gardin et al., 1996] a relié la variation de surface fissurée aux taux de restitution d'énergie G pour établir les lois d'évolution des fissures transverses en fonction de nombre de cycles.
[Talreja, 1985] a proposé, dans le cadre de la thermodynamique des processus irréversibles, une approche fondée sur la description physique du défaut où chaque fissure dans le stratifié est représentée par un vecteur. [Thionnet and Renard, 1993] a repris la même idée en l'appliquant à l'échelle du pli.

1.2.2 Mécanique de l'endommagement

De très nombreux travaux ont été menés dans le cadre de la mécanique continue de l'endommagement. Dans ce cadre, les fissures au sein du matériau ne sont plus décrites comme des discontinuités du milieu, mais par une perte de rigidité. L'idée fondatrice est celle de [Rabotnov, 1969, Kachanov, 1958] qui a été développée par [Lemaitre, 1978] pour les matériaux métalliques. Dans le cadre de matériaux anisotropes et en particulier les matériaux composites, une approche a été proposée par [Ladevèze, 1983]. Cette approche consiste à utiliser des variables internes pour caractériser l'état du matériau et établir la cinétique d'endommagement. L'application de cette théorie pour les composites stratifiés a abouti au développement du méso-modèle [Ladevèze, 1986] qui traite les dégradations de façon continue à l'échelle du pli.
Ce méso-modèle d'endommagement pour les stratifiés a été étendu à la fatigue par

[Payan and Hochard, 2002] où l'endommagement diffus (décohésion fibre/matrice et délaminage naissant) est décrit au travers de deux variables d'endommagement : une variable pour la dégradation du module de Young transverse et l'autre pour la dégradation du module de cisaillement. Sous chargement de fatigue, il y a une superposition de deux contributions, statique et fatigue, la contribution de fatigue dépend du chargement maximal.
Le méso-modèle d'endommagement, a été adapté aux tissés équilibrés par [Hochard et al., 2001] et pour les tissés 2D en général par [Thollon and Hochard, 2009].
[Hochard et al., 2006, Hochard, 2010] ont également étendu leur modèle au cas de stratifiés à plis tissés 2D en fatigue. [Rakotoarisoa, 2014] a étendu ce modèle aux composites tissés 3D.

Les variables d'endommagement peuvent être liées à des phénomènes microscopiques. A cet effet, [Thionnet et al., 2002] a considéré les microsfissures intralaminaires comme l'endommagement prédominant à l'échelle du pli et a proposé pour des stratifiés à plis UD un modèle à densité de fissures capable de prendre en compte différents modes de chargement (mode I : ouverture, mode II : glissement et mode mixte). En fatigue, seule la loi seuil d'endommagement est modifiée : sa forme est conservée mais les paramètres dépendent du nombre de cycles N, le rapport de charge R et la fréquence f. Ce modèle a été étendu au cas tridimensionnel dans le cadre des travaux de [Revest, 2011].

1.3 Les approches macroscopiques en endurance limitée

1.3.1 Critères de rupture monotone exploités

Les approches fondées sur un critère stipulent que le matériau conserve son intégrité (absence de rupture) tant que les contraintes, les déformations ou une fonction de celles−ci (par exemple l'énergie) ne dépassent pas des valeurs ultimes.
Les critères de rupture macroscopiques sont généralement exprimés en contraintes, mais il existe aussi des critères exprimés en déformations, efforts, déplacements, rotations ou en énergie.
Un critère de rupture en contraintes est donc caractérisé par une fonction scalaire F dépendant des composantes du tenseur des contraintes σ_{ij}. Il n'y a pas de rupture du matériau tant que l'inégalité suivante est satisfaite :

$$F(\sigma) \leq 0 \tag{3.3}$$

Lorsque l'égalité est satisfaite, nous obtenons la surface limite ou l'enveloppe de rupture. La difficulté réside dans le choix de la fonction F et dans la détermination de ses paramètres. En effet, cette fonction doit conduire à une inégalité (Eq 3.3) indépendante du repère choisi respectant ainsi le principe de l'indifférence matérielle qui sous-entend l'indépendance vis-à-vis du référentiel d'observation. Les paramètres de la fonction F sont déterminés par les essais. Le nombre d'essais croît avec le nombre de paramètres à fixer. Par conséquent, la détermination d'un critère complexe est longue et coûteuse.
De par leur relative simplicité d'usage vis-à-vis des simulations numériques, ces critères sont cependant utilisés en industrie en phase de prédimensionnement des structures composites.
Actuellement, il existe un grand nombre de critères de rupture développés pour les matériaux composites. Les travaux World Wide Failure Exercise (WWFE 1998 et 2002) ont per-

mis de comparer ces critères de rupture et d'effectuer un certain tri [Hinton et al., 2004a, Hinton et al., 2004b]. La dispersion des campagnes d'essais et la multitude des architectures des matériaux composites étaient un obstacle majeur dans cet exercice. Il s'avère que l'utilisation d'un critère reste toujours un compromis entre sa complexité et son efficacité. Pour prendre en compte un état de multiaxialité, les critères de rupture décrivent habituellement une interaction entre les composantes du tenseur des contraintes. Les premières approches à être historiquement utilisées pour le dimensionnement de structures en matériaux composites sont fondées sur l'établissement d'un critère en énergie ou en contraintes ([Tsai and Wu, 1971, Azzi and Tsai, 1965]). En effet, ces approches sont inspirées de celles, de dimensionnement des matériaux métalliques, et ne nécessitent qu'une extension du critère de Von Mises, non pertinent dans le cas des matériaux composites. Dans la littérature, plusieurs critères de rupture multiaxiaux ont été proposés. Le critère de Tsai−Hill présente l'inconvénient qu'il ne distingue pas entre rupture en traction et en compression. Une façon de prendre en compte cette différence est d'inclure des termes en contraintes de premier ordre comme suggéré par [Hoffman, 1967] puis [Tsai and Wu, 1971].
On distingue deux types de critères de rupture : les critères scalaires et ceux multi-modes.

1.3.1.1 Critères scalaires C'est le cas des critères tels que Tsaï-Hill, Tsaï-Wu ou Hoffman, qui sont des critères mathématiques et sont souvent critiqués à cause du manque de base phénoménologique. Les critères de Tsai-Wu et Tsai-Hill en contraintes planes sont définis respectivement par les équations 3.5 et 3.24.

$$(\frac{\sigma_{11}}{X_T})^2 + (\frac{\sigma_{22}}{Y_T})^2 + \frac{\sigma_{11}\sigma_{22}}{X_T^2} + (\frac{\sigma_{12}}{S_{12}})^2 \geq 1 \tag{3.4}$$

$$(\frac{1}{X_T} - \frac{1}{X_C})\sigma_{11} + (\frac{1}{Y_T} - \frac{1}{Y_C})\sigma_{22} + \frac{\sigma_{11}^2}{X_T X_C} + \frac{\sigma_{22}^2}{Y_T Y_C} + (\frac{\sigma_{12}}{S_{12}})^2 + 2f_{12}\sigma_{11}\sigma_{22} \geq 1 \tag{3.5}$$

Pour respecter la condition de convexité de critère, nous avons l'égalité suivante :

$$f_{12} = -\frac{1}{2\sqrt{X_T X_C Y_T Y_C}} \tag{3.6}$$

L'identification des coefficients de ces deux équations est réalisée en utilisant les contraintes de rupture d'un pli unidirectionnel dans les trois axes d'orthotropie, en traction et en compression en plus de la contrainte à rupture en cisaillement.

1.3.1.2 Critères multiples

1.3.1.2.1 Hashin-Rotem Les critères phénoménologiques cherchent à mettre en relation un critère par mode de rupture. Le premier critère phénoménologique est celui d'Hashin et Rotem. Ce critère plan est fondé sur quatre modes principaux de rupture (traction des fibres, compression des fibres, traction de la matrice et compression de la matrice). Pour chaque mode de rupture, on associe un critère :

– Rupture des fibres en traction : ($\sigma_{11} \geq 0$)

$$\frac{\sigma_{11}}{X_T} \geq 1 \tag{3.7}$$

– Rupture des fibres en compression : ($\sigma_{11} \leq 0$)

$$\frac{\sigma_{11}}{X_C} \geq 1 \tag{3.8}$$

– Rupture de la matrice en traction : ($\sigma_{22} \geq 0$)

$$(\frac{\sigma_{22}}{Y_T})^2 + (\frac{\tau_{12}}{S_{12}})^2 \geq 1 \tag{3.9}$$

– Rupture de la matrice en compression : ($\sigma_{22} \leq 0$)

$$(\frac{\sigma_{22}}{Y_C})^2 + (\frac{\tau_{12}}{S_{12}})^2 \geq 1 \tag{3.10}$$

En 1980, Hashin a généralisé le critère pour les composites unidirectionnels soumis à un état de contrainte tridimensionnel.
L'avantage de ce critère est de mettre en évidence les modes de rupture du matériau. Par contre, ce critère est utilisé à condition de pouvoir distinguer clairement les modes de rupture. Il est utilisé pour les composites à plis UD. Par conséquent, l'utilisation de ce critère dans le cas des composites tissés est inappropriée à cause de la complexité de l'architecture du matériau et des interactions entre les différents mécanismes d'endommagement [Vassilopoulos, 2010].

1.3.1.2.2 Critère de Puck Un autre critère macroscopique phénoménologique très utilisé dans l'industrie est le critère de Puck [Puck and W, 1969]. Ce critère considère également deux modes de défaillance différents : la rupture des fibres (FF pour fibre failure), et la rupture entre fibres (IFF pour interfibre failure) ou rupture de la matrice. La rupture des fibres (FF) est évaluée en utilisant un critère simple en contraintes. Quant à la condition de rupture IFF, elle est fondée sur le critère de rupture de Mohr utilisé pour les matériaux fragiles. Ainsi, le critère de Puck introduit la notion de plan de rupture supposé parallèle aux fibres. La figure 3.1 représente l'état de contrainte d'un VER (volume élémentaire représentatif) d'un pli élémentaire. Les équations 3.11 et 3.12 résument les conditions de

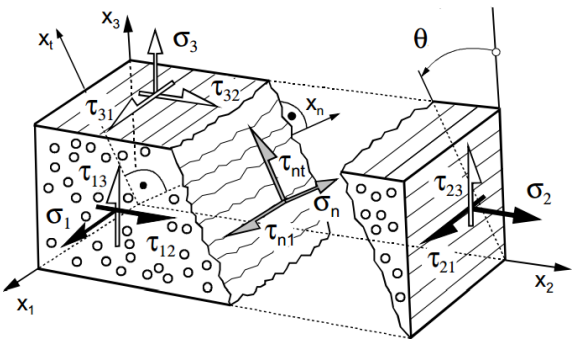


FIGURE 3.1 – État de contraintes dans le plan critique selon le critère de Puck

défaillance :

$$\frac{\sigma_{11}}{X_T} \geq 1 \tag{3.11}$$

$$(\frac{\sigma_{22}}{Y_T})^2 + (\frac{\tau_{12}}{S})^2 \geq 1 \tag{3.12}$$

La différence majeure entre le critère de Puck et le critère proposé par Hashin-Rotem est que trois modes de fissuration de la matrice sont considérés, différents par l'angle entre le plan de rupture et la direction des fibres, ainsi que dans le type de charge qui provoque la fissuration, comme le montre la Figure 3.2. Ce critère a été amélioré en introduisant des

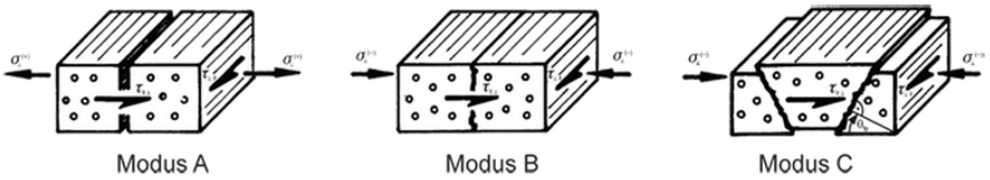


FIGURE 3.2 – Volume élémentaire représentatif d'un composite unidirectionnel

couplages pour prendre en compte l'influence des chargements combinés sur le mode de rupture IFF, telle que l'influence du cisaillement dans la contrainte maximale de rupture en compression [Puck and Schürmann, 1998, Puck and Schürmann, 2002]. L'équation 3.12 devient alors :

$$(\frac{\sigma_{22}}{Y_T})^2 + (\frac{\tau_{12}}{S})^2 + \sigma_{22}(\frac{1}{Y_T} - \frac{1}{Y_C}) \geq 1 \tag{3.13}$$

D'autres auteurs tels que [Davila et al., 2005] et [Ragionieri and Weinberg, 2006] ont simplifié la procédure d'identification de critère de Puck.

1.3.2 Modèles de fatigue induits

Les premiers critères de rupture des matériaux composites en fatigue qui prennent en compte l'état de contraintes multiaxial ont été développés dans les années 1970. Néanmoins, la prédiction de la durée de vie en fatigue présente plus de difficultés puisque les propriétés du matériau se dégradent pendant le chargement. Ajoutons à cela la non-linéarité de cette dégradation, la dépendance aux conditions de chargement et à l'histoire de chargement. [Owen and Griffiths, 1978] ont proposé un programme expérimental composé des essais en statique et de fatigue sur des tubes à paroi mince en verre /polyester sous chargements axiaux combinés à une pression interne afin d'évaluer les critères de rupture multiaxiaux. Les auteurs ont comparé les prédictions des critères de rupture avec les résultats des essais de fatigue et conclu que seules les théories qui impliquent des propriétés de contraintes complexes fournissent une corrélation raisonnable. La plupart des critères proposés sont des extensions de critères statiques existants par l'introduction des paramètres de fatigue, tels que le nombre de cycles à rupture, la fréquence et le rapport de charge.

1.3.2.1 À partir de Hashin-Rotem L'une des premières tentatives pour étendre l'utilisation des critères de rupture monotone à la fatigue a été réalisée par Hashin et Rotem pour prédire le comportement en fatigue d'un stratifié unidirectionnel (UD) [Hashin and Rotem, 1973] ou multidirectionnel (MD) [Rotem, 1979]. Pour un composite stratifié à plis unidirectionnels, l'approche proposée par Hashin et Rotem stipule l'existence de deux modes de rupture : un mode de rupture des fibres et un mode de rupture de la matrice. Alors que pour un stratifié multidirectionnel, les auteurs ajoutent un troisième mode de rupture interlaminaire.

Pour un stratifié unidirectionnel sollicité en traction, le critère est identifié à l'aide de trois courbes S-N obtenues pour des essais de traction cyclique dans le sens des fibres à 0° et dans les directions 90° et 45°. En compression, il est nécessaire d'obtenir les courbes S-N dans ces trois directions.
Pour un stratifié multidirectionnel, l'identification du critère s'effectue à l'aide des courbes S-N de traction-traction dans les directions de chaque séquence de pli [Rotem, 1979].
Malgré la simplicité de mise en œuvre du critère de Hashin-Rotem, son extension à la fatigue nécessite un grand nombre de données expérimentales pour chaque empilement et chaque chargement.
Les paramètres de critères sont identifiés pour un triplet (σ_{max}, R, N) fixé. Trois courbes (S-N) obtenues pour des essais de traction uni-axiale cyclique sur un stratifié uni-axial dans les directions hors-axe.
Le critère ne permet pas de prendre en compte le caractère progressif des dégradations et ne donne pas de sens physique à l'endommagement. Par ailleurs, ce critère n'est valable que pour des composites unidirectionnels avec la condition d'être capable de différencier les deux types d'endommagement au moment de la rupture.

