



HAL
open science

Mécanismes de fatigue dominés par les fibres dans les composites stratifiés d'unidirectionnels

Fabrizio Pagano

► **To cite this version:**

Fabrizio Pagano. Mécanismes de fatigue dominés par les fibres dans les composites stratifiés d'unidirectionnels. Matériaux. Université Paris sciences et lettres, 2019. Français. NNT: 2019PSLEM039 . tel-02405402

HAL Id: tel-02405402

<https://pastel.hal.science/tel-02405402>

Submitted on 11 Dec 2019

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.



THÈSE DE DOCTORAT
DE L'UNIVERSITÉ PSL

Préparée à MINES ParisTech

**Mécanismes de fatigue dominés par les fibres dans les
composites stratifiés d'unidirectionnels**

Soutenue par

Fabrizio PAGANO

Le 4 Octobre 2019

Ecole doctorale n° 621

**Ingénierie des Systèmes,
Matériaux, Mécanique,
Énergétique**

Spécialité

**Sciences et génie des
matériaux**

Composition du jury :

Laurent, GUILLAUMAT Professeur, ENSAM Angers	<i>Président</i>
Benoit, VIEILLE Professeur, INSA Rouen	<i>Rapporteur</i>
Frédéric, THIEBAUD Professeur, Univ. de Bourg.Franche-Comté	<i>Rapporteur</i>
Laurent, MICHEL Professeur associé, ISAE Toulouse	<i>Examineur</i>
Myriam, KAMINSKI Ing. de recherche, ONERA Châtillon	<i>Encadrante</i>
Jean-Marc, BESSON Ingénieur, Airbus Helicopters	<i>Invité</i>
Alain, THIONNET Professeur, Ecole des Mines Paris	<i>Directeur de thèse</i>

Remerciements

J'aimerais prendre ici le temps de remercier les personnes et les institutions qui ont participé à cette expérience enrichissante soit sur le plan scientifique ainsi que personnel. Cette thèse, fruit de riches collaborations, a été réalisée entre l'ONERA, au sein du Département Matériaux et Structures Composites de Châtillon, et l'Ecole des Mines de Paris, au sein du Centre des Matériaux d'Evry.

Je souhaite remercier tout d'abord Alain THIONNET, mon directeur de thèse, pour ses directives et pour avoir mis ses compétences au profit de ce travail de recherche. J'ai apprécié les moments d'échanges privilégiés sur les matériaux composites et également sur d'autres sujets que j'espère pouvoir continuer à « déguster » après la thèse. Nos rencontres ayant eu lieu principalement au Centre des Matériaux, la thèse a pu bénéficier de nombreuses ressources technologiques et humaines. Parmi celles-ci, je tiens particulièrement à remercier Jean Christophe TEISSEDRE, pour avoir partagé avec moi son savoir-faire pour la partie expérimentale de la thèse.

Je remercie également les membres du jury pour l'attention qu'ils ont porté à mon travail et pour les échanges scientifiques qui ont pu en découler lors de la soutenance. Merci à Frédéric THIEBAUD et Benoit VIEILLE pour avoir accepté d'être rapporteurs de ce travail, à Laurent GUILLAUMAT d'avoir présidé le jury et à Laurent MICHEL et Jean-Marc BESSON d'avoir participé à mon jury de thèse.

La majorité de la thèse s'est déroulée à l'ONERA, qui a financé mon travail. C'est dans l'unité MC² que j'ai trouvé une grande famille, composée d'ingénieurs, doctorants et amis ! Au travers de nombreuses interactions, eux tous ont contribué au bon déroulement de cette thèse. Merci de m'avoir accueilli pendant ces trois années et de m'avoir permis de faire partie de ce laboratoire, que je considère être d'une très grande qualité.

Merci à Jean-François MAIRE, directeur du département et voisin de bureau, que j'estime sincèrement pour ses compétences scientifiques et pour ses qualités humaines. Je le remercie de m'avoir fait profiter de ses connaissances tout au long de mon doctorat, pour ses conseils, pour la relecture de mon manuscrit et pour les discussions sur mon avenir après thèse.

Sans la contribution essentielle de Pascal PAULMIER, la riche partie expérimentale de cette thèse n'aurait pas été possible. Merci pour le travail et le temps qu'il m'a dédiés, je lui en suis aussi d'autant plus redevable pour le fait d'avoir eu toujours patience avec moi. Merci également pour les randonnées et les moments très agréables et amusants que j'ai partagé avec lui.

Les mots ne sont pas assez forts pour remercier Martin HIRSEKORN et François-Henri LEROY, qui ont joué le rôle d'encadrants « officieux ». Par leurs avis scientifiques éclairés, leur pédagogie et leur généreux investissement, la qualité de ce travail tient énormément à leur contribution. Merci pour les excellentes discussions scientifiques, et autres, qu'on a pu avoir ensemble. Je les espère encore nombreuses.

Je voudrais aussi exprimer ma profonde reconnaissance à Myriam KAMINSKI, mon encadrante, qui a suivi et assuré l'aboutissement de ce travail. Pour son soutien infailible, pour le temps et la patience qu'elle m'a consacrés, et pour la correction de toutes les fautes d'orthographe de mon manuscrit, ces quelques lignes ne sont certainement pas suffisantes pour exprimer ma gratitude à son égard. Qu'elle me permette de partager avec elle les mérites de ce travail de thèse.

Enfin, j'adresse mes plus sincères remerciements à mes parents qui m'ont toujours laissé la liberté totale de mes choix et qui, bien qu'à distance, ont été toujours présents pour moi. Pour m'avoir soutenu, motivé et encouragé tout au long de ces années, grazie !

*In memoria di lunghe giornate
del sole private,
passate a redigere
un'esperienza da vivere.
La memoria lascia spazio al futuro,
nuova strada in cui mi avventuro.
Il mare e il cielo tanto sognati
saranno dei traguardi sudati.*

Fabrizio, ottobre 2019

A mamma Silvana, papà Angelo e zia Emilia.