1.3.2.2 À partir de Puck Selon [Lutz and Getriebebau, 2006], une extension de critère de Puck à la fatigue ou au fluage est envisagée. Le critère de Puck a été identifié et appliqué sur des matériaux composites unidirectionnels. Par contre, les travaux sur les matériaux des composites tissés ne sont pas encore finis.

1.3.2.3 À partir de Tsai-Wu Afin de valider leurs données expérimentales de fatigue en traction biaxiale combinée avec la torsion, [Fujii and Lin, 1995] ont adapté le critère de rupture de Tsai-Wu [Tsai and Wu, 1971] à la fatigue. Cependant, l'adaptation s'est avérée insuffisante pour prévoir correctement le comportement en fatigue du matériau étudié pour toutes les durées de vie. Les auteurs ont remplacé les paramètres en traction monotone utilisés dans la version originale du critère de rupture de Tsai-Wu par les équations des courbes S-N. Néanmoins, ne disposant pas de courbe expérimentale S-N en compression, ils ont décidé d'ajuster les prédictions du critère de Tsai-Wu modifié avec les données sur la fatigue disponibles pour un certain nombre de cycles pour estimer la résistance à la fatigue en compression en termes de courbes S-N. Par conséquent, ils ont prouvé que la forme proposée du critère de Tsai-Wu peut modéliser avec précision le comportement en fatigue du matériau étudié pour certains nombres de cycles choisis pour l'ajustement des résistances en fatigue inconnues, mais il ne parvient pas à prédire le comportement pour de durées de vie de fatigue plus importantes.

1.3.2.4 À partir de Tsai-Hill [Sims and Brogdon, 1977] ont développé un critère de rupture de fatigue fondée sur la théorie de Tsai-Hill. Ils ont remplacé les résistances en statique dans la théorie de Tsai-Hill par des fonctions de fatigue correspondantes. Un programme de fatigue assez complet comprenant un certain nombre d'essais en traction-traction et en cisaillement interlaminaire a été réalisé sur deux matériaux stratifiés à plis unidirectionnels verre/époxy et graphite/époxy afin de fournir les données de fatigue dans les sens longitudinal, transversal et ± 45. Ce dernier est nécessaire pour déterminer la fonction de fatigue en cisaillement plan, qui a été prouvée significativement différente de la fonction de la fatigue en cisaillement interlaminaire.
Les auteurs ont conclu que la théorie proposée peut être utile pour le prédimensionnement en fatigue, car il nécessite un nombre limité des données de fatigue. Cependant, l'approche a été prouvée conservatrice puisqu'elle prédit seulement la première rupture du pli et elle

ne permet pas de distinguer la compression et la traction.
Une autre tentative de prédire la durée de vie en fatigue à partir du critère de rupture monotone Tsai-Hill a été effectuée par [Jen and Lee, 1998b, Jen and Lee, 1998a]. Ils ont introduit une version modifiée du critère de Tsai-Hill pour l'appliquer sur des composites à plis unidirectionnels thermoplastiques AS4 carbone / PEEK APC2 sous chargements hors axes des fibres. Ils ont étendu la capacité prédictive de leur formulation théorique pour les stratifiés multidirectionnels faits du même pré-imprégné au moyen de la théorie classique de stratification (CLT) et des considérations de dégradation progressive de pli. Leurs prédictions théoriques pour les stratifiés thermoplastiques sont satisfaisantes en les confrontant aux résultats expérimentaux.
[Kawai, 2004] a aussi étudié le comportement en fatigue hors axe de composites à plis unidirectionnels renforcés en fibres de carbone et a développé un modèle de fatigue fondé sur le critère de Tsai-Hill. Il a introduit un paramètre adimensionnel Σ^* qui dépend de rapport de charge et de l'angle entre l'axe des fibres et la direction de chargement.
Ce paramètre est introduit par les équations 3.14 et 3.15 selon le rapport de charge.
Si $\mid R \mid \leq 1$, nous avons :

$$\Sigma^* = \frac{\frac{1}{2}(1-R)\sigma_{max}}{1-\frac{1}{2}(1+R)\sigma^*_{max}} \tag{3.14}$$

Sinon, l'expression de Σ^* est la suivante :

$$\Sigma^* = max\sqrt{(\frac{\sigma_{11}}{X})^2 - (\frac{\sigma_{11}\sigma_{22}}{X^2} + (\frac{\sigma_{22}}{Y})^2 + (\frac{\tau_{12}}{S})^2)} \tag{3.15}$$

Le modèle en fatigue proposé par Kawai s'écrit de la façon suivante :

$$2N_f = \frac{1}{(\Sigma^*)^a} \tag{3.16}$$

Avec N_r le nombre de cycles à rupture et a un paramètre de fatigue déterminé à partir des courbes S-N. Les résultats obtenus ont montré que le modèle est capable de prédire correctement le comportement en fatigue hors axe des composites unidirectionnels renforcés en fibres de carbone et en fibres de verre sur une plage de contraintes moyennes positives.

1.3.2.5 À partir des limites à rupture [Fawaz and Ellyin, 1994] ont proposé un critère de rupture de fatigue multiaxiale pour des composites stratifiés unidirectionnels et multidirectionnels sous chargements multiaxiaux. Le critère présente l'avantage de ne nécessiter qu'une seule courbe S-N obtenue expérimentalement et les contraintes à ruptures en quasi-statique du stratifié selon différentes directions. L'idée fondatrice a été proposée en 1981 par [Awerbuch and Hahn, 1981]. Cette idée est basée sur l'hypothèse que toutes les courbes S-N en axe et hors-axe du stratifié, lorsque normalisées par les contraintes à rupture correspondantes, se trouvent dans une bande étroite sur le plan S-N.
Pour appliquer ce critère, nous avons besoin d'une courbe S-N obtenue pour un essai de fatigue uniaxial selon une direction dite de référence, r. Selon ce critère, la relation entre la contrainte maximale appliquée et le nombre de cycles à rupture en fatigue peut être exprimée par une équation linéaire semi-logarithmique :

$$S_r = m_r log(N_f) + b_r \tag{3.17}$$

Les deux paramètres de fatigue de référence m_r et b_r sont obtenus à partir de la courbe S-N expérimentale dans la direction de référence.
La relation entre la contrainte maximale appliquée et le nombre de cycles à rupture en fatigue pour toute autre direction, i, s'écrit sous la forme suivante :

$$S_i = m_i log(N_f) + b_i \tag{3.18}$$

Où m_i et b_i sont deux paramètres matériau de fatigue dont les valeurs dépendent de la direction de chargement i et N_f est le nombre de cycles à rupture sous la contrainte appliquée. Selon le modèle de Fawaz-Ellyin, les paramètres m_i et b_i sont liés aux paramètres matériau de la direction de référence selon les relations suivantes :

$$m_i = f(a_1, a_2, \theta)g(R)m_r \tag{3.19}$$

$$b_i = f(a_1, a_2, \theta)g(R)b_r \tag{3.20}$$

Où a_1 et a_2 correspondent respectivement aux rapports (σ_y/σ_x) et (σ_s/σ_x) pour les chargements biaxiaux, R est le rapport de charge, θ est l'angle entre la direction de chargement et celle des fibres (dans le cas des composites unidirectionnels).

$$S_i = f(a_1, a_2, \theta)[g(R)m_r log(N_r) + b_r] \tag{3.21}$$

Dans ces équations, les fonctions adimensionnées f et g sont définies telles que :

$$f(a_1, a_2, \theta) = \frac{\sigma(\alpha_1, \alpha_2, \theta)}{X_r} \tag{3.22}$$

$$g(R) = \frac{\sigma_{max}(1 - R)}{\sigma_{max_r} - \sigma_{min_r}} \tag{3.23}$$

Où $\sigma(\alpha_1, \alpha_2, \theta)$ est la résistance à la rupture dans la direction longitudinale et X_r la résistance à la rupture dans la direction de référence. La fonction g est introduite pour prendre en compte l'effet de rapport de charge R.
Les prédictions de ce critère dépendent essentiellement du choix de la courbe S-N de référence.

1.3.2.6 À partir de l'énergie de déformation [El Kadi and Ellyin, 1994] ont introduit un critère de rupture en fatigue pour les stratifiés unidirectionnels. Ce critère est basé sur l'énergie de déformation qui considère à la fois l'orientation des fibres et le rapport de charge. Ils ont constaté qu'une forme normalisée du critère permet d'obtenir une seule courbe de fatigue pour n'importe quel angle entre la direction des fibres et la direction de chargement. Cependant, cette courbe présente une dispersion significative.
[Shokrieh and Taheri-Behrooz, 2006] ont développé un modèle de rupture en fatigue pour les stratifiés fondé sur un concept d'énergie de déformation.
En général, les approches macroscopiques permettent l'estimation directe du nombre de cycles à rupture N_r sous un chargement supposé cyclique.
Ce type d'approches est généralement appliqué dans le stade prédimensionnement dans les phases de développement d'un matériau dont les mécanismes d'endommagement ne sont pas encore connus avec précision.
Un examen des théories de fatigue multiaxiaux pour composites à plis unidirectionnels

présenté par [Quaresimin et al., 2010] a montré qu'il y a un réel besoin d'un critère de dimensionnement à la fatigue multiaxial utilisant le minimum de données expérimentales. Au final, l'usage d'un critère de rupture multi-modes permet de détecter les premiers dommages qui entrainent la rupture complète. Ce qui représente une étape nécessaire pour la simulation avancée des composites.

1.4 Bilan

Dans cette section, nous avons présenté les différentes approches de dimensionnement en fatigue des matériaux composites proposées dans la littérature.

Les approches fondées sur l'accumulation du dommage Ces approches sont directement liées aux différents dommages qui apparaissent dans le matériau. Le principal reproche que l'on peut faire aux différentes approches précitées réside dans le fait qu'elles sont plus complexes à mettre en œuvre et nécessitent d'évaluer l'endommagement au sein du matériau. En effet, ces approches sont toujours liées à une variable d'observation. De par leur complexité, elles sont aussi coûteuses en temps de calcul.

Les approches phénoménologiques Ce type d'approches nécessite un grand nombre de données expérimentales pour chaque matériau, empilement ou type de chargement. Enfin, elles ne donnent aucun sens physique à l'endommagement. En revanche, ces approches ont l'avantage d'être très simples à mettre en œuvre et nécessitent très peu d'informations sur les mécanismes d'endommagement.

Les approches en endurance limitée Face à la complexité des mécanismes de dégradations des matériaux composites, de nombreux modèles ont été mis au point pour prédire la durée de vie. Les critères présentés précédemment sont insuffisants si nous nous intéressons à l'évolution des mécanismes de dégradation jusqu'à la rupture finale. L'avantage des critères de rupture phénoménologiques est de mettre en évidence les modes de rupture du matériau. Ces critères sont généralement appliqués pour les composites unidirectionnels ou stratifiés. A la connaissance de l'auteur, aucun critère de rupture en fatigue n'est satisfaisant dans le cas des composites tissés.
Une méthode complète et validée pour la prédiction du comportement des structures composites incluant les effets de l'endommagement n'est pas encore totalement achevée [Orifici et al., 2008]. Pour motiver le choix de modélisation retenu, rappelons que l'objectif de ce travail de thèse est de développer un outil qui nous permet de prédire la durée de vie d'une pièce de structure ainsi que de localiser la zone de rupture. L'usage de cet outil doit respecter les exigences des Bureaux d'études en termes de facilité d'application sur les structures et de coût de calcul. L'échelle qui nous intéresse est l'échelle macroscopique. Du chapitre précédent sur les modes de dégradations, nous avons retenu les conclusions suivantes :

- Nous n'avons détecté aucune variation ni de la rigidité ni de la résistance résiduelle dans les directions de chargement 0°, 90° et 45°.
- Les dommages observés suivant les différentes directions de chargement sont :
  - Dans le sens des fibres à 0° : Deux modes de dégradations sont en compétition : la dégradation matricielle et la rupture des fibres. En effet, une saturation en fissures matricielles transverses a été notée dès les premiers cycles. La rupture des fibres à 0°mène à la rupture finale des éprouvettes.

– Dans les autres directions : aucun dommage n'a été observé. La rupture est due à la dégradation de la matrice et les interfaces fibres/matrice. Il s'agit d'une rupture fragile.

Au vu des résultats expérimentaux et des observations présentés dans le chapitre précédent (chapitre 2) et en tenant en compte de l'objectif de ce travail, nous avons opté pour une approche macroscopique pour prédire la durée de vie en fatigue. Nous avons ainsi besoin des courbes S-N déjà établies (cf. chapitre 2) et d'un critère de rupture en fatigue multiaxiale. La démarche que nous avons choisie de suivre s'attache également à coupler le choix de critère de rupture à une description phénoménologique du comportement à la rupture du matériau.

2 Application des critères existants

Hypothèse de contraintes planes :
L'épaisseur de la pièce composite étudiée est 10 fois inférieure à sa largeur et environ 100 fois inférieure à sa longueur. Ainsi, nous considérons que le problème est plan. L'hypothèse de contraintes planes nous permet de présenter la pièce étudiée sous forme de plaque ou coque.
Base de données expérimentale utilisée :
Notre base de données est constituée des essais de traction cyclique réalisés dans différentes directions. Dans la suite de l'étude, l'intérêt sera porté sur la traction. Plusieurs critères de rupture macroscopiques sont présentés dans la littérature. Dans cette étude, nous allons tester la capacité de prédiction des critères de rupture scalaires et multi-modes. Les critères les plus utilisées et qui sont étendus à la fatigue, à savoir, le critère de Tsai-Hill et Hashin-Rotem.

2.1 Critère de Tsai-Hill étendu à la fatigue

Le critère de Tsai-Hill est un critère que Tsai (1968) a élaboré pour les plis en composite à partir du critère de Hill (1950), créé pour des matériaux orthotropes en général. Le critère de Hill est une généralisation du critère de Von Mises, où par contre, à différence de ce dernier, il prend en considération toute l'énergie de déformation, pas seulement celle de distorsion. En général, dans le cas anisotrope, il n'est pas possible de séparer la partie d'énergie de distorsion de celle de changement de volume.
Le critère de Tsai-Hill se formule, dans le repère d'orthotropie, avec l'hypothèse de contraintes planes de la façon suivante :

$$(\frac{\sigma_{11}}{X_T})^2 + (\frac{\sigma_{22}}{Y_T})^2 + \frac{\sigma_{11}\sigma_{22}}{X_T^2} + (\frac{\sigma_{12}}{S_{12}})^2 = 1 \tag{3.24}$$

Le graphique sur la Figure 3.3 présente cette surface, tracée dans le repère d'orthotropie, pour le matériau composite étudié.