Table des matières

Introduction.....	5
Chapitre I Développement d'un protocole expérimental pour la génération de ruptures conformes dans l'essai de traction sur l'UD	9
I. 1. Synthèse bibliographique des méthodologies expérimentales existantes.....	10
I. 2. Matériau et équipement.....	12
I. 2. 1. Eprouvettes et talons	12
I. 2. 2. Montage expérimental et instrumentation.....	13
I. 3. Simulations aux Eléments Finis de l'essai de traction quasi-statique.....	13
I. 3. 1. Modélisation de l'essai de traction	13
I. 4. Vérification expérimentale des paramètres optimisés par simulation numérique	19
I. 4. 1. Angle de désalignement.....	19
I. 4. 2. Pression de serrage.....	21
I. 4. 3. Ruptures prématurées des éprouvettes	21
I. 5. Etude de la capacité d'une nouvelle configuration d'essai optimisée à générer des ruptures en mode fibre et en zone utile	22
I. 5. 1. Développement de la nouvelle configuration d'essai.....	22
I. 5. 2. Analyse statistique des valeurs à rupture.....	26
I. 6. Application de la méthodologie développée aux essais de fatigue.....	28
I. 7. Conclusion du chapitre.....	30
Chapitre II Caractérisation de l'endommagement, durées de vie et performances résiduelles de l'UD en fatigue	33
II. 1. Synthèse bibliographique des principales études existantes	35
II. 2. Objectifs de la campagne expérimentale.....	42
II. 3. Montage expérimental et instrumentation	42
II. 4. Limites et difficultés des EA sur l'UD en fibres de carbone.....	43
II. 5. Choix des niveaux de contrainte cyclique maximale	47
II. 6. Matrices d'essais.....	48
II. 7. Suivi des endommagements de fatigue par l'émission acoustique	50
II. 7. 1. Classification par l'algorithme des K-means à centres mobiles	51
II. 7. 2. Identification de la signature acoustique du bruit.....	55
II. 7. 3. Classification par l'algorithme des K-means à 1 centre imposé.....	56
II. 7. 4. Classification par modèle de mélange gaussien.....	57
II. 7. 5. Influence du rapport de charge R.....	64
II. 7. 6. Comparaison de l'énergie acoustique entre les essais de type A et B.....	65
II. 8. Sur la différence des durées des vies entre les essais de type A et B.....	67
II. 9. Suivi de l'évolution en fatigue de la rigidité longitudinale	68
II. 10. Evaluation statistique des propriétés résiduelles.....	69
II. 11. Endommagements observés à l'échelle microscopique.....	72
II. 11. 1. Microstructure du matériau.....	72
II. 11. 2. Fibres rompues sans et avec décohésions.....	74
II. 11. 3. Endommagement de la matrice.....	76
II. 11. 4. Analyse des faciès de rupture.....	76
II. 12. Conclusion du chapitre.....	77
Chapitre III Modélisation des mécanismes d'endommagement et rupture de l'UD soumis à des chargements de traction quasi-statique et de fatigue.....	79
III. 1. Synthèse bibliographique des mécanismes d'endommagement et leur modélisation.....	80
III. 2. Objectifs de la modélisation	87
III. 2. 1. Scénario d'endommagement et rupture.....	87
III. 2. 2. Motivations de la modélisation	88

III. 3. Choix et justification des hypothèses de la modélisation.....	89
III. 3. 1. Description du Volume Élémentaire représentatif (VER).....	89
III. 3. 2. Lois de comportement utilisées pour les constituants.....	93
III. 4. Estimation de la surcontrainte au bord de la fibre voisine	98
III. 5. Evolution des surcontraintes autour des clusters.....	103
III. 5. 1. Etude du profil des surcontraintes dans le plan de rupture, à iso- V_f	103
III. 5. 2. L'influence du V_f	108
III. 6. Surcontraintes générées par la décohésion.....	109
III. 7. Sur la complémentarité entre deux mécanismes de ruptures de fibres	114
III. 8. Modes de chargement de l'interface fibre/matrice sous sollicitation quasi-statique et de fatigue	116
III. 8. 1. Sollicitation quasi-statique.....	116
III. 8. 2. Fatigue.....	118
III. 8. 3. Sur l'origine du changement de modes.....	118
III. 9. Evolution de la contrainte axiale en fatigue	119
III. 10. Probabilité de rupture d'une fibre sous contrainte hétérogène	124
III. 11. Conclusion du chapitre	129
Chapitre IV Comportement des plis à 0° dans des stratifiés multidirectionnels sous sollicitations de fatigue	133
IV. 1. Choix des empilements par analyse numérique.....	134
IV. 2. Endommagement et rupture du stratifié $[0_2 30 -30 0]_s$	136
IV. 2. 1. Sollicitation quasi-statique.....	137
IV. 2. 2. Fatigue.....	139
IV. 3. Endommagement et rupture du stratifié $[0_3 90_5]_s$	142
IV. 3. 1. Sollicitation quasi-statique.....	142
IV. 3. 2. Fatigue.....	145
IV. 4. Comparaison des durées de vie.....	148
IV. 5. Identification de la signature acoustique de la fissuration matricielle.....	149
IV. 6. Conclusion du chapitre.....	151
Conclusion générale et perspectives	153
Annexe A – Synchronisation de la chaîne acoustique.....	157
Annexe B – Conditions de périodicité du VER.....	159
Annexe C – Tenseur des contraintes dans une fibre voisine à celle rompue.....	160
Références.....	161

Introduction

Les composites à fibres continues de carbone et matrice organique (CFRP) ont des résistances et rigidités spécifiques plus élevées par rapport aux matériaux métalliques (Dutton et al., 2004), et ont démontré de meilleures propriétés de résistance en fatigue (Salkind, 1972). Sachant (i) que proposer des structures plus légères signifie générer moins de coût de carburant et moins de pollution, (ii) que les rafales de vent et les cycles des missions des avions créent des sollicitations cycliques, la réduction du poids et l'amélioration de la tenue en fatigue sont deux facteurs très importants dans le domaine des structures aéronautiques. Pour cela, cette classe de matériaux composites est de plus en plus utilisée dans ce domaine (Williams, 2016).

Dans un composite stratifié, l'essentiel de la rigidité et de la résistance est donné par les fibres, c.à.d. que les plis orientés à 0° par rapport à la direction du chargement pilotent souvent la rupture du stratifié sous chargement quasi-statique et de fatigue. Pour ces raisons, il est très important de connaître les propriétés mécaniques en statique et en fatigue de l'UD (c.à.d. le stratifié unidirectionnel, composé seulement de plis à 0°) sous chargement de traction, afin de pouvoir dimensionner efficacement la structure composite. L'UD a des propriétés mécaniques fortement anisotropes : la résistance en traction dans le sens des fibres est plus élevée d'un facteur 20 à 30 par rapport à la résistance en sens transverse. Pour cela, la réalisation d'essais de caractérisation de ses propriétés mécaniques, en statique et en fatigue, est très difficile : des ruptures prématurées ont lieu en dehors de la zone utile, générées par rupture matricielle parallèle à l'axe de chargement (splitting), et non par rupture en mode fibre. De plus, la rupture du pli à 0° sollicité en traction semble être générée par coalescence instable de clusters¹ de fibres rompues, mais cela n'est pas encore expérimentalement vérifié (Garcea et al., 2017). Pour cela, il semble nécessaire de s'intéresser à l'échelle microscopique (l'échelle des constituants : fibres/matrice) pour comprendre l'évolution des mécanismes qui pilotent la rupture. Cela demande d'effectuer des études par simulation aux éléments finis à l'échelle microscopique qui sont dispendieuses en termes de temps de calculs.

Par conséquent, la résistance en traction du stratifié unidirectionnel est souvent sous-estimée ou méconnue, à cause des ruptures prématurées : les contraintes à rupture sont plus faibles car la résistance en mode fibre n'est pas exploitée entièrement. Pour ces raisons, l'UD ne peut pas être sollicité à de forts niveaux de chargement car l'éprouvette rompt prématurément en mode matriciel. Les essais de fatigue sont alors réalisés à des niveaux de chargements assez bas par rapport à la résistance en mode

¹On appelle « cluster » un regroupement de fibres rompues dans le même plan.

fibres. Dans ce contexte, l'absence de dégradation en fatigue de l'UD amène à dire que les plis à 0° ne fatiguent pas ou très peu.