2.2 Critère de Hashin-Rotem étendu à la fatigue

Les constatations expérimentales effectuées dans le chapitre précédent (cf. chapitre 2) conduisent à distinguer deux de mode de rupture : dégradation matricielle et rupture des fibres. Nous vérifions ainsi la condition pour pouvoir appliquer le critère de Hashin-Rotem. Sous l'hypothèse des contraintes planes, la formulation de critère de Hashin-Rotem en traction est donnée par les deux équations 3.25 et 3.26.

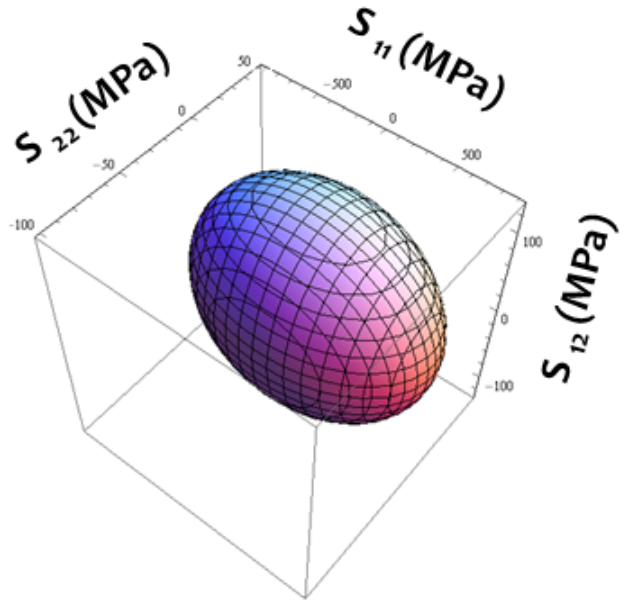


FIGURE 3.3 – La surface limite de Tsai-Hill dans l'espace des contraintes

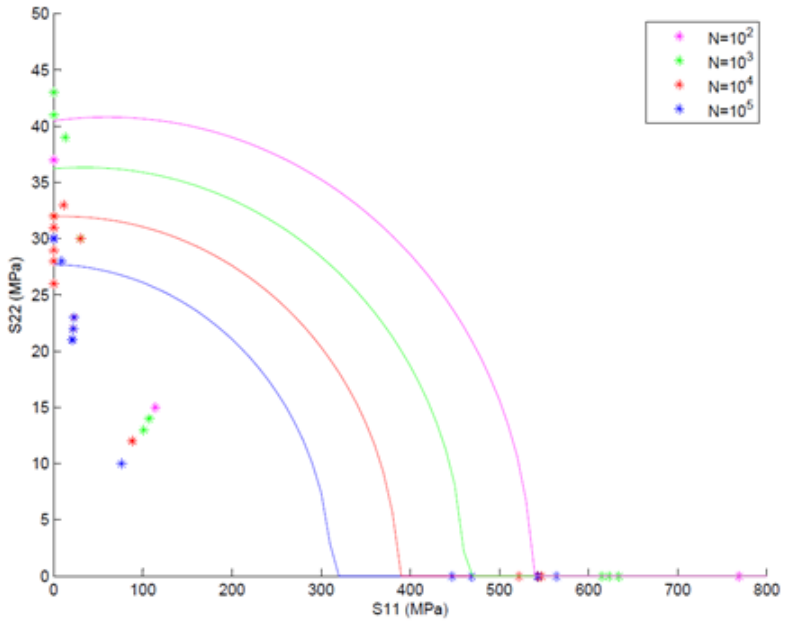


FIGURE 3.4 – Application de critère Tsai-Hill dans l'espace des contraintes S_{22}-S_{12}

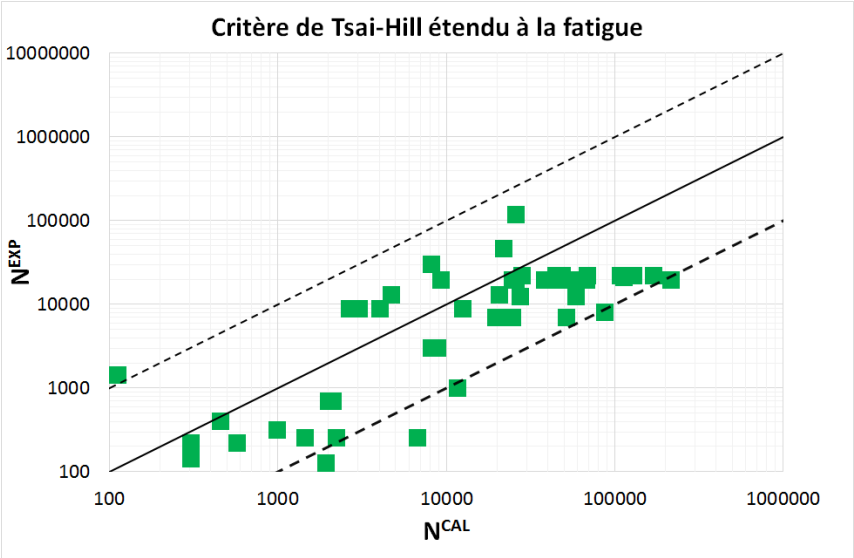


FIGURE 3.5 – Comparaison entre nombre de cycle à rupture expérimental et calculé par le critère de Tsai-Hill

- Rupture des fibres en traction : $(\sigma_{11} \geq 0)$

$$\frac{\sigma_{11}}{X_T} = 1 \tag{3.25}$$

- Rupture de la matrice en traction : $(\sigma_{22} \geq 0)$

$$(\frac{\sigma_{22}}{Y_T})^2 + (\frac{\tau_{12}}{S_{12}})^2 = 1 \tag{3.26}$$

L'identification du critère s'effectue à l'aide des courbes S-N de traction-traction dans les directions 0°, 45° et 90°. Pour appliquer ces critères, nous avons besoin des courbe S-N en traction-traction à 0°, 45° et 90°. Nous avons regroupés les résultats expérimentaux en terme d'iso-durée de vie dans les diagrammes $(S_{11}, (S_{22})$ et $(S_{12}, (S_{22})$. La Figure 3.7 montrent l'écart entre le nombre de cycles à rupture prédit par le critère de Hashin-Rotem et le nombre de cycles obtenu expérimentalement. Nous remarquons le critère de Hahsin $-$Rotem a tendance de surestimer la durée de vie.

2.3 Discussion

Tsai-Hill : C'est un critère tensoriel multiaxial convexe exprimé en contraintes. Il est généralement utilisé dans le cas des composites unidirectionnels sous chargements monotones. Il a été adapté à la fatigue en reliant les paramètres de modèle au nombre de cycles N. Le problème principal du critère de Tsai-Hill réside dans le fait qu'il ne donne aucune information sur le mode de rupture. En effet, l'hétérogénéité du matériau n'apparaît pas dans la formulation du modèle. Ce qui empêche la distinction entre les différents modes de rupture.
L'application de ce critère a permis de remarquer qu'il sous-estime la durée de vie 3.5.
Hashin-Rotem : Ce critère de rupture phénoménologique est appliqué dans le cas des composites à plis UD. Comme le critère de Tsai-Hill, l'extension à la fatigue de ce critère a été faite par remplacement des résistances statiques en dénominateur par les équations des courbes S-N en traction-traction dans les directions 0°, 45° et 90°. Sous sollicitation de

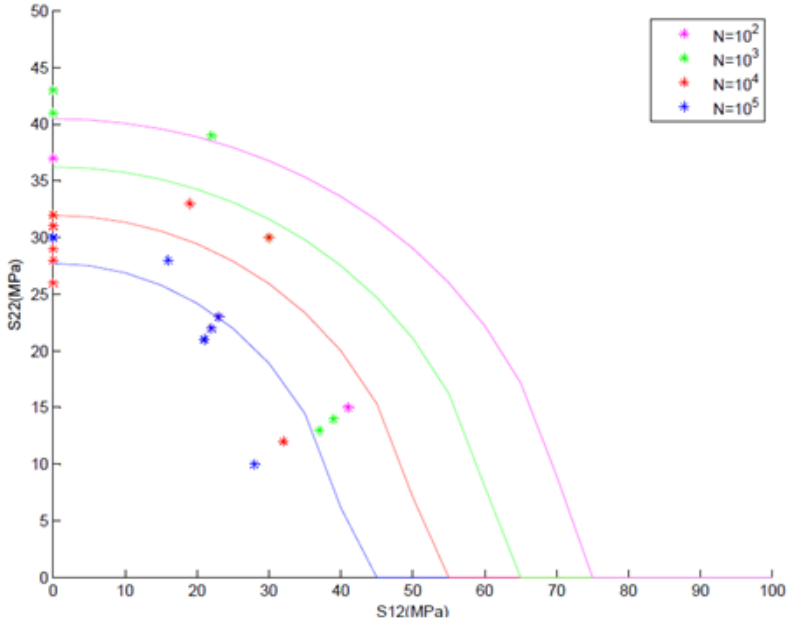


FIGURE 3.6 – Application de critère Hashin-Rotem dans l'espace des contraintes S_{11}-S_{22}

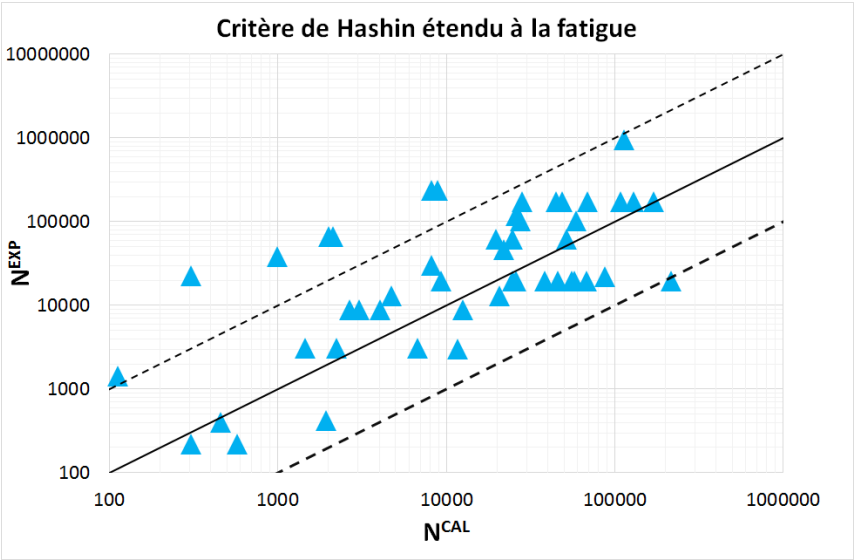


FIGURE 3.7 – Comparaison entre nombre de cycle à rupture expérimental et calculé par le critère de Hashin-Rotem

traction, le critère de Hashin distingue deux modes d'endommagement : rupture des fibres et dégradation de la matrice.
Comme déjà cité dans la synthèse bibliographique, l'utilisation de ce critère n'est pas recommandée pour les composites tissés et interlock à cause de la complexité des modes d'endommagement et la difficulté qui en découle pour les distinguer. Notons aussi que dans l'écriture du critère de la dégradation matricielle, on néglige la contribution axiale dans le sens des fibres à 0°. Ce critère n'est pas en mesure de spécifier la cinétique de l'endommagement mais il a l'avantage de mettre en évidence les modes de rupture du matériau et de comprendre ainsi la cause de la rupture.
Notre objectif est de proposer un modèle de prévision de la durée de vie sous chargements multiaxiaux applicable à l'ensemble de nos essais et à la pièce de structure (la lame composite).
Ce critère de fatigue doit respecter les points suivants :

- L'anisotropie
- La multiaxialité
- La prise en compte de l'hétérogénéité de matériau pour pouvoir donner une signification physique liée aux phénomènes de dégradation.

En nous inspirant des critères de Tsai-Hill et Hashin-Rotem, nous allons proposer, dans la section suivante, un critère de rupture en fatigue qui remplit les conditions précitées.

3 Critère de fatigue multiaxiale proposé

Dans cette section, nous allons proposer un critère de rupture de fatigue multiaxiale. Une fois le critère établi, il sera implémenté dans le code de calcul Abaqus pour l'appliquer sur une structure simple : une éprouvette trouée et sur la pièce industrielle en question, la lame composite.

3.1 Écriture du modèle

Pour avoir une idée sur la forme de critère à proposer en fatigue, nous commençons par établir les diagrammes d'iso-durées de vie. Pour chaque essai de traction, la contrainte nominale est exprimée en fonction des contraintes principales (σ_{11}, σ_{22}, τ_{12}). La Figure 3.8 schématise un essai de traction telle que la direction de chargement forme un angle θ avec la direction des fibres de chaîne (à 0°). Les composantes du tenseur contraintes (sous l'hypothèse des contraintes planes) sont obtenues par les équations ci-dessous :

$$\sigma_{11} = \sigma_{nom} cos(\theta)^2 \tag{3.27}$$

$$\sigma_{22} = \sigma_{nom} sin(\theta)^2 \tag{3.28}$$

$$\tau_{12} = \sigma_{nom} cos(\theta) sin(\theta) \tag{3.29}$$

Où σ_{nom} correspond à la contrainte nominale appliquée.

Sur la Figure 3.9 sont présentés les points expérimentaux par durée de vie égale sur les graphes (σ_{22}-τ_{12}) et ($\sigma_{11} - \sigma_{22}$) Les iso-durées de vie sont obtenues graphiquement en reliant les points de même durée de vie. Néanmoins, la dispersion inhérente aux essais de fatigue rend cette tâche délicate. Cependant, nous remarquons que le critère que nous cherchons peut être exprimé sous forme quadratique en fonction des contraintes σ_{11}, σ_{22}

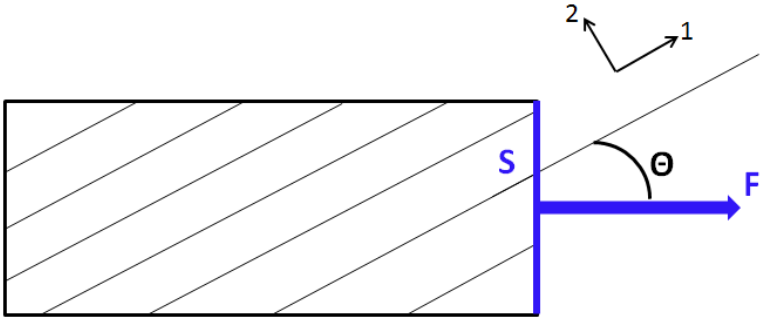


FIGURE 3.8 – Schéma d'un essai de traction dans la direction θ

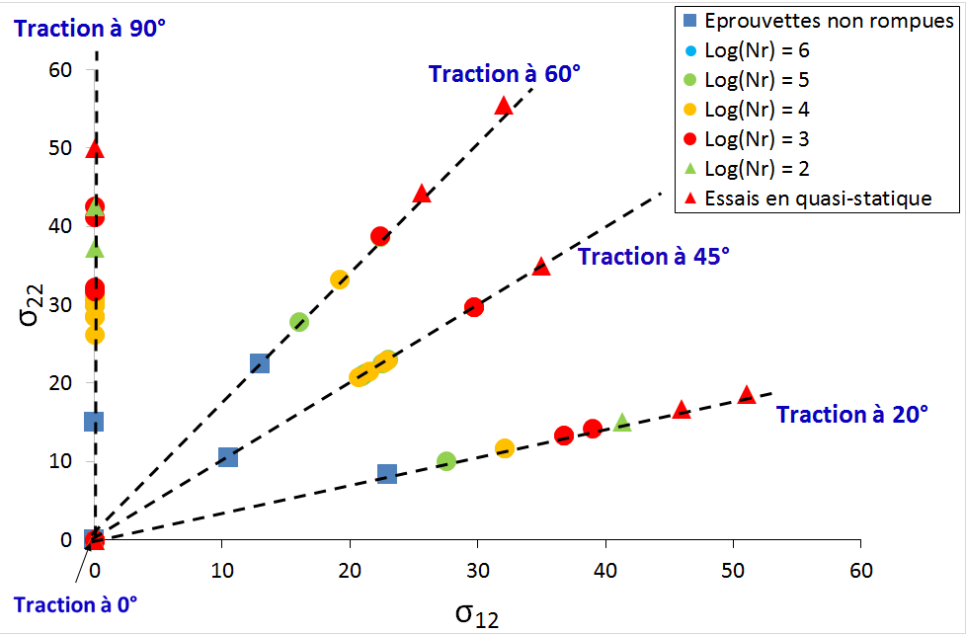


FIGURE 3.9 – Points expérimentaux classés par iso-durée de vie dans le plan $\sigma_{22} - \tau_{12}$

et τ_{12}.
À partir des constatations faites jusqu'ici sur les critères existants dans la littérature, nous proposons l'écriture de critère suivante :

$$(R^i)^2 = (\frac{\sigma_{11}}{S^i_{11}})^2 + (\frac{\sigma_{22}}{S^i_{22}})^2 + (\frac{\tau_{12}}{S^i_{12}})^2 \tag{3.30}$$

Où $i = f, m$, f désigne le mode fibres et m correspond au mode matrice. R^i correspond à une contrainte équivalente normalisée, différente dans les deux modes.
La quantité R^i peut être reliée à la durée de vie par une loi puissance type Basquin selon l'équation suivante :

$$R^i N^{b^i} = C^i \tag{3.31}$$

Avec b_i et C_i deux paramètres à identifier sur les résultats de fatigue uniaxiale.