Plus en détail, l'absence d'une dégradation importante en fatigue de l'UD a été mise en évidence par (Corum et al., 1995) pour des fibres de carbone à haut module. Par contre, ils ont remarqué une diminution de la durée de vie pour UD avec fibres de carbone à bas module. Cependant, la déformation à rupture des fibres de carbone utilisées dans leur étude est de l'ordre du 1%, alors que les fibres de carbone de nouvelle génération utilisées dans cette thèse, ont une déformation à rupture de l'ordre du 2%. Par conséquent, la possibilité de solliciter un stratifié unidirectionnel à des déformations cycliques plus élevées peut faire apparaître des phénomènes de dégradation en fatigue qui n'était pas observables avant.

Cette possibilité, mise en évidence aussi par (Meziere et al., 2005), pose le problème de pouvoir solliciter l'UD à des niveaux de charge élevés, proche à la déformation à rupture des fibres, sans rencontrer des problèmes des ruptures prématurées par splitting ou hors de la zone utile. Pour cela, (Meziere et al., 2005) ont mis en place un montage expérimental pour faire des essais de fatigue sur des UD pultrudés avec fibres de carbone de nouvelle génération, avec un système de serrage qui a permis d'avoir des ruptures conformes en mode fibre dans la zone utile. Dans ce manuscrit, par convention pour les essais de traction uniaxiale sur UD, on appelle « conforme » une rupture qui a lieu en mode fibre et dans la zone utile. Une rupture par splitting ou en dehors de la zone utile est nommée « non conforme ». Enfin, les travaux de (Meziere et al., 2005) ont montré que l'UD pultrudé se dégrade en fatigue sous des niveaux de déformations cycliques assez élevés, proche de la déformation à rupture des fibres. Cependant, l'étude a consisté seulement en une campagne expérimentale : il n'y a pas d'explication physique quant à l'évolution des mécanismes d'endommagement amenant à la rupture en fatigue. De plus, le montage expérimental développé dans cette étude ne peut être appliqué qu'aux matériaux pultrudés, et non aux stratifiés.

(Garcea, 2015) a réalisé des essais de traction quasi-statique et de fatigue in-situ au micro-tomographe sur un MD, stratifié multidirectionnel, composé de fibres de carbone et d'une matrice polymère. On rappelle que un MD est composé par plusieurs plis unidirectionnels superposés avec des orientations différentes. Un comptage des fibres rompues et des clusters de fibres rompues dans les plis à 0° au cours des essais a été réalisé. Il a mis en évidence un nombre de fibres rompues uniques (ou bien un cluster de seulement une fibre) plus important sous sollicitation de fatigue que sous sollicitations quasi-statique et ce nombre de fibres rompues augmente avec le nombre de cycles. Cependant, cette analyse a été menée sur un stratifié multidirectionnel $[90\ 0]_s$, avec une double entaille. Or, la présence des entailles dans les plis à 0° génère des splitting pendant l'essai. Cela peut engendrer une rupture prématurée de l'éprouvette alors même que la résistance des plis à 0° n'est pas entièrement exploitée.

Concernant la modélisation de l'endommagement en fatigue des composites stratifiés, de nombreuses études existent dans la littérature mais peu concernent la prévision des ruptures de fibres. Par exemple, dans leur revue bibliographique des modèles existants, (Degrieck and Paepegem, 2001) ont évoqué différents modèles phénoménologiques pour la prévision de la durée de vie et des performances résiduelles des composites stratifiés. Ces modèles sont simples en termes d'implémentation et temps de calculs. Cependant, leur identification nécessite un vaste travail expérimental et ils ne prennent pas en compte l'évolution des mécanismes d'endommagement, comme par exemple les ruptures progressives des fibres.

(Caous, 2017) propose un modèle d'endommagement progressif pour la prévision de la durée de vie et performances résiduelles d'un stratifié composite. Le modèle est écrit à l'échelle mésoscopique (l'échelle du pli), il prend en compte l'endommagement matriciel et ses conséquences en terme de rigidité et résistance résiduelles. Ce modèle, qui a un critère de rupture en fatigue, a été appliqué au calcul de durée de vie d'une structure. Cependant, l'hypothèse est faite que la résistance dans la direction des fibres est affectée seulement par le couplage avec l'endommagement matriciel des plis hors axe. De plus, il n'y a pas d'essais sur UD : la résistance dans le sens des fibres a été extrapolée indirectement par des essais sur des stratifiés multidirectionnels où interviennent simultanément différents types d'endommagement.

Un des rares modèles qui décrit la rupture progressive des fibres en fatigue est le modèle de (Alves and Pimenta, 2018a). Les auteurs ont développé un modèle analytique à l'échelle microscopique pour la prévision de la durée de vie d'un UD sous chargement de traction. Ce modèle est implémenté dans un code de calcul, et prend en compte l'incertitude statistique sur les valeurs à rupture des fibres, la rupture progressive des fibres et la propagation de la décohésion à l'interface entre la fibre et la matrice. Cependant, d'importantes hypothèses simplificatrices sont faites concernant la distribution spatiale des fibres, les mécanismes qui génèrent le transfert de charge entre fibres rompues et fibres voisines, et sur la manière dont se propage de la décohésion.

En résumé, la littérature ne fait pas état de protocole expérimental clair qui permet d'obtenir des ruptures conformes sur les stratifiés unidirectionnels à fibres continues de carbone. De plus, il n'existe que peu de données expérimentales qui démontrent l'existence de la diminution de la durée de vie en fatigue d'un UD à fibres continues de carbone à haut module. A notre connaissance, peu de données de fatigue existent aussi sur des MD pour lesquels il est démontré que la rupture est pilotée par les fibres des plis à 0° . En dehors des analyses expérimentales, les travaux de modélisation recensés donnent peu d'explications précises sur l'évolution des mécanismes d'endommagement et rupture des plis à 0° sollicités en fatigue sous chargement de traction. Réaliser des modélisations à l'échelle microscopique pour mieux expliquer ces mécanismes est difficile et requiert des temps de calcul importants afin de proposer une représentation rigoureuse du comportement des constituants et du scénario d'endommagement.

Ces manques constatés dans la littérature ont amené à ces travaux de thèse, dont l'objectif est de mettre en évidence les mécanismes de fatigue dominés par les fibres dans les composites stratifiés d'unidirectionnels, au moyen d'analyses expérimentales et numériques.