3.2 Identification des paramètres

Nous utilisons ici l'ensemble des résultats de nos essais de fatigue en traction-traction :
- Pour le mode fibres : les essais de traction-traction à 0°.
- Pour le mode matrice : les essais à 20°, 45°, 60° et 90°.

3.2.1 Modèle complet

3.2.1.1 Mode fibres Pour les essais de fatigue en traction à 0°, nous considérons S^f_{22} et S^f_{12} infinis. Ainsi, les paramètres qui restent à identifier sont : S^f_{11}, C^f et b^f.

3.2.1.2 Mode matrice Nous avons cinq paramètres à identifier à partir de la base de données expérimentale : S^m_{11}, S^m_{22}, S^m_{12}, C^m et b^m. L'identification des paramètres consiste à approcher au mieux les essais. Autrement dit, il faut minimiser l'écart entre les résultats expérimentaux et le modèle. Il s'agit alors d'un problème d'optimisation.
Généralement, pour résoudre un problème d'optimisation, deux espaces sont définies : l'espace d'état qui est la représentation mathématique des variables d'entrée du système et l'espace objectif comme celui des variables de sorties. Les méthodes d'optimisation ont pour but d'identifier un ou plusieurs points de l'espace d'état qui maximisent ou minimisent une fonction objectif.
Il s'agit de chercher à minimiser ou à maximiser une fonction objectif par rapport à tous les paramètres concernés. La définition du problème d'optimisation est souvent complétée par la donnée de contraintes. Dans notre cas, les éléments du problème d'optimisation sont :
- Les variables (ou paramètres) :
  - Pour le mode de dégradation matricielle : S^m_{11}, S^m_{22}, S^m_{12}, C^m et b^m.
  - Pour le mode de rupture des fibres : S^f_{11}, C^f et b^f.
- La fonction objectif : F(N^{CAL}, N^{EXP}) où N^{CAL} et N^{EXP} correspondent respectivement au nombre de cycles à rupture calculé et nombre de cycles expérimentalement obtenu. Nous choisissons l'erreur quadratique comme fonction ;
- Les contraintes : nous n'avons pas de contraintes à imposer.

Le principe des méthodes d'optimisation déterministes est fondé sur la connaissance ou l'estimation (perturbations sur la variable d'état) de la dérivée de la fonction objectif en chacun des points de l'espace d'état. La solution est déterminée à partir d'un jeu de

paramètres initiaux.
Autrement dit, la procédure d'optimisation nécessite un jeu de paramètres initiaux. Pour garantir un sens physiques aux paramètres, nous avons utilisé comme point de départ les valeurs de rupture en quasi-statique, les valeurs des courbes de Basquin à 0° et.

- Pour le mode fibres : Nous utilisons la moyenne de la contrainte à rupture monotone en traction à 0°et les coefficients de la courbe de Basquin à 0°, soit l'ordonnée à l'origine de la courbe normalisée par la contrainte à rupture en quasi-statique et sa pente ; Ainsi, nous posons comme jeu de paramètres initial pour le mode fibres les valeurs suivantes : $[S_{11}^f \ C^f \ \ b^f] = [905 \ 1 \ 16]$
- Pour le mode matrice : nous utilisons les résultats issus de l'émission acoustique présentés dans le chapitre précédent pour déterminer les valeurs qui correspondent au début de la dégradation matricielle. À partir des Figures 1.52, 1.58 et 1.55, nous tirons respectivement les quantités S_{11}^m, S_{22}^m et S_{12}^m ; Pour les autres paramètres, nous utilisons la moyenne des pentes de basquin et la moyenne des ordonnées à l'origine des courbes S-N dans les directions 20°, 45°, 60° et 90°.
  Finalement, le jeu de paramètres initial pour le mode matrice est le suivant : $[\ S_{11}^m \ S_{22}^m \ \ S_{12}^m \ C^m \ \ b^m] = [200 \ 45 \ 70 \ 0.9 \ 12]$

Pour ce faire, nous avons utilisé la fonction d'optimisation fminsearch dans Matlab pour optimiser l'identification. La fonction objectif utilisée dans l'algorithme d'optimisation est donnée par l'équation 3.32.

$$F = (log_{10}(R^{EXP}) - log_{10}(R^{CAL}))^2 + (log_{10}(N^{EXP}) - log_{10}(N^{CAL}))^2 \tag{3.32}$$

Pour chaque mode de dégradation, la solution finale retenue est celle qui minimise la fonction objectif.
La solution finale pour le mode fibres est : [916.06 0.95 16.66]
La solution finale pour le mode matrice est la suivante : [206.52 51.26 78.20 1.98 9.78]
La pertinence du jeu de paramètres est estimée en comparant les résultats expérimentaux et numériques. Pour le mode matrice, nous avons noté une erreur égale à 4.23% (Figure 3.10). Quant au mode fibre, une erreur de 7.1% a été relevée (Figure 3.11).
Le principal désavantage de la méthode d'optimisation est qu'elle ne peut trouver qu'un seul optimum. Dans le cas de problèmes avec optima locaux, la solution obtenue avec ce type d'algorithmes est fortement dépendante du point de départ. Donc, l'absence de minima locaux n'est pas garantie. De plus, la dispersion des résultats expérimentaux de fatigue favorise la présence d'optima locaux.
Pour cela, nous introduisons une perturbation sur un seul paramètre (variable d'état) à chaque fois et nous observons la fonction objectif. Les Figures 3.12 et 3.13 montrent que la valeur de chaque paramètre obtenue par la procédure d'optimisation est bien un minimum global de la fonction objectif.

Suite à cette étude de sensibilité, nous validons le jeu de paramètres issu de notre procédure d'optimisation comme solution optimale. Nous remarquons aussi que les valeurs des paramètres : S_{11}^m, S_{22}^m, S_{12}^m pour le mode matrice et pour le mode fibre sont proches des valeurs proposées comme jeu de paramètres initial.
Sur les Figures 3.14 et 3.15 sont le critère proposé en mode matrice et les points expérimentaux dans l'espace des contraintes principales respectives $(\sigma_{11} - \sigma_{22})$ et $(\tau_{12} - \sigma_{22})$.

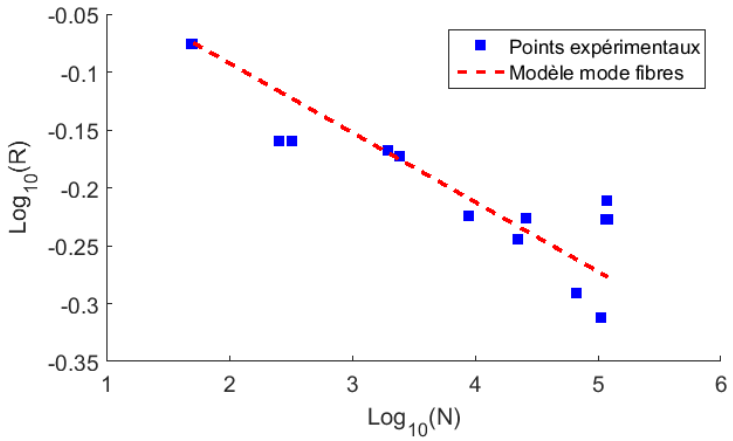


FIGURE 3.10 – Modèle proposé et points expérimentaux pour les essais de traction à 20°, 45°, 60°et 90°

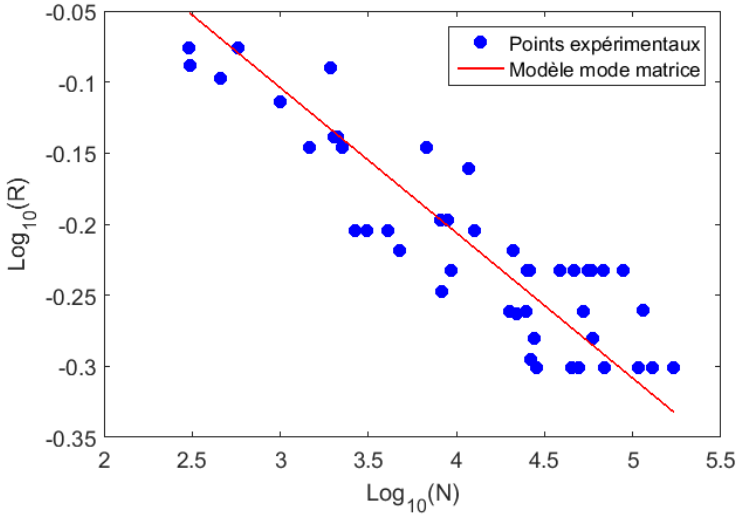


FIGURE 3.11 – Modèle proposé et points expérimentaux pour les essais de traction à 0°

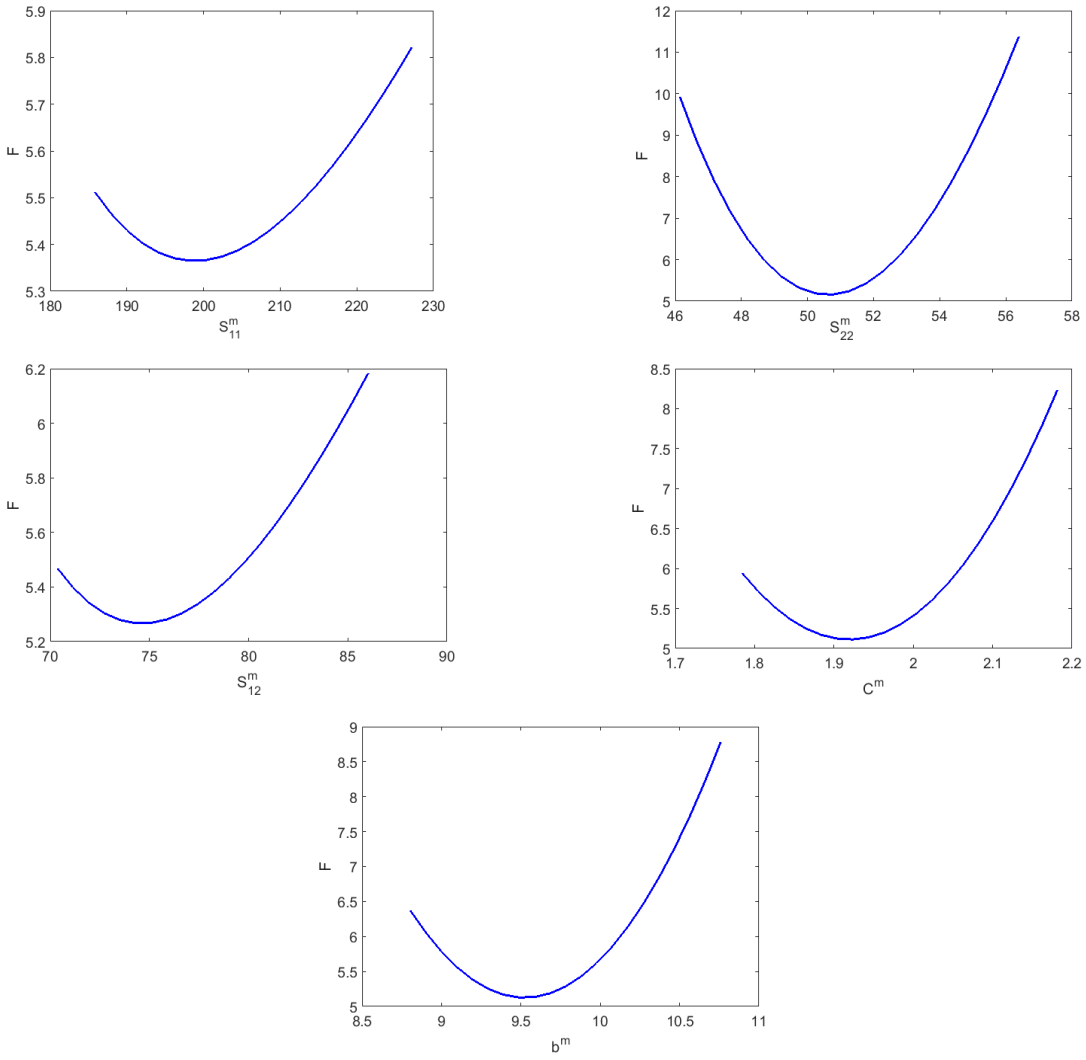


FIGURE 3.12 – Évolution de la fonction objectif pour le mode matrice en fonction des paramètres : S_{11}^m, S_{22}^m, S_{12}^m, C^m et b^m

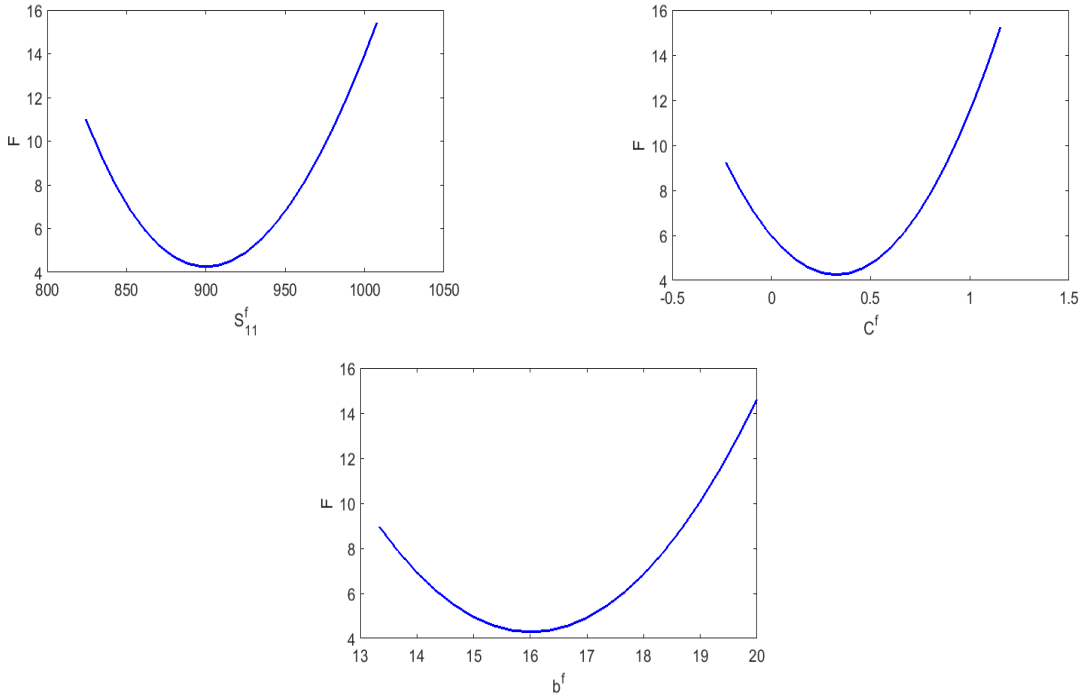


FIGURE 3.13 – Évolution de la fonction objectif pour le mode fibres en fonction des paramètres : S^f_{11}, C^f et b^f

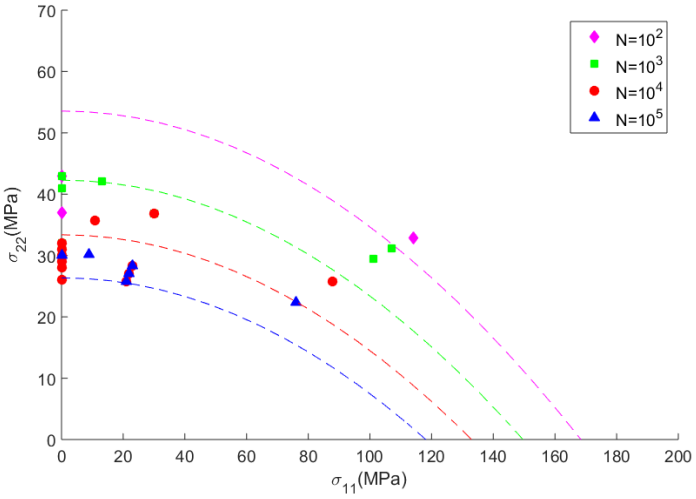


FIGURE 3.14 – Modèle proposé et points expérimentaux pour le mode matrice dans l'espace des contraintes principales ($\sigma_{11} - \sigma_{22}$)

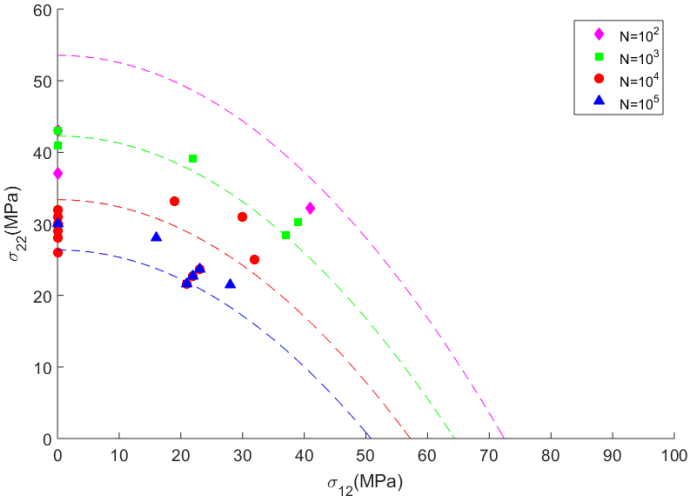


FIGURE 3.15 – Modèle proposé et points expérimentaux pour le mode matrice dans l'espace des contraintes principales ($\tau_{12} - \sigma_{22}$)

3.2.2 Modèle simplifié

Nous avons fixé les paramètres :

- S_{11}^m, S_{22}^m, S_{12}^m pour le mode de dégradation matricielle tels qu'ils sont égaux aux valeurs des contraintes correspondant au début de la dégradation matricielle (à partir des résultats de l'émission acoustique). Il reste alors que deux paramètres à identifier.
- S_{11}^f pour le mode de rupture des fibres. Ce paramètre est fixé de telle façon qu'il correspond à la contrainte à rupture en traction monotone dans le sens des fibres à 0°.

Ensuite, nous avons relancé la procédure d'optimisation. Nous avons obtenu des résultats très proches du modèle complet présenté dans le paragraphe précédent : $C^m = 2.13$, $b^m = 9.75$, $C^f = 0.92$ et $b^f = 16.60$.
Les erreurs par rapport aux valeurs obtenues pour le modèle complet sont respectivement : 7.57%, 0.4%, 3.00% et 0.06%. Ces erreurs sont très faibles. Nous pouvons ainsi simplifier le modèle et n'avoir à identifier que ces quatre paramètres en fatigue. En termes de données expérimentales, nous avons besoin de deux courbes S-N à 0°et dans une autre direction différente de 0°et les autres paramètres sont obtenus par trois essais monotones dans les directions 0 °, 45 ° et 90 °.
Sur la Figure 3.16 sont comparés les nombres de cycles calculés par le critère proposé et ceux expérimentalement obtenus.
L'erreur est plus faible que celles des critères de Hashin et critère de Tsai-Hill. La dispersion observée sur cette figure est due à la dispersion naturelle des essais.
Le critère développé permet de distinguer les deux mécanismes concurrents : la dégradation matricielle et la rupture des fibres. L'application de ce critère sur une structure nécessite la définition d'une condition de prédominance d'un mode par rapport à l'autre en fonction de l'angle entre la direction de chargement et la direction des fibres à 0°.
[Hashin and Rotem, 1973] ont introduit la notion de l'angle critique θ_C, qui définit le passage d'un mode de rupture à l'autre. Il est lié aux résistances du matériau et peut être estimé par l'équation suivante :

$$tan(\theta_C) = \frac{S}{X_T} \tag{3.33}$$

Où S et X_T sont, respectivement, la résistance statique au cisaillement plan et la résistance statique longitudinale.
Si la direction des fibres à 0° forme un angle inférieur à θ_C par rapport à la direction de chargement, le mode de rupture dominant est celui de rupture des fibres. Dans le cas contraire, le mode de défaillance de la matrice conduit à la rupture par fatigue.
Nous avons essayé de déterminer cet angle critique à partir des essais de traction monotone réalisés sur éprouvettes à 0°, 5°, 10°, 15°, 20°, 45°, 60° et 90°.
La Figure 3.17 montre dans l'espace des contraintes principales (σ_{11} et σ_{22}) les points expérimentaux et le modèle proposé. À partir d'un angle entre 0° et 20°, les critères en mode matrice et en mode fibres ne sont pas prédictifs. Ainsi, la valeur de l'angle critique θ_C est ainsi située entre 0° et 20°.

3.3 Validation sur éprouvette trouée

Après avoir identifié les différents paramètres du modèle proposé, à partir des résultats expérimentaux obtenus dans le chapitre 2, nous proposerons une application du modèle au

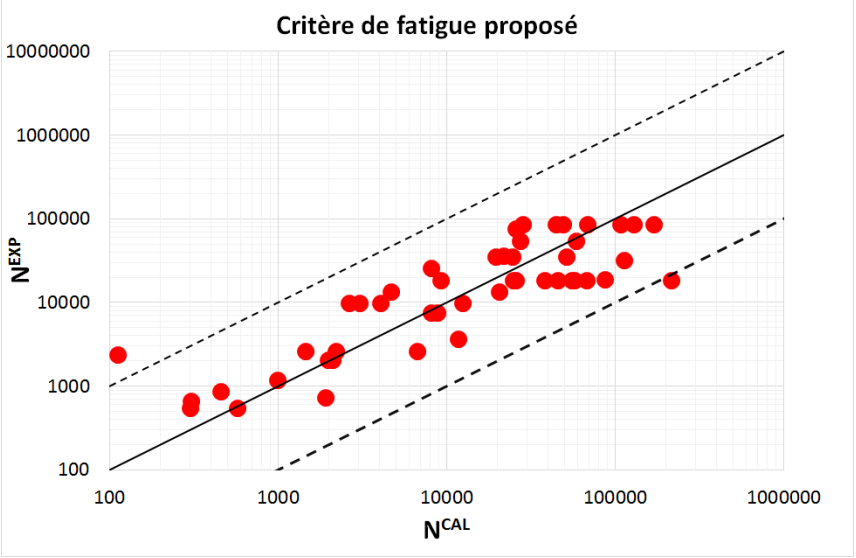


FIGURE 3.16 – Comparaison entre nombre de cycles calculé par le critère proposé et celui obtenu expérimentalement

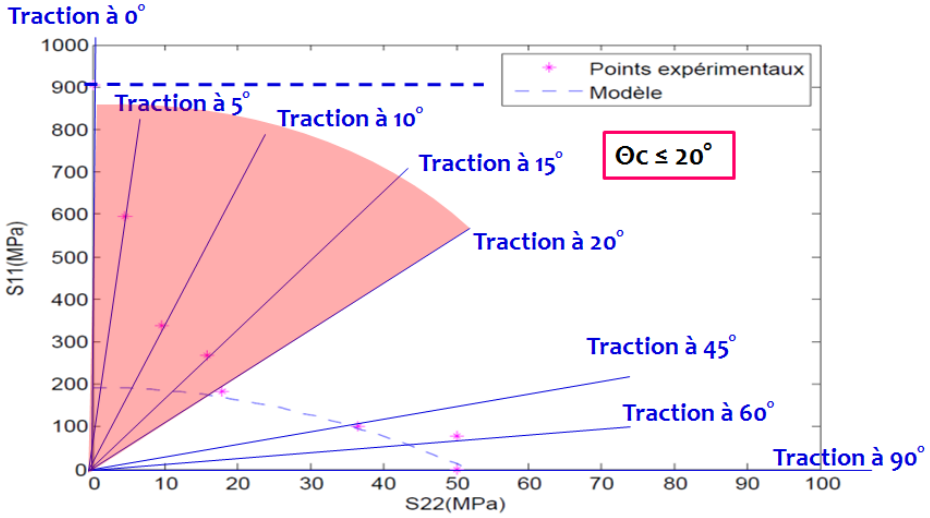


FIGURE 3.17 – Détermination de l'angle critique par les essais

cas d'une structure afin de le valider. Dans un premier temps, nous appliquons le critère au cas d'une structure de type plaque trouée.
Dans une structure, l'état de contrainte n'est en général pas uniforme. Dans le cas de la plaque trouée que nous étudions ici, le trou joue un rôle de concentrateur de contrainte. C'est alors dans ces zones que naissent les premiers dommages. Il devient alors nécessaire d'être capable de prédire leur apparition et leur évolution afin de pouvoir évaluer la durée de vie de la structure. En plus, la présence du trou entraîne un état de contrainte multiaxial sous un chargement uni-axial qui nous permettra de tester notre modèle. Enfin, il s'agit d'une structure relativement simple à fabriquer et à tester.
Nous allons utiliser les résultats d'essais réalisés par Jefri Bale dans le cadre de sa thèse sur le même matériau de notre étude [Bale, 2014]. La géométrie et les dimensions des éprouvettes sont les mêmes que les éprouvettes testées précédemment (250 mm x 25 mm x 4 mm) avec un trou au milieu de diamètre 5 mm. Les essais ont été suivis par caméra infrarouge.
Étant donné les symétries du problème, nous n'avons simulé numériquement qu'un quart de l'éprouvette.
La Figure 3.18 présente un maillage type d'une éprouvette trouée de 4 mm d'épaisseur avec une plus grosse densité d'éléments finis autour du trou que dans le reste de l'éprouvette.

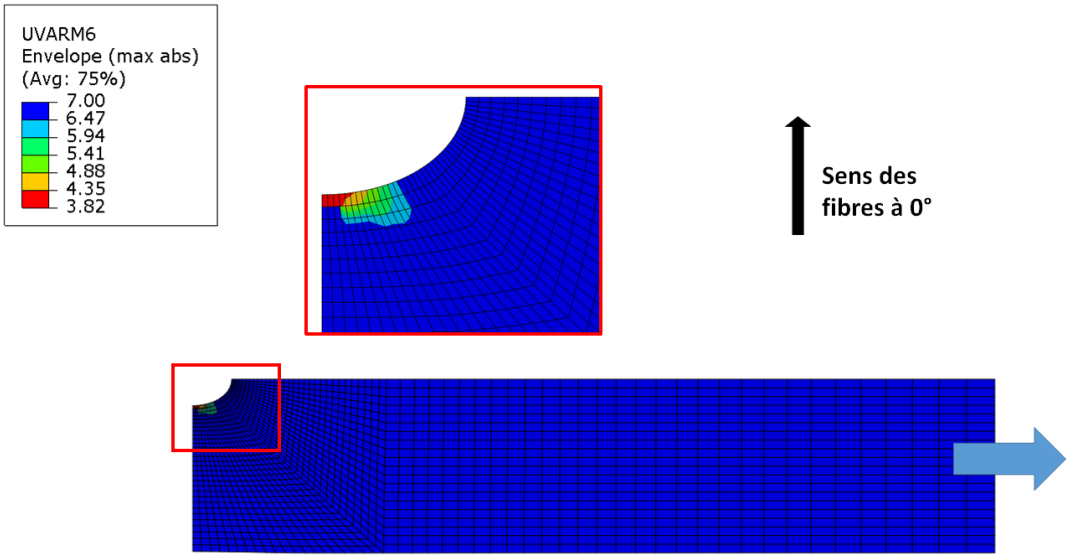


FIGURE 3.18 – Application du critère proposé sur une éprouvette trouée

Le critère que nous venons d'identifier a été implémenté en langage Fortran dans le code de calcul Abaqus.
Nous avons pris un angle critique égal à 20°.
La Figure 3.18 montre la localisation de l'amorçage prédit par le modèle. En comparant avec la Figure 3.19 montrant la zone de rupture détectée par caméra infrarouge, nous constatons que le modèle prédit bien la zone de rupture. Rappelons que pour le matériau étudié, la rupture et l'amorçage sont confondus.
La Figure 3.20 montre les résultats expérimentaux en termes de durées de vie et ceux prédits par le modèle. Cette comparaison permet de confirmer la capacité de ce dernier à prédire d'une manière satisfaisante aussi bien la localisation de l'amorçage que la durée de vie en fatigue multiaxiale.