Le *Chapitre I* présente la démarche qui a permis de réaliser des essais sur stratifiés unidirectionnels à fibres continues de carbone sollicités en traction monotone avec des ruptures conformes (en zone utile et en mode fibre). Pour cela, une analyse bibliographique a d'abord été réalisée pour recenser les méthodologies existantes permettant de générer des ruptures conformes sur UD. Le manque d'éléments de réponse univoques et définitifs de cette étude bibliographique nous a conduits à réaliser des simulations aux Eléments Finis (EF) de l'essai de traction monotone en considérant différentes configurations. Les objectifs étaient de comprendre l'influence des paramètres géométriques de l'éprouvette et de configuration de montage, afin d'identifier quels sont les paramètres à optimiser pour obtenir une rupture conforme de façon rapide et sans onéreuses campagnes d'essais. Ensuite, des essais de traction quasi-statiques ont été réalisés en tenant compte les paramètres optimisés par EF, pour étudier la capacité de cette nouvelle configuration d'essais à générer des ruptures conformes. La suite a consisté à réaliser des essais de fatigue générant des ruptures en mode fibre dans la zone utile en utilisant la configuration d'essais optimisée.

Comme les essais de fatigue préliminaires, réalisés avec la configuration d'essais optimisée, ont montré une dégradation de l'UD dans le sens des fibres, une campagne expérimentale de fatigue, présentée dans le *Chapitre II*, a été réalisée sur l'UD afin d'obtenir des durées de vie et performances résiduelles pour différents niveaux de sollicitation. Pour y parvenir, la campagne d'essai s'est structurée au travers d'une comparaison entre essais de fatigue à différents rapports de charge, nombre de cycles et contraintes maximales. Un premier objectif était de mettre en évidence le scénario le plus endommageant pour le matériau, à même contrainte maximale imposée, restant dans le domaine de la traction, c.à.d. $0 < R \leq 1$, R étant le rapport de charge défini par le rapport de la contrainte minimale sur la contrainte maximale appliquées. De plus, afin de déterminer la loi d'évolution des ruptures des fibres en fatigue, la technique de l'émission acoustique (EA) a été utilisée. En parallèle, la variation de la rigidité longitudinale est mesurée pendant les essais de fatigue. Ensuite, les essais de performance résiduelle après fatigue sont analysés au moyen d'une analyse statistique des résultats. Enfin, on étudie la microstructure et les faciès de rupture des échantillons rompus sous les différents types de chargement par des analyses fractographiques post-mortem au MEB et au micro-tomographe.

L'objet du *Chapitre III* consiste à comprendre pourquoi il y a une dégradation en fatigue de l'UD sachant qu'il n'a pas montré de chute de rigidité macroscopique. Pour cela, on s'est intéressé à l'échelle des constituants (fibres/matrice), c.à.d. l'échelle microscopique, pour comprendre l'évolution des mécanismes de rupture en fatigue. A cet égard, des simulations aux Eléments Finis sur un Volume Élémentaire Représentatif (VER) simplifié, composé de plusieurs fibres noyées dans la matrice ont été réalisées. La rupture de l'UD semblant arriver par coalescence instable de clusters de fibres rompues, on a étudié les surcontraintes dans les fibres voisines à des clusters de taille différente. Pour essayer d'expliquer la réduction de durée de vie en fatigue, ces surcontraintes ont aussi été analysées en fonction de différentes longueurs de décohésion de l'interface fibre/matrice, en supposant que c'est le mécanisme d'endommagement qui se propage en fatigue. De plus, différentes lois de comportement ont été testées pour la matrice, pour évaluer leur influence sur les surcontraintes des fibres sous chargement de fatigue. Toutefois, pour prévoir la rupture de l'UD, des modèles déterministes ne suffisent pas. Sachant que la rupture en traction des plis à 0° est pilotée par la résistance des fibres, il faut prendre en compte le caractère aléatoire de la résistance des fibres. Pour cela, une approche probabiliste est proposée afin de déterminer la probabilité de rupture d'une fibre surcontrainte en fonction de l'avancement de la décohésion.

Enfin, le *Chapitre IV* s'intéresse aux stratifiés multidirectionnels, utilisés pour les structures en composite dans le milieu industriel (Huang and Zhou, 2012). La rupture en traction d'un stratifié MD est généralement pilotée par la rupture des plis à 0° dans le stratifié. Dans ce chapitre, on s'intéresse particulièrement aux plis à 0° sous sollicitations de fatigue. Un modèle mésoscopique déjà existant dans la littérature (Laurin et al., 2007) a été appliqué afin d'identifier un empilement dans lequel les plis hors axe ne s'endommagent pas ou très peu. Cet empilement a été défini afin de tester le comportement en fatigue des plis à 0° , sans être gênés par les problèmes de ruptures prématurées affectant les UD, et sans être influencé (ou peu) par les endommagements survenant dans les plis hors-axe. L'idée est générer une sollicitation cyclique de traction longitudinale dans les plis à 0° de cet empilement égale à celle appliquée aux plis de l'UD testé précédemment, pour pouvoir comparer les résultats. Enfin, nous déterminerons les durées de vie et performances résiduelles d'une autre séquence d'empilement MD, qui présente de l'endommagement des plis hors-axe et de l'endommagement inter-plis, pour comprendre si et comment ces endommagements influencent le comportement des plis à 0° .

Chapitre I

Développement d'un protocole expérimental pour la génération de ruptures conformes dans l'essai de traction sur l'UD

Sommaire

I. 1. Synthèse bibliographique des méthodologies expérimentales existantes.....	10
I. 2. Matériau et équipement.....	12
I. 2. 1. Eprouvettes et talons	12
I. 2. 2. Montage expérimental et instrumentation.....	13
I. 3. Simulations aux Eléments Finis de l'essai de traction quasi-statique.....	13
I. 3. 1. Modélisation de l'essai de traction	13
I. 4. Vérification expérimentale des paramètres optimisés par simulation numérique	19
I. 4. 1. Angle de désalignement.....	19
I. 4. 2. Pression de serrage.....	21
I. 4. 3. Ruptures prématurées des éprouvettes	21
I. 5. Etude de la capacité d'une nouvelle configuration d'essai optimisée à générer des ruptures en mode fibre et en zone utile	22
I. 5. 1. Développement de la nouvelle configuration d'essai.....	22
I. 5. 2. Analyse statistique des valeurs à rupture.....	26
I. 6. Application de la méthodologie développée aux essais de fatigue.....	28
I. 7. Conclusion du chapitre.....	30

La résistance en traction longitudinale, X_L , d'un UD à fibres continues de carbone est généralement 20, 30 fois plus élevée que celle transverse, X_T . Pour ce type de matériau à forte anisotropie, les endommagements sont guidés par les constituants et non par le chargement : on a de la fissuration parallèle aux fibres quelle que soit la sollicitation. En fait, l'anisotropie de cet empilement provoque une rupture par « splitting » (*Figure I-1*). Le splitting est un mode de rupture matricielle, caractérisé par des fissures qui se propagent dans la matrice parallèlement à l'axe de chargement (et, pour l'UD, à la direction des fibres). Vu dans le repère local du matériau, il s'agit géométriquement du même endommagement que la fissuration transverse dans les plis à 90° d'un stratifié croisé (c.à.d. un stratifié MD avec des plis à 0° et à 90°).