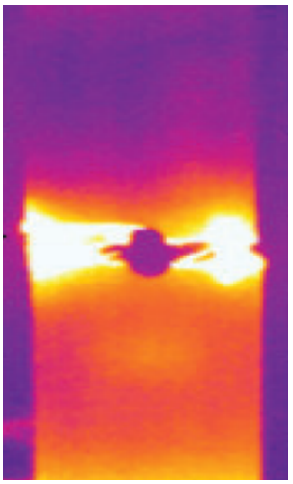


FIGURE 3.19 – Cliché par caméra infrarouge montrant la rupture d'une éprouvette trouée en traction-traction à 90°

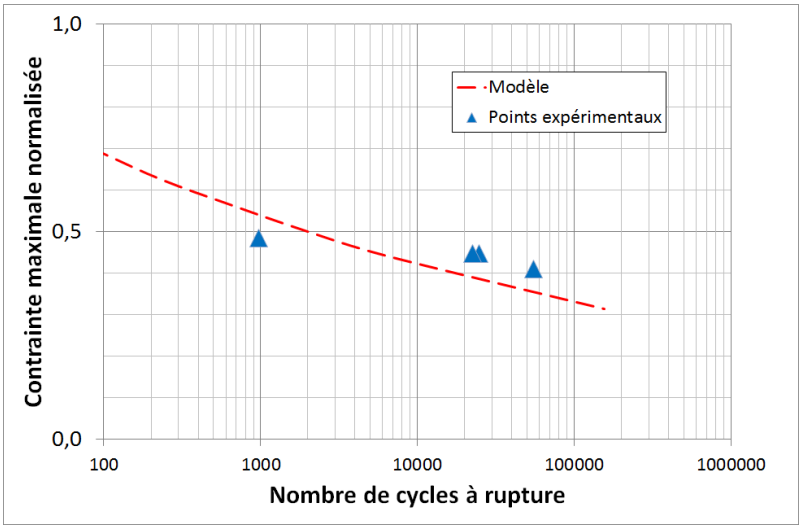


FIGURE 3.20 – Courbe de Basquin d'une éprouvette trouée à 90° sous sollicitation de traction cyclique : Confrontation des résultats expérimentaux à ceux prédits par le modèle proposé

3.4 Validation sur pièce industrielle

La pièce industrielle étudiée est le train avant à lame de suspension composite (cf. Introduction). Dans cette étude, deux configurations de lame ont été testées : Une première lame où les fibres à 0° épousent bien sa géométrie (voir Figure 3.21). Quant à la deuxième lame dont l'orientation des fibres est schématisée par la Figure 3.22, les fibres sont coupées. Dans la suite, nous appellerons respectivement lame de configuration 1 et lame de configuration 2.
Le chargement appliqué est un déplacement de -44mm/44mm qui correspond au charge-

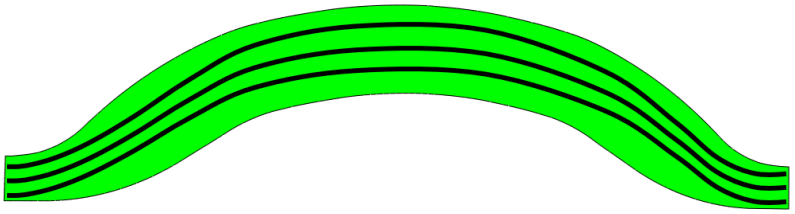


FIGURE 3.21 – Configuration 1 où les fibres suivent la géométrie de la lame

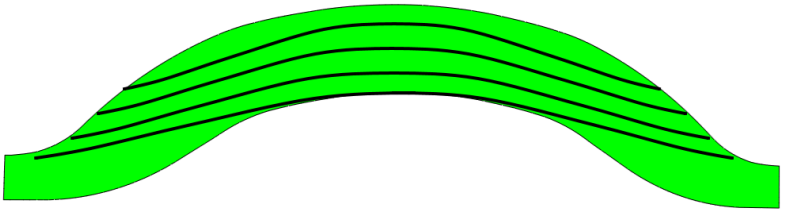


FIGURE 3.22 – Configuration 2 de la lame composite avec des fibres à 0°coupées

ment normal que subit la lame de suspension en service. L'essai a été réalisé sur une seule partie de la lame qui est soumise à un déplacement maximal égal à 44 mm (Figure 3.23). La Figure 3.24 montre le vérin horizontal qui sert à appliquer le déplacement sur une seule partie de lame composite.
Le suivi de l'essai est effectué par caméra infrarouge, le comportement est suivi, le champ de déformations est mesuré par mouchetis.

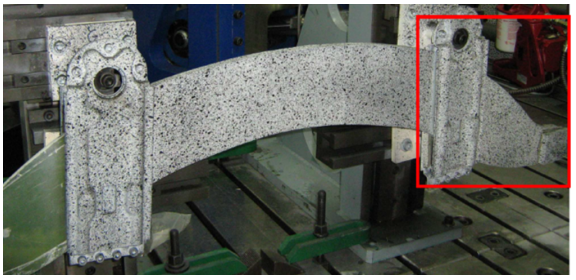


FIGURE 3.23 – Partie de la lame composite où le chargement est appliqué

Une simulation élastique est réalisée sur la structure avec un modèle coque. Ensuite, le critère de rupture est appliqué à l'échelle de la structure pour localiser le ou les points les plus critiques, et évaluer la durée de vie de la structure.

FIGURE 3.24 – Application du chargement sur la lame

3.4.1 Lame de configuration 1

Aucune perte de raideur au cours des cycles de fatigue n'a été relevée (Figure 3.25).

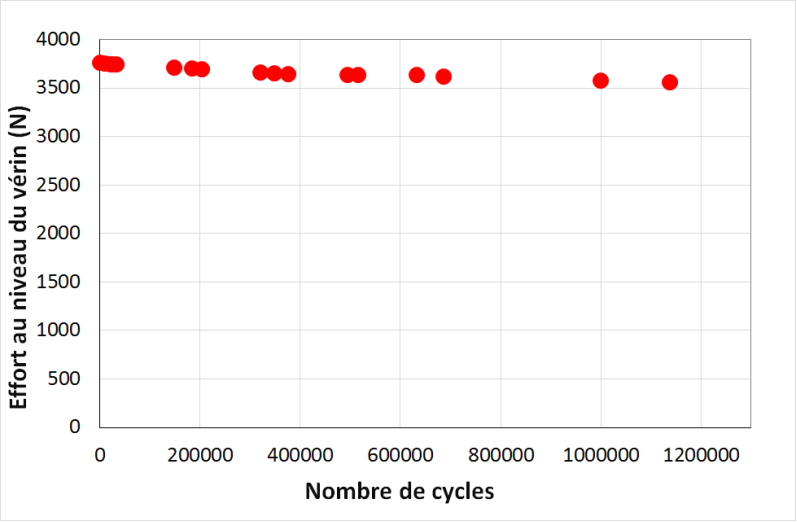


FIGURE 3.25 – Évolution de la raideur de la lame configuration 1 en fonction du nombre de cycles

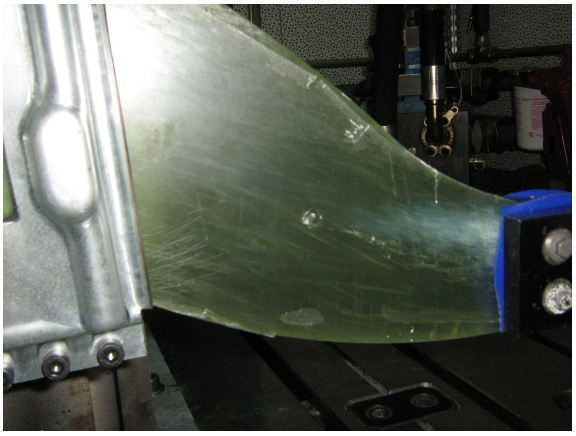
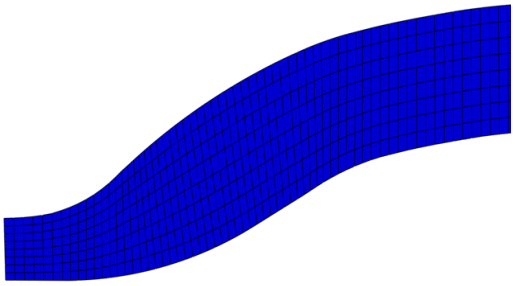
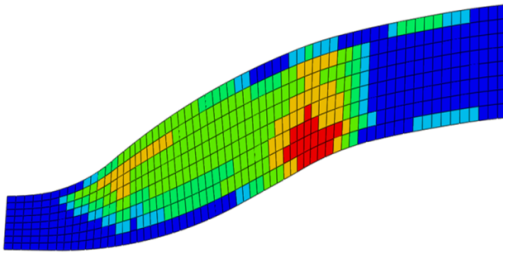


FIGURE 3.26 – Dégradation matricielle de la lame configuration 1

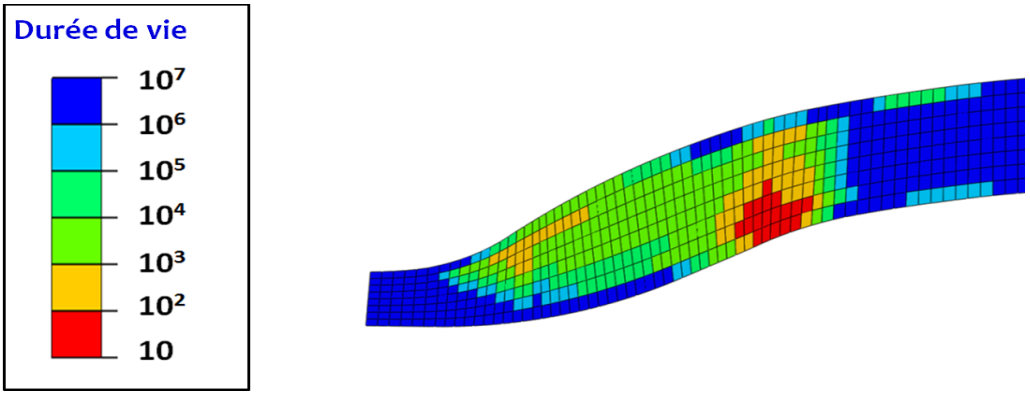
Nous appliquons notre critère sur la lame de configuration 1 en mode fibre et en mode matrice. Nous remarquons qu'il n'y a pas de rupture des fibres (Figure 3.27(a)). Le mode dominant est la dégradation matricielle (Figure 3.27(b)).
Avec un angle critique égal à 20°, le critère prédit une rupture de la lame. Le mode prédominant qui entraîne la rupture de la lame est celui de la dégradation matricielle (Figure 3.27).
Expérimentalement, la lame composite de configuration 1 n'a pas été rompue jusqu'à 10^7 cycles. Cet écart entre essais et calculs peut être dû à la valeur de l'angle critique utilisé. Par une approche inverse, nous avons cherché l'angle critique à utiliser pour approcher les résultats d'essais. Nous avons trouvé un angle 23°.
Ainsi, nous obtenons une valeur numérique de l'angle critique à partir de calcul de structure. Cette valeur est proche de celle obtenue expérimentalement sur éprouvette.
Avec un angle de 23°, nous notons qu'il n'y a pas de rupture des fibres (Figure 3.28(a)). Par contre, une dégradation de la matrice est présente (Figure 3.28(b)). Ce qui a été confirmé expérimentalement (Figure 3.26). Mais, cette dégradation de la matrice ne mène pas à la rupture finale puisque le mode qui domine est celui des fibres (Figure 3.28). Autrement, la lame composite de configuration 1 est sollicitée dans la direction des fibres à 0°.



(a) Mode fibre



(b) Mode matrice

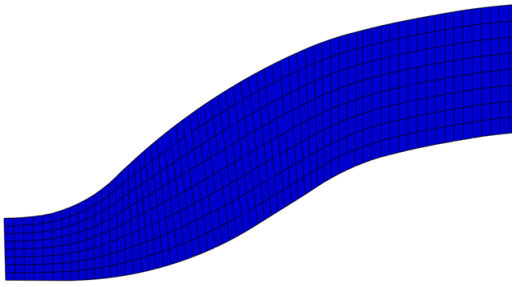


(c) Mode de rupture complète

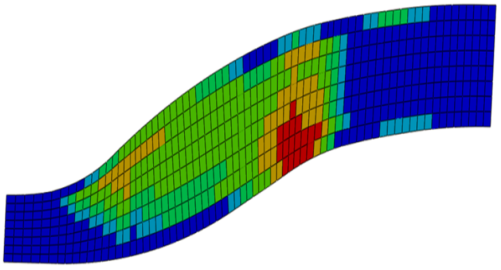
FIGURE 3.27 – Application du critère sur la lame de configuration 1

3.4.2 Lame de configuration 2

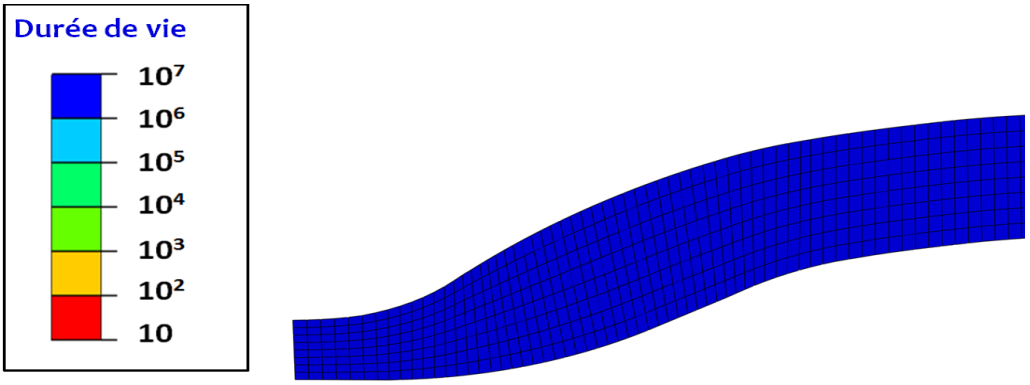
La lame composite de configuration 2 présente un comportement identique à celui de la lame de configuration 1. En effet, la Figure 3.29 montre qu'aucune perte de raideur n'est relevée au cours de l'essai de fatigue.
Nous avons appliqué le critère proposé avec la valeur de l'angle trouvé précédemment sur



(a) Mode fibre



(b) Mode matrice



(c) Mode de rupture complète

FIGURE 3.28 – Application du critère sur la lame de configuration 1

la lame de configuration 1, 23°. Le critère prédit une dégradation matricielle et aucune rupture de fibres. Finalement, selon le critère, la rupture est amorcée dans deux zones (Figure 3.30). La première zone prédite par le critère est celle sous la platine. Elle n'a pas pu être surveillée au cours de l'essai de fatigue.
Un nombre de cycles à l'amorçage dans cette zone est égal à 213 cycles. La Figure 3.31 montre les zones d'amorçage qui correspondent aux prédictions du critère. Néanmoins, nous n'avons pu détecter par caméra infrarouge que le deuxième dommage pénalisant à 21379 cycles comme le montre la Figure 3.32. Après démontage de la lame du banc d'essai, nous avons vérifié la présence du dommage sous la platine.