Le splitting peut être créée par un état local triaxial de contraintes (dans des directions autres que celles des fibres) générées par une singularité (trou, entaille) ou par le serrage des mors. Plus en détail, non seulement le serrage impose une compression du matériau dans le sens de l'épaisseur, mais il génère des surcontraintes parasites en bloquant l'effet Poisson intrinsèque d'un matériau sous charge. Ainsi, le splitting s'amorce dans l'éprouvette à la fin de la zone de serrage, et amène à une rupture fragile en dehors de la zone utile (*Figure I-1*), comme détaillée dans la littérature pour la majorité des essais sur UD à fibres continues de carbone (Hojo et al., 1994; Kawai and Yano, 2016; Malolan et al., 2016).

Dans ces travaux, nous appliquerons des chargements uniaxiaux à des éprouvettes parallélépipédiques, qui induisent principalement une contrainte σ_x dans le repère global de l'éprouvette (suffisamment loin des mors d'après le principe de Saint Venant). Dans le cas de l'UD, la contrainte σ_x coïncide avec la contrainte σ_{11} exprimée dans le repère local du matériau. Ainsi, par commodité, nous parlerons dans la suite de la contrainte longitudinale appliquée (à l'éprouvette) σ_L .



Figure I-1 : rupture par splitting d'un UD $[0^\circ]_{16}$ sollicité en traction axiale longitudinale.

L'objectif de ce chapitre est de présenter la démarche qui a été mise en place pour obtenir des ruptures dans la zone utile en mode fibre, dans l'essai de traction sur le stratifié unidirectionnel à fibres continues de carbone. L'essai est ainsi dit conforme, car le mode de rupture n'est pas parasite par le dispositif expérimental. La démarche a été construite au travers d'un dialogue entre essais et simulations aux Eléments Finis. Le développement du protocole d'essais conformes en quasi-statique servira de base à la réalisation de la campagne d'essais en fatigue. Une recherche bibliographique sur le sujet a été le point de départ de l'étude.

I. 1. SYNTHÈSE BIBLIOGRAPHIQUE DES MÉTHODOLOGIES EXPÉRIMENTALES EXISTANTES

Les normes ASTM D3039/D3039M (ASTM, 2014) et DIN EN 527-1 (Deutsche Norm, 1995) définissent un protocole d'essais pour obtenir les propriétés sous sollicitation de traction quasi-statique de stratifiés composites à fibres continues et matrice polymère. Ces normes suggèrent d'utiliser des talons, collés sur la zone de serrage de l'éprouvette, pour avoir une interface plus souple et adoucir le transfert de l'effort provenant des mors de la machine de traction. Le matériau utilisé pour les talons

peut être de l'aluminium ou un composite à fibre de verre et matrice polymère (GFRP), avec un empilement de type $[+45 -45]_{ns}$. L'utilisation d'une géométrie biseautée pour le talon, avec un angle entre 7° et 10° , est suggérée mais pas obligatoire. Notons qu'aucune information n'est donnée concernant la valeur de pression de serrage à appliquer. Enfin, l'éprouvette doit être rectangulaire pour les essais sur UD. L'utilisation d'une éprouvette de forme haltère engendrerait des sites d'amorçage préférentiels du splitting dès le début de l'essai puisque les fibres sont coupées pendant la création du gradient dans la section et qu'il n'y a pas des plis hors-axe pour augmenter la résistance transverse et empêcher/retarder la propagation du splitting. La norme ASTM D3749/D3749M (ASTM, 2002) définit le protocole pour les essais de fatigue traction-traction sur la même classe de matériaux que la norme ASTM D3039/D3039M ; les mêmes recommandations sont adoptées pour la bonne réalisation de l'essai.

En général, les normes se limitent à donner des indications, et aucune solution définitive n'est proposée pour éviter la rupture prématurée de l'UD par splitting. Pour cela, des études sur le sujet existent dans la littérature (Bailey and Lafferty, 2015; Belingardi et al., 2011; De Baere et al., 2009; Lévesque, 2000).

(Lévesque, 2000) a étudié l'influence de nombreux paramètres d'essai (géométrie et matériau utilisés pour les talons) sur la génération des contraintes parasites à l'aide d'un développement semi-théorique et une analyse par Eléments Finis. Des talons en composite tissé verre/époxy, avec une géométrie issue de ces analyses, ont été choisis. De plus, les éprouvettes et les talons ont été moulés ensemble pour former une seule pièce, afin d'éviter un décollement des talons pendant l'essai qui engendrerait une rupture prématurée de l'éprouvette. Cette procédure, qui a présenté des difficultés en termes de réalisations, a permis toutefois de constater une augmentation de la contrainte à rupture de l'UD à fibre continues de carbone utilisé dans l'étude. Cependant, la seule photo des éprouvettes post-mortem présentée ne montre pas de ruptures en mode fibre et en zone utile.

(De Baere et al., 2009) ont comparé différentes configurations de serrage de l'éprouvette dans les mors, et de matériaux utilisés pour les talons, avec un modèle aux Eléments Finis. Les concentrations de contraintes dans l'éprouvette, causées par le serrage, ont été étudiées aux travers de ces simulations. Elles sont situées entre la fin de la zone du mors et le début de la longueur utile de l'éprouvette. A l'issue de cette étude, les auteurs concluent que des talons rectangulaires, en composite fibre de verre ou de carbone, avec un empilement de type $[45 -45]_{ns}$ engendrent les concentrations de contraintes les plus faibles. De plus, les talons doivent être positionnés de telle sorte qu'elle ne dépasse pas les mors au niveau des extrémités. Cependant, cette étude ne fait état d'aucun résultat expérimental ayant généré des ruptures en zone utile et en mode fibre avec le protocole d'essais proposé.

(Bailey and Lafferty, 2015) ont mis en évidence l'augmentation de température plus élevée dans la zone de serrage, au cours d'un essai de fatigue, par thermographie passive sur le chant de l'éprouvette. Dans cette étude expérimentale, ils ont comparé différents matériaux pour les talons et ont conclu que l'aluminium semble être le meilleur choix, car il réduit le plus le pic de chaleur localisé entre la fin de la zone de serrage et le début de la longueur utile de l'éprouvette. De plus, l'aluminium induit une transition plus douce en termes de surcontraintes dans l'éprouvette entre la zone des talons et la longueur utile, par rapport à un composite en fibre de verre. Enfin, il a été démontré qu'un chargement cyclique rend le problème de rupture dans les mors plus probable par rapport au cas d'un chargement quasi-statique. Cependant, cette étude se limite à mettre en évidence des criticités et à donner des recommandations, mais elle ne propose pas de solutions à tel égard.

Au vu des travaux trouvés dans la littérature, il n'y a pas de réel consensus sur le protocole expérimental à appliquer pour réaliser des essais de traction uniaxiale sur les UD à fibres continues de carbone dont la rupture a lieu dans la zone utile. En fait, les normes présentent certaines lacunes et les recommandations trouvées dans la littérature sont diverses et parfois contradictoires. Les analyses numériques, bien que détaillées, ne conduisent pas à des résultats expérimentaux satisfaisants vis-à-vis du type de rupture recherché.