3.5 Discussion

L'écart noté entre l'angle trouvé expérimentalement sur éprouvette et la valeur obtenue numériquement sur structure peut être expliqué par la précision du champ d'orientations. En effet, la lame présente une courbure (Figure 3.33). Elle est modélisée en coque à courbure. Ainsi, cette courbure engendre, numériquement, l'approximation du champ d'orientations. Ce qui peut être à l'origine de quelques erreurs dans le calcul de l'angle entre les fibres à 0° et la direction de chargement.
Jusqu'ici, nous avons établi un critère de rupture à partir des essais sur éprouvettes. Le passage de l'éprouvette à l'échelle de la structure peut aussi l'écart entre les deux valeurs de l'angle limite obtenues (20° et 23°).

L'observation de zones de rupture de la lame de configuration 2 permet de remarquer que les modes de dégradations sont similaires à ceux observés sur éprouvettes.

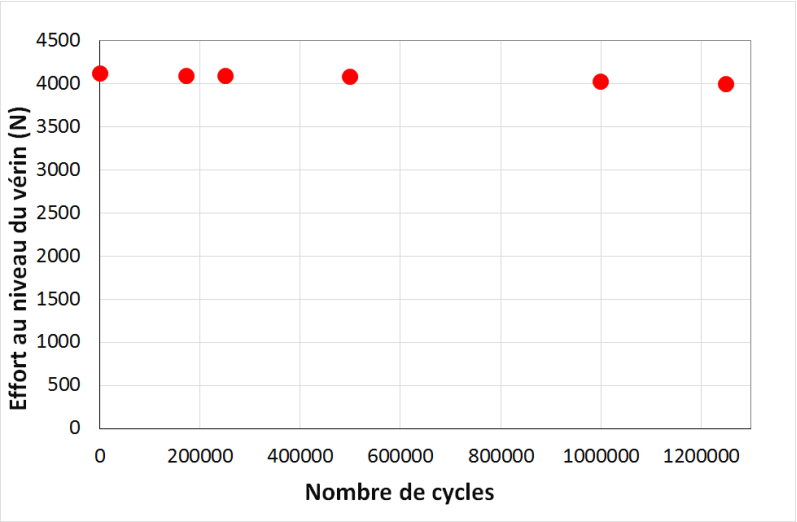
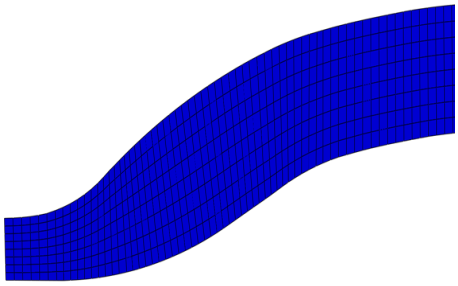
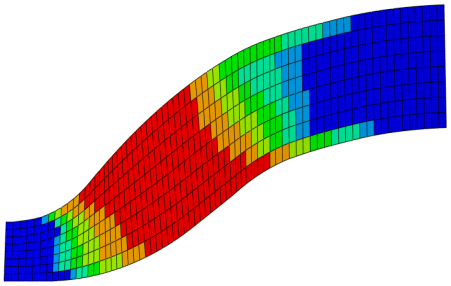


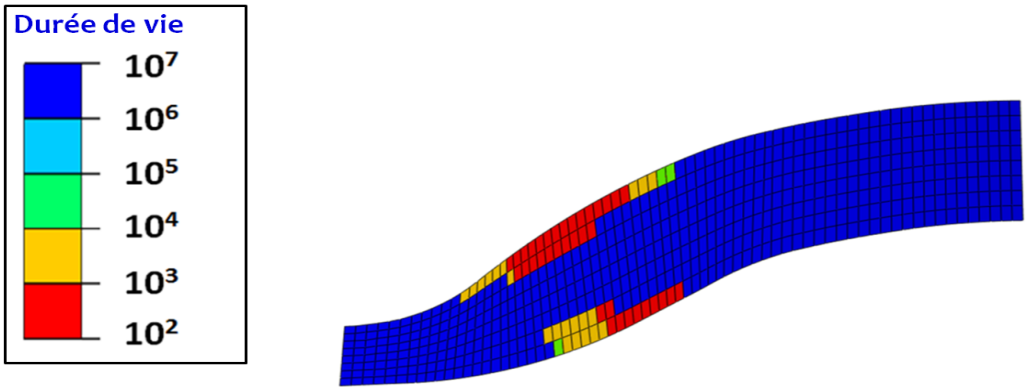
FIGURE 3.29 – Évolution de la raideur de la lame configuration 2 en fonction du nombre de cycles



(a) Mode fibre



(b) Mode matrice



(c) Mode de rupture complète

FIGURE 3.30 – Application du critère sur la lame de configuration 2 avec un angle critique de 23°

FIGURE 3.31 – Zone de rupture de la lame composite de configuration 2

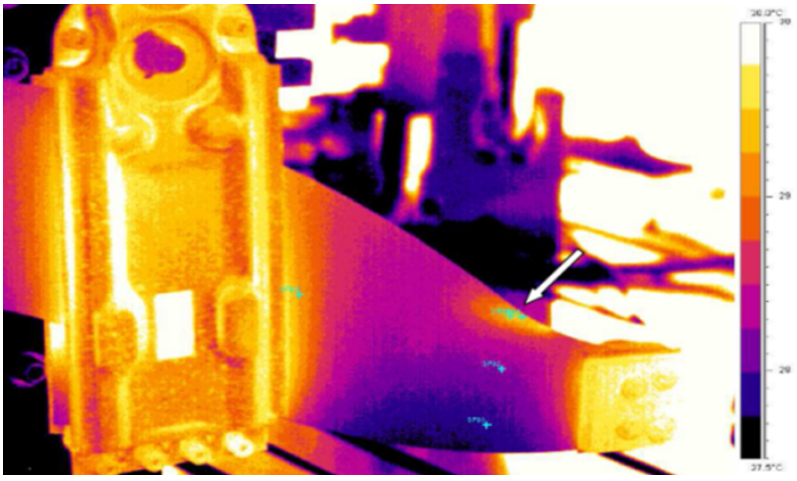


FIGURE 3.32 – Détection de la rupture de la lame de configuration 2 par caméra infrarouge

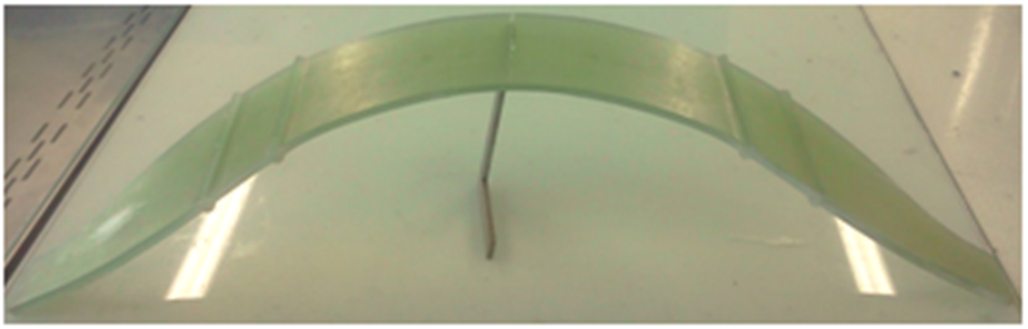


FIGURE 3.33 – Lame courbe sans précontrainte

D'ailleurs, les travaux de [van Leeuwen et al., 2002] ont confirmé l'existence d'une bonne corrélation entre les résultats expérimentaux des éprouvettes et de la structure. Ils ont comparé les essais d'une pale de rotor et un petit modèle pale de rotor à des essais sur coupons et ont démontré que tant la pente de la courbe de fatigue, les niveaux de contraintes de fatigue réels, et la dispersion sont raisonnablement cohérents. Ce qui est en concordance avec nos résultats. [Mandell et al., 1998] ont aussi conclu qu'il n'y a pas de grandes contradictions dues à l'effet d'échelle dans la validation du comportement d'une structure en termes de résistance, de rigidité, de mode de défaillance, et de la durée de vie. Au même temps, ils ont souligné l'importance des effets de défauts et des zones de concentration de contraintes.

4 Conclusion

Dans ce chapitre, un critère de fatigue multiaxiale a été établi. Ce critère permet de préciser le mode de rupture qui engendre la rupture finale : rupture des fibres ou dégradation de la matrice.
L'identification des paramètres du critère a été optimisée :

- Pour le mode matrice : nous avons cinq paramètres à déterminer par les essais. Trois de ces paramètres peuvent être identifiés à l'aide de 3 essais monotones dans les directions 0°, 45° et 90°. Les deux autres paramètres sont déterminés par un essai de fatigue en traction-traction dans n'importe quelle direction différente de celle des fibres à 0°.
- Pour le mode fibre : nous avons trois paramètres à identifier. Un seul paramètre à déterminer par un essai monotone et deux paramètres par une seule courbe S-N à 0°.

Ainsi, nous avons besoin que de deux courbes S-N et quatre essais monotones pour l'identification de notre critère. Le critère a été appliqué sur une structure simple : une plaque trouée. Nous avons constaté la localisation de l'amorçage est correctement décrite par le critère ainsi que la prévision de durée de vie durée.
L'application du critère aux deux configurations de la lame a permis de mettre en évidence l'effet d'échelle au niveau du choix de l'angle critique. Les résultats sur éprouvettes et structure sont cohérents en termes de modes de dégradation et comportement du matériau.

Bibliographie

[Adam et al., 1986] Adam, T., Dickson, R., Jones, C., Reiter, H., and Harris, B. (1986). A power law fatigue damage model for fibre-reinforced plastic laminates. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C : Journal of Mechanical Engineering Science*, 200(3) :155–166.

[Awerbuch and Hahn, 1981] Awerbuch, J. and Hahn, H. (1981). Off-axis fatigue of graphite/epoxy composite. *Fatigue of fibrous composite materials, ASTM STP*, 723 :243–73.

[Azzi and Tsai, 1965] Azzi, V. and Tsai, S. (1965). Anisotropic strength of composites. *Experimental mechanics*, 5(9) :283–288.

[Bale, 2014] Bale, J. (2014). *Damage observation of composite using non destructive testing (NDT).* PhD thesis, Université Paris Ouest.

[Davila et al., 2005] Davila, C. G., Camanho, P. P., and Rose, C. A. (2005). Failure criteria for frp laminates. *Journal of Composite materials*, 39(4) :323–345.

[Degrieck and Van Paepegem, 2001] Degrieck, J. and Van Paepegem, W. (2001). Fatigue damage modeling of fibre-reinforced composite materials : Review. *Applied Mechanics Reviews*, 54(4) :279–300.

[El Kadi and Ellyin, 1994] El Kadi, H. and Ellyin, F. (1994). Effect of stress ratio on the fatigue of unidirectional glass fibre/epoxy composite laminae. *Composites*, 25(10) :917–924.

[Fawaz and Ellyin, 1994] Fawaz, Z. and Ellyin, F. (1994). Fatigue failure model for fibre-reinforced materials under general loading conditions. *Journal of composite materials*, 28(15) :1432–1451.

[Fujii and Lin, 1995] Fujii, T. and Lin, F. (1995). Fatigue behavior of a plain-woven glass fabric laminate under tension/torsion biaxial loading. *Journal of composite materials*, 29(5) :573–590.

[Hahn and Kim, 1975] Hahn, H. and Kim, R. (1975). Proof testing of composite materials. *Journal of Composite Materials*, 9(3) :297–311.

[Hashin and Rotem, 1973] Hashin, Z. and Rotem, A. (1973). A fatigue failure criterion for fiber reiforced materials. *MED Report 39, Technion - Israel Institute of Technology, Haifa, Israel.*

[Henaff-Gardin et al., 1996] Henaff-Gardin, C., Lafarie-Frenot, M., and Gamby, D. (1996). Doubly periodic matrix cracking in composite laminates part 1 : General in-plane loading. *Composite structures*, 36(1) :113–130.

[Hinton et al., 2004a] Hinton, M. J., Soden, P. D., and Kaddour, A. S. (2004a). Evaluation of failure prediction in composite laminates : background to "part c" of the exercise. *Composites Science and Technology*, 64(3-4) :321–327.

[Hinton et al., 2004b] Hinton, M. J., Soden, P. D., and Kaddour, A. S. (2004b). A further assessment of the predictive capabilities of current failure theories for composite laminates : comparison with experimental evidence. *Composites Science and Technology*, 64(3-4) :549–588.

[Hochard et al., 2001] Hochard, C., Aubourg, P.-A., and Charles, J.-P. (2001). Modelling of the mechanical behaviour of woven-fabric cfrp laminates up to failure. *Composites Science and Technology*, 61(2) :221–230.

[Hochard et al., 2006] Hochard, C., Payan, J., and Bordreuil, C. (2006). A progressive first ply failure model for woven ply cfrp laminates under static and fatigue loads. *International Journal of Fatigue*, 28(10) :1270–1276.

[Hochard, 2010] Hochard, Christian et Thollon, Y. (2010). A generalized damage model for woven ply laminates under static and fatigue loading conditions. *International Journal of Fatigue*, 32 :158–165.

[Hoffman, 1967] Hoffman, O. (1967). The brittle strength of orthotropic materials. *Journal of Composite Materials*, 1(2) :200–206.

[Jen and Lee, 1998a] Jen, M.-H. and Lee, C.-H. (1998a). Strength and life in thermoplastic composite laminates under static and fatigue loads. part i : Experimental. *International journal of fatigue*, 20(9) :605–615.

[Jen and Lee, 1998b] Jen, M.-H. R. and Lee, C.-H. (1998b). Strength and life in thermoplastic composite laminates under static and fatigue loads. part ii : Formulation. *International Journal of Fatigue*, 20(9) :617–629.

[Kachanov, 1958] Kachanov, L. (1958). Time of the rupture process under creep conditions. *Isv. Akad. Nauk. SSR. Otd Tekh. Nauk*, 8 :26–31.

[Kawai, 2004] Kawai, M. (2004). A phenomenological model for off-axis fatigue behavior of unidirectional polymer matrix composites under different stress ratios. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 35(7) :955–963.

[Ladevèze, 1983] Ladevèze, P. (1983). *Sur une théorie de l'endommagement anisotrope.* Laboratoire de Mécanique et Technologie.

[Ladevèze, 1986] Ladevèze, P. (1986). On the damage mechanics of composites(sur la mecanique de l'endommagement des composites). In *National Workshop on Composites, 5 th, Paris, France, Sept. 9-11, 1986, Proceedings(A 87-50159 22-24). Paris, Editions Pluralis, 1986,*, pages 667–683.

[Lemaitre, 1978] Lemaitre, J et Chaboche, J.-L. (1978). Aspect phénoménologique de la rupture par endommagement. *J Méc Appl*, 2(3).

[Lutz and Getriebebau, 2006] Lutz, G. and Getriebebau, V. K.-u. (2006). The puck theory of failure in laminates in the context of the new guideline vdi 2014 part 3. In *Conference on damage in composite materials.*

[Mandell et al., 1998] Mandell, J. F., Samborsky, D. D., Scott, M. E., and Cairns, D. S. (1998). Effects of structural details on delamination and fatigue life of fiberglass laminates. *AIAA Paper*, pages 98–0061.