I. 2. MATERIAU ET EQUIPEMENT

I. 2. 1. Eprouvettes et talons

Les stratifiés d'unidirectionnels utilisés dans ces travaux de thèse sont fabriqués à partir d'un prepreg, de fabrication Toray, constitué par les fibres T700GC, fibres continues de carbone à haute résistance et haute déformation à rupture, et la matrice M21, matrice époxy thermodurcissante (Torayca, 2014). Le taux volumique des fibres V_f , déclaré par le fournisseur est 57%. Les séquences d'empilements choisies pour notre étude sont $[0^\circ]_{16}$, $[0^\circ]_8$ et $[0^\circ]_4$. Les valeurs de résistance à rupture en traction monotone trouvées en littérature pour ce matériau, varient entre 1900 MPa et 2300 MPa (Maire and Leroy, 2003 ; Huchette, 2005 ; Laurin, 2005). Afin de réaliser des simulations EF préliminaires, nous avons choisi d'utiliser une valeur à rupture conservative $X_T = 2000$ MPa. Les autres valeurs des constantes d'ingénieur utilisées dans le modèle EF proviennent de travaux de caractérisation réalisés dans (Huchette, 2005 ; Laurin, 2005) et sont résumées dans le *Tableau I-1*. Les talons ont été découpés dans une plaque d'aluminium de 3 mm d'épaisseur, ou dans un composite stratifié GFRP avec fibres de verre type E et matrice RTM6. Dans un premier temps, les talons sont sablés afin d'augmenter l'efficacité du collage. Ensuite, ils sont collés aux éprouvettes avec de la colle Araldite 2011.

	Eprouvette	Talons	
	Stratifié UD T700GC/M21	Stratifié GFRP	Aluminium
Module longitudinal (E_L)	115000 MPa	42150 MPa	70000 MPa
Module transverse (E_T)	8500 MPa	10235 MPa	70000 MPa
Module de cisaillement (G_{LT})	9000 MPa	3760 MPa	26315 MPa
Résistance en traction 0° (X_T)	2000 MPa	-	-
Résistance en traction transverse 90° (Y_T)	76 MPa	-	-
Résistance au cisaillement (S_T)	80 MPa	-	-
Epaisseur	0,264 mm (pli)	0,25 mm (pli)	3 mm (total)

Tableau I-1 : propriétés élastiques des éprouvettes et des talons testés, utilisées dans les simulations aux Eléments Finis.

I. 2. 2. Montage expérimental et instrumentation

Les essais de traction monotone quasi-statiques ont été réalisés sous conditions atmosphériques standards, avec deux machines hydrauliques de différentes capacités : 100 kN et 500 kN. Les deux machines sont équipées de mors hydrauliques. Les essais ont été effectués à déplacement imposé, avec une vitesse de 2mm/min.

En complément de la cellule de force, la stéréo-corrélation d'images a été utilisée pour obtenir la courbe contrainte-déformation et les modules élastiques, et pour vérifier que l'alignement de l'éprouvette le long de l'axe de traction est correct. Les deux caméras SENSICAM utilisées ont une résolution de 2048 x 2048 pixels.

Deux capteurs d'émissions acoustiques sont collés aux extrémités de la longueur utile de l'échantillon, afin d'enregistrer et d'isoler les événements engendrés par l'endommagement de l'éprouvette et de s'affranchir du bruit et de l'endommagement provenant de la zone des mors.

Au moyen d'une caméra thermique qui permet d'enregistrer à haute fréquence (250 Hz), la technique de thermographie passive a été utilisée pour détecter des défauts dans l'échantillon pendant l'essai.

I. 3. SIMULATIONS AUX ELEMENTS FINIS DE L'ESSAI DE TRACTION QUASI-STATIQUE

Une analyse numérique préliminaire a été réalisée à l'aide d'un modèle EF pour simuler l'essai quasi-statique de traction uniaxiale avec différents types des talons (géométrie et matériau). Les objectifs de cette analyse préliminaire sont les suivants :

- comprendre les mécanismes physiques qui causent la rupture prématurée par splitting dans la zone de serrage ;
- identifier l'influence des différents paramètres de conception de l'essai, et vérifier que les résultats trouvés sont en accord avec la littérature ;
- corréler les résultats numériques avec les résultats des essais.

I. 3. 1. Modélisation de l'essai de traction

Maillages et simulations ont été réalisés avec le code EF ZéBuLoN de la suite logiciel Zset co-développée par l'ONERA et l'Ecole des Mines (Mines ParisTech and ONERA, 2018). La *Figure I-2* présente les parties simulées dans le modèle EF et les conditions aux limites. En raison des symétries du modèle, seul un quart du modèle de l'essai de traction a été simulé. Tous les calculs ont été effectués en supposant un comportement élastique linéaire. L'échantillon modélisé est un UD $[0^\circ]_{16}$ T700GC/M21². Selon la norme ASTM D3039/D3039M, l'éprouvette est rectangulaire, avec une longueur utile de 140 mm et une longueur de talons (c.à.d. longueur de l'éprouvette recouverte par les talons) minimale de 55 mm, pour des talons rectangulaires. Deux types de talons ont été modélisés : des talons en aluminium, et des talons en stratifié composite GFRP de 12 plis, fibre de verre et matrice époxy (*Tableau I-1*). L'épaisseur des talons est de 3 mm dans les deux cas. Différents angles de biseautage ont été testés. Pour chaque configuration géométrique, la zone de serrage (c.à.d. la face supérieure des talons sur laquelle le chargement externe est appliqué) a une longueur de 55 mm (ASTM D3039). Afin d'effectuer

² Les propriétés élastiques utilisées dans les calculs sont reportées dans le *Tableau I-1*.

des comparaisons pertinentes, la zone de serrage et la longueur utile de l'éprouvette sont égales pour toutes les configurations.