[Orifici et al., 2008] Orifici, A., Herszberg, I., and Thomson, R. (2008). Review of methodologies for composite material modelling incorporating failure. *Composite Structures*, 86(1) :194–210.

[Owen and Griffiths, 1978] Owen, M. and Griffiths, J. (1978). Evaluation of biaxial stress failure surfaces for a glass fabric reinforced polyester resin under static and fatigue loading. *Journal of Materials Science*, 13(7) :1521–1537.

[Payan and Hochard, 2002] Payan, J. and Hochard, C. (2002). Damage modelling of laminated carbon/epoxy composites under static and fatigue loadings. *International Journal of Fatigue*, 24(2) :299–306.

[Philippidis and Passipoularidis, 2007] Philippidis, T. and Passipoularidis, V. (2007). Residual strength after fatigue in composites : theory vs. experiment. *International Journal of Fatigue*, 29(12) :2104–2116.

[Puck and Schürmann, 1998] Puck, A. and Schürmann, H. (1998). Failure analysis of frp laminates by means of physically based phenomenological models. *Composites Science and Technology*, 58(7) :1045–1067.

[Puck and Schürmann, 2002] Puck, A. and Schürmann, H. (2002). Failure analysis of frp laminates by means of physically based phenomenological models. *Composites Science and Technology*, 62(12) :1633–1662.

[Puck and W, 1969] Puck, A. and W, S. (1969). On failure mechanisms and failure criteria of filament-wound glass-fibre/resin composites. *Plastics & Polymers*, 37(127) :33.

[Quaresimin et al., 2010] Quaresimin, M., Susmel, L., and Talreja, R. (2010). Fatigue behaviour and life assessment of composite laminates under multiaxial loadings. *International Journal of Fatigue*, 32(1) :2–16.

[Rabotnov, 1969] Rabotnov, Y. N. (1969). Creep problems in structural members.

[Ragionieri and Weinberg, 2006] Ragionieri, S. and Weinberg, D. (2006). Finite element implementation of advanced failure criteria for composites. *Noran Engineering Inc. White paper*.

[Rakotoarisoa, 2014] Rakotoarisoa, C. (2014). *Prévision de la durée de vie en fatigue des composites à matrice organique tissés interlock*. PhD thesis, Université de Poitiers.

[Revest, 2011] Revest, N. (2011). *Comportement en fatigue de pièces épaisses en matériaux composites*. PhD thesis, École Nationale Supérieure des Mines de Paris.

[Rotem, 1979] Rotem, A. (1979). Fatigue failure of multidirectional laminate. *AIAA Journal*, 17(3) :271–277.

[Shokrieh and Taheri-Behrooz, 2006] Shokrieh, M. and Taheri-Behrooz, F. (2006). A unified fatigue life model based on energy method. *Composite structures*, 75(1) :444–450.

[Sims and Brogdon, 1977] Sims, D. and Brogdon, V. (1977). Fatigue behavior of composites under different loading modes. *ASTM STP*, 636 :185–205.

[Talreja, 1985] Talreja, R. (1985). Transverse cracking and stiffness reduction in composite laminates. *Journal of Composite Materials*, 19(4) :355.

[Thionnet et al., 2002] Thionnet, A., Chambon, L., and Renard, J. (2002). A theoretical and experimental study to point out the notion of loading mode in damage mechanics : Application to the identification and validation of a fatigue damage modeling for laminates composites. *International journal of fatigue*, 24(2) :147–154.

[Thionnet and Renard, 1993] Thionnet, A. and Renard, J. (1993). Meso-macro approach to transverse cracking in laminated composites using talreja's model. *Composites Engineering*, 3(9) :851–871.

[Thollon and Hochard, 2009] Thollon, Y. and Hochard, C. (2009). A general damage model for woven fabric composite laminates up to first failure. *Mechanics of Materials*, 41(7) :820–827.

[Tsai and Wu, 1971] Tsai, S. W. and Wu, E. M. (1971). A general theory of strength for anisotropic materials. *Journal of composite materials*, 5(1) :58–80.

[van Leeuwen et al., 2002] van Leeuwen, H., van Delft, D., Heijdra, J., Braam, H., Jo ?rgensen, E., Lekou, D., and Vionis, P. (2002). Comparing fatigue strength from full scale blade tests with coupon-based predictions. In *ASME 2002 Wind Energy Symposium*, pages 1–9. American Society of Mechanical Engineers.

[Van Paepegem, 2010] Van Paepegem, W. (2010). Fatigue damage modelling of composite materials with the phenomenological residual stiffness approach. *Fatigue Life Prediction of Composites and Composite Structures, Edited by Vassiloupolos, AP Woodhead Publishing Limited, Cambridge, United Kingdom*, pages 102–138.

[Vassilopoulos, 2010] Vassilopoulos, A. P. (2010). *Fatigue life prediction of composites and composite structures*. Elsevier.

Conclusions et Perspectives

L'objectif de ces travaux de thèse est de proposer une méthodologie de dimensionnement à la fatigue des composites tissés renforcés en fibres de verre. Nous nous sommes appuyés sur une base expérimentale étendue, menée sur le matériau de l'étude, un composite tissé non équilibré (90%/10%) verre/époxy, et sur des typologies de chargement représentatives d'une application automobile du périmètre de la liaison au sol : le train avant à lame composite. Nous avons caractérisé le matériau et évalué le potentiel de *virtual testing* pour réduire le coût expérimental de la caractérisation. Ensuite, les cinétiques de dégradation jusqu'à la rupture ont été identifiées sous chargements monotones et cycliques. Á partir de la base de données expérimentale et les critères de rupture existants, nous avons proposé un critère multiaxial de tenue en service qui a été validé sur des structures simples de type éprouvette trouée et sur la pièce de structure étudiée qui est la lame composite.

Sur la caractérisation et le *virtual testing*

Nous avons présenté les différents essais monotones pour caractériser le matériau composite étudié et identifié son comportement en quasi-statique et en fatigue dans différentes directions.
La modélisation numérique d'un élément de volume représentatif du matériau a permis d'obtenir des résultats satisfaisants en termes de coefficients de rigidité. Néanmoins, l'introduction explicite des fissures s'est avérée insuffisante pour évaluer l'effet de l'endommagement sur les coefficients de rigidité.

Sur les mécanismes de dégradation

Nous avons utilisé plusieurs techniques pour comprendre les cinétiques d'endommagement du matériau sous chargements monotones et cycliques. L'émission acoustique associée aux observations microscopiques et macroscopiques ainsi que le suivi de la rigidité ont permis d'identifier deux mécanismes de dégradation :

- la rupture des fibres
- la dégradation de la matrice

Ces deux mécanismes sont en compétition selon la direction de chargement par rapport au sens des fibres e chaîne. En effet, sous chargements monotones ou cycliques dans le sens des fibres de chaîne, nous avons noté l'apparition précoce de fissures transverses dans les fils de trame. Ce mode n'engendre pas la rupture finale jusqu'à ce que les fibres lâchent à un niveau de chargement élevée et un nombre de cycles élevé .
Quant aux chargements hors axe des fibres de chaîne, la rupture est due à la dégradation de la matrice.
L'émission acoustique a permis de détecter le seuil à partir duquel les différents modes de dégradation sont déclenchés lorsque les mesures macroscopiques ne suffisaient pas.

Sur le critère de fatigue multiaxiale proposé

À partir des essais réalisés en traction et des critères de rupture existants étendus à la fatigue tels que Tsai-Hill et Hashin, nous avons proposé un critère de fatigue multiaxiale qui distingue les deux mécanismes de dégradation identifiés. L'identification des paramètres a été optimisée. Ce qui a permis de réduire le nombre d'essais en fatigue nécessaires, en raison de leur coût important.
La notion de compétition entre ces deux modes est traduite dans le cadre de la formulation d'un critère en tenue en service, par l'existence d'un angle critique entre la direction de chargement et la direction chaîne. La valeur de cet angle a été déterminée sur éprouvettes à partir des essais réalisés. Le passage à l'échelle de la structure ainsi que l'erreur liée au champ d'orientation peuvent être à l'origine de la différence entre la valeur de l'angle critique obtenue expérimentalement sur éprouvette et celle déterminée numériquement à l'échelle de la structure.
Enfin, le critère de fatigue proposé, recalé de l'angle en question, est prédictif en termes de tenue et de localisation de la zone de rupture. Ceci a été mis en évidence par les essais de validation sur éprouvette trouée et sur la lame de suspension en composite.

Finalement, la méthodologie de dimensionnement des pièces de structures en matériaux composites tissés proposée dans ce travail de thèse est la suivante :

1. **Modélisation numérique du volume élémentaire représentatif afin d'obtenir les propriétés élastiques du matériau par un calcul d'homogénéisation.**
2. **Trois essais monotones jusqu'à rupture à 0°, 45° et 90° : pour identifier les mécanismes de dégradation et obtenir les valeurs à rupture dans les trois directions.**
3. **Deux essais de fatigue : nous avons besoin d'une courbe S-N à 0° et d'une autre courbe dans une direction différente de celles des fibres à 0° pour identifier les paramètres de fatigue du critère proposé (les pentes des deux courbes S-N).**
4. **Modéliser la structure par éléments finis et appliquer le critère de fatigue multiaxiale**

Perspectives

Sur le modèle proposé

La détermination de l'angle limite à l'échelle de l'éprouvette a été restreinte par la taille de celle-ci. Ainsi, utiliser une éprouvette plus grande permettrait de s'affranchir de l'effet structure lié à la géométrie de l'éprouvette. Mais, ceci n'est sans doute pas suffisant, une étude sur l'effet d'échelle s'avère nécessaire pour justifier le passage éprouvette-structure.
Le critère de fatigue proposé est développé en traction. Les essais de compression se sont révélés trop dispersifs pour être utilisés dans ce cadre. Le comportement en compression est important à cerner puisque la pièce étudiée est sollicité en compression sur une face. Il s'agit alors d'affiner l'étude de l'essai de compression. Pour cela il est nécessaire, tout d'abord, de mettre en œuvre un essai mieux adapté tel que la flexion pure.
Enfin, ces travaux de thèse n'ont été appliqués qu'à un seul matériau, un composite tissé non équilibré (90%/10%). La démarche développée dans ce manuscrit pourrait s'appliquer à d'autres matériaux, à condition que les mécanismes de dégradation soient similaires. Il

serait donc intéressant de démontrer la validité de l'approche en étudiant différents composites employés couramment sur véhicule. Le critère de tenue pourrait également être validé sur d'autres pièces en matériaux composites et sous des chargements non proportionnels et d'amplitude variable.

Facteurs influençant la durée de vie en fatigue

Dans ce manuscrit, nous avons traité l'influence des facteurs influençant la durée de vie tels que la fréquence de chargement et la géométrie des éprouvettes. D'autres facteurs importants méritent d'être approfondis tels que le vieillissement ou l'effet des conditions hygrothermiques et thermiques.
Un autre point important dans le dimensionnement des pièces en matériaux composites est la résistance aux impacts hors-plan, qui constituent l'une des agressions accidentelles les plus endommageantes pour les matériaux composites. La structure composite étudiée (le train avant à lame composite) est largement soumise, en service, à des impacts à basses vitesses (projection de gravillons) en raison de sa position exposée à la route.
Les impacts, même de faible énergie, provoquent des dommages qui peuvent se propager sous sollicitations cycliques. Ils peuvent significativement diminuer la résistance résiduelle du matériau sans forcément laisser de marques visibles sur la surface extérieure. Il est donc essentiel de définir une stratégie de dimensionnement à la tolérance aux dommages afin de garantir la tenue de la structure endommagée jusqu'à la détection du dommage. Il est aussi important de déterminer le seuil de l'énergie d'impact à partir duquel celui-ci est pénalisant vis-à-vis de la durée de vie.
Enfin, pour envisager une production en grande cadence, le procédé RTM tel qu'il est aujourd'hui n'est pas forcément le mieux adapté. Un changement du matériau en utilisant une résine thermoplastique pourrait être une solution à côté d'autres éventuelles modifications. Pour adapter la méthode de dimensionnement proposée, il est nécessaire d'étudier l'effet de certains facteurs tels que : la nature de la matrice, l'architecture du matériau ou aussi la fraction volumique des fibres.

Endommagement par fatigue et durée de vie de structures en matériaux composites à fibres continues pour application liaison au sol

RESUME :

L'allègement des véhicules est un enjeu majeur de l'industrie automobile pour participer, avec l'évolution des motorisations, à la maîtrise des consommations énergétiques et la réduction des émissions de gaz à effet de serre. Dans ce travail, nous nous intéressons à l'introduction des matériaux composites dans les pièces de structure et particulièrement dans le périmètre de la liaison au sol composé d'organes de sécurité active, sujets au phénomène de fatigue multiaxiale à grand nombre de cycles. Les matériaux composites présentent une solution séduisante en raison de leurs propriétés mécaniques intéressantes combinées à une faible densité. Toutefois, la fatigue des matériaux composites reste un sujet complexe relativement peu abordé. C'est dans ce cadre que s'inscrit cette thèse qui vise à mettre en place une méthodologie de dimensionnement des composants automobiles de structure, à partir d'un composite tissé verre/époxy. Cette méthodologie s'attache à être facile d'utilisation et adaptable au calcul de structure pour être applicable en Bureau d'Études. La première étape de cette étude est la caractérisation de la tenue en service du matériau sous chargements monotones et cycliques et l'identification des cinétiques d'endommagement. Au vu des résultats expérimentaux obtenus et à partir des approches de dimensionnement existantes, un critère de fatigue multiaxiale est proposé. Ensuite, une optimisation du protocole d'identification des paramètres est effectuée afin de réduire au minimum le volume des campagnes d'essais. Enfin, le critère mis en place pour évaluer la durée de vie en fatigue du matériau composite tissé est validé sur des éprouvettes trouées et sur le train avant à lame composite.

Mots clés : tenue en fatigue, durée de vie, composite tissé, pièce de structure, fibres de verre continues.

ABSTRACT :

The reduction of fuel consumption and greenhouse gas emissions is one of the most important challenges facing the automotive industry. An efficient strategy to meet these targets is by reducing the weight of vehicle. In this work, we are interested in introducing composite materials in automotive structural parts and especially in suspensions which are subjected in service to high-cycle fatigue loadings. Therefore, a good prediction of fatigue life is required. As continuous fibre-reinforced composites provide good mechanical properties combined with a low density, they have been increasingly used in many lightweight structures. However, the fatigue behaviour of composites has not been widely investigated. This work aims at developing an approach to predict the lifetime in service of structural automotive components, made with woven glass / epoxy composite. This approach has to be easy to use by design engineers at the scale of the structure. The first step is the characterization of the material. Then, the processes involved in degradation of the composite subjected to both monotonic and cyclic loadings were identified. Given the experimental results and the existing approaches, a multiaxial fatigue criterion is proposed. An optimization of the identification protocol is also performed to reduce the quantity of needed experimental data. Finally, the fatigue life prediction model criterion is validated by tests on notched coupons and on composite vehicle's suspension.

Keywords : fatigue, lifetime, woven composite, automotive structural parts, continuous glass fibres.

MINES ParisTech

ParisTech
INSTITUT DES SCIENCES ET TECHNOLOGIES
PARIS INSTITUTE OF TECHNOLOGY