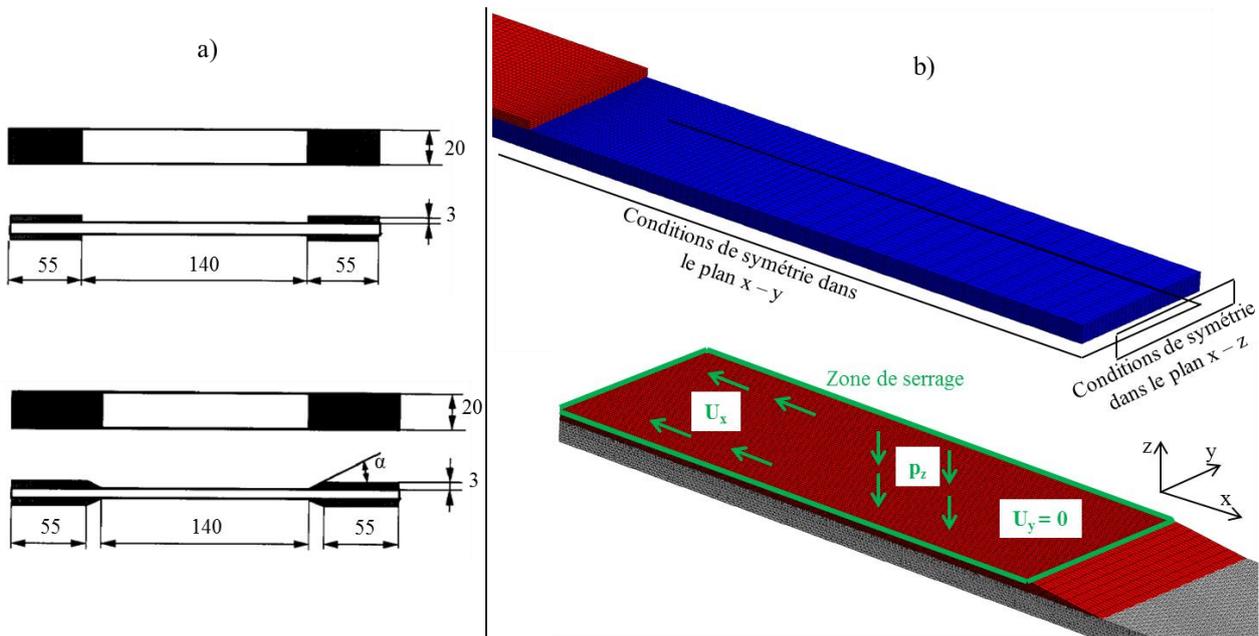


Figure I-2 : Modèle EF : a) géométrie et dimensions de l'échantillon (en blanc) et des talons (en noir) en mm; (b) conditions aux limites appliquées dans le calcul EF.

Ainsi, la longueur totale de l'éprouvette et la longueur des talons changent en fonction de l'angle de biseautage du talon. La Figure I-3 explique la différence entre la longueur des talons et la longueur de serrage pour différentes géométries de talons.

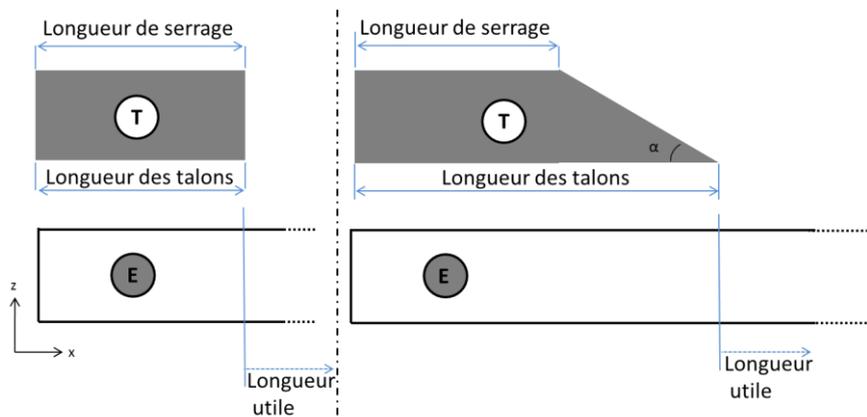


Figure I-3 : Pour un talon rectangulaire : longueur de serrage = longueur des talons ; pour un talon biseauté avec un angle α : longueur de serrage < longueur des talons.

Comme il s'agit d'une analyse préliminaire, la présence de la colle entre talon et éprouvette n'a pas été prise en compte : les deux pièces dans le modèle EF sont parfaitement unies dans le maillage. Elles sont maillées avec des éléments quadratiques de type brique.

Les mors n'ont pas non plus été modélisés ; le lecteur peut se référer à (De Baere et al., 2009) pour avoir des détails sur la prise en compte de la modélisation des mors dans ce type de simulations. Dans cette étude, le chargement externe est appliqué sur la zone de serrage (présentée sur la Figure I-2). Une pression p_z est imposée selon l'axe Z, et un déplacement négatif uniforme U_x est imposé selon l'axe X.

Initialement, U_x est choisi de façon que dans la partie centrale de la longueur utile il y ait une contrainte longitudinale (selon l'axe X) uniforme de 1500 MPa. Cette valeur étant loin de la contrainte à rupture en traction du matériau, les hypothèses de modèle linéaire élastique sans endommagement sont supposées satisfaites. Les déplacements selon l'axe Y ont été bloqués sur toute la longueur de serrage, pour traduire les effets des mors. Enfin, une valeur initiale de $p_z = 20$ MPa a été choisie pour tous les calculs. Dans un cadre linéaire élastique, le choix de la valeur de la pression est peu important. En réalité, comme expliqué plus loin, la machine de traction applique une pression plus grande.

La Figure I-4 a) montre l'allure de la contrainte longitudinale σ_{11} dans l'éprouvette avec des talons rectangulaires en aluminium. Les autres composantes du tenseur des contraintes présentent aussi un pic assez élevé dans la partie de l'éprouvette qui se trouve juste avant l'extrémité du talon. Ce pic est localisé proche de la surface, dans le pli supérieur de l'éprouvette, le plus proche du talon.

La rupture prématurée par splitting en sortie des mors n'est pas générée directement par la compression (σ_{33}) induite par la force de serrage. Elle est générée par σ_{22+} et σ_{12} , composantes positives du tenseur de contraintes selon l'axe Y, qui peuvent amener à la fissuration de la matrice parallèlement à l'axe de chargement (splitting). Ces composantes sont engendrées par un effet de Poisson contrarié : l'éprouvette essaie de rentrer en contraction transverse à cause de la contrainte longitudinale à laquelle elle est soumise or elle en est empêché par la présence des talons. En réaction apparaissent de la traction transverse et du cisaillement. C'est la raison pour laquelle les composantes de traction transverse et cisaillement, σ_{22} et σ_{12} , doivent être étudiées avec attention. Pour cela, le critère suivant, dénommé f_{2+} et défini dans (Laurin, 2005) a été utilisé afin d'étudier l'effet combiné de ces contraintes :

$$f_{2+} = \left(\frac{\sigma_{22}}{Y_t} \right)^2 + \left(\frac{\sigma_{12}}{S_c(1 - p\sigma_{22})} \right)^2 \quad \text{Équation 1}$$

La Figure I-4 b) montre un pic du critère f_{2+} , localisé dans le même endroit du pic de la contrainte σ_{11} : des valeurs positives élevées de la surcontrainte transverse et de cisaillement sont présent dans l'éprouvette, juste avant l'extrémité du talon ($x = 55$ mm). Ceci explique la rupture prématurée de l'échantillon dans la zone des talons, vu que le stratifié UD a une résistance en traction transverse extrêmement faible.

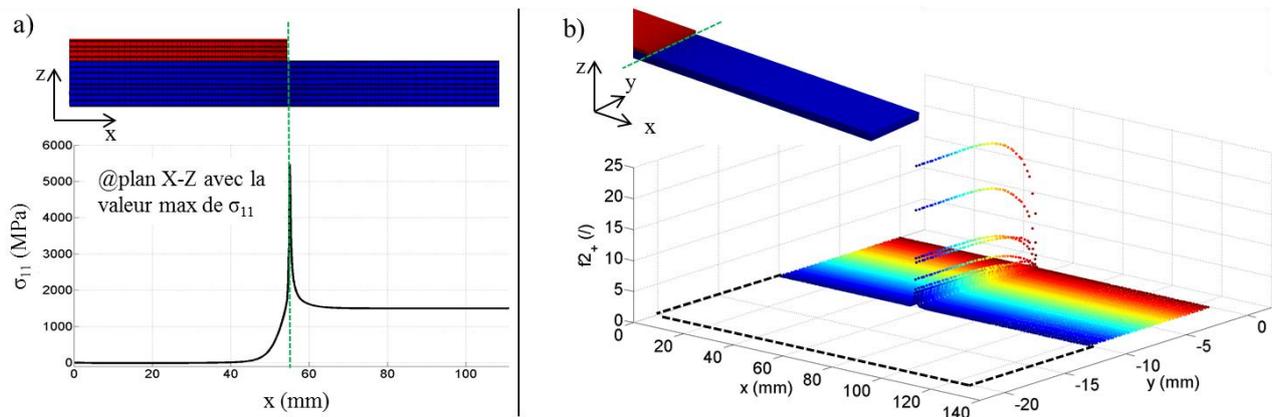


Figure I-4 : a) Contrainte longitudinale σ_{11} sur la surface de l'éprouvette, le long de la section X-Z médiane ($y = 10$ mm)
 b) Représentation en 3D du critère f_{2+} sur la surface de l'éprouvette pour le même calcul. Talons rectangulaires en aluminium.

Il est important de souligner que dans les résultats présentés, les pics observés dans la *Figure I-4* sont issus d'une singularité géométrique modélisée par EF. Ainsi, les valeurs des contraintes obtenues au niveau du pic dépendent fortement de la finesse du maillage. Par ailleurs, les lois de comportement des matériaux utilisées sont linéaires élastiques, ce qui amplifie certainement des singularités vis-à-vis de la réalité. Pour ces raisons, ces résultats ne donnent que des informations qualitatives et non quantitatives, et permettent seulement de comparer les configurations entre elles, afin de comprendre laquelle est la plus intéressante et dégager les tendances principales. Pour cela, la même finesse de maillage a été utilisée dans la zone à l'extrémité des talons pour toutes les configurations analysées.

La *Figure I-6* compare les résultats obtenus entre une éprouvette avec des talons rectangulaires en aluminium et une avec des talons rectangulaires en composite stratifié fibre de verre et matrice époxy (GFRP). Les composantes du tenseur des contraintes et le critère f_{2+} sont tracés sur la surface de l'éprouvette, selon un plan XZ spécifique, soit (i) selon le bord de l'éprouvette ou (ii) le long d'une coupe médiane (*Figure I-5*). Le plan choisi est celui où la grandeur tracée est la plus élevée. Par exemple, dans le cas de l'éprouvette avec les talons rectangulaires en aluminium, la valeur maximale de f_{2+} est atteinte dans la coupe médiane de l'éprouvette ($y=10\text{mm}$), comme montré sur la *Figure I-4 b*).

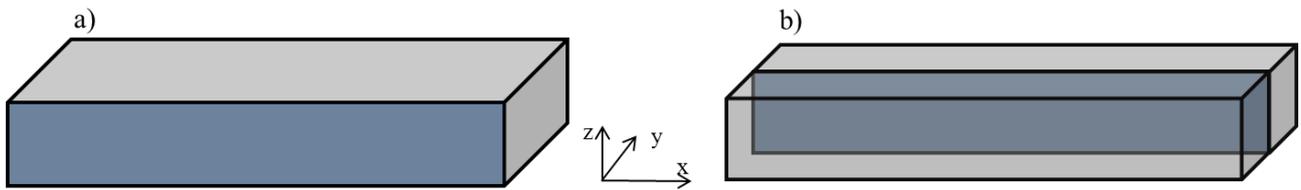


Figure I-5 : Coupes de l'éprouvette selon un plan XZ ; a) plan XZ sur le bord et b) plan XZ médian.

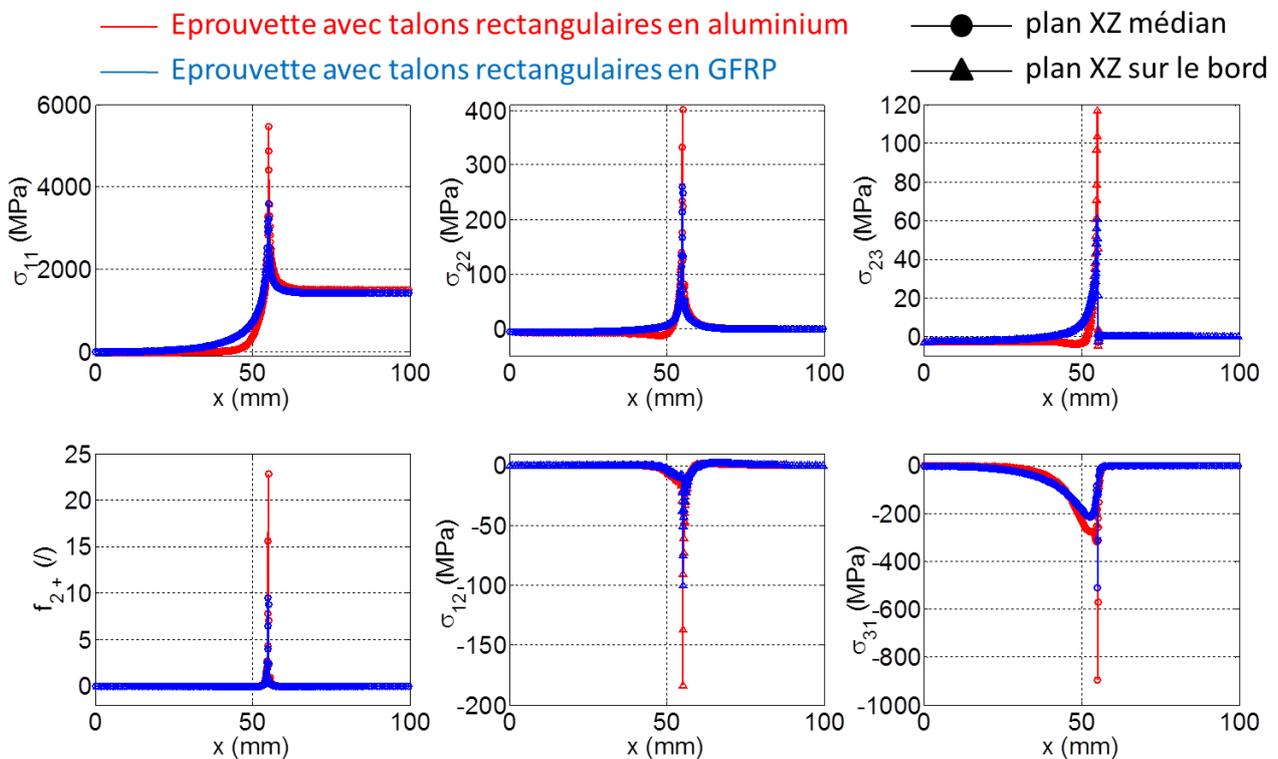


Figure I-6 : Evolution des composantes du tenseur des contraintes et du critère f_{2+} sur la surface de l'éprouvette. Le plan XZ montré dans chaque graphique est celui où la grandeur étudiée est la plus élevée.

Le bord latéral de l'éprouvette voit un pic de contraintes de cisaillement σ_{12} et σ_{23} . Ceci peut expliquer le splitting latéral observé dès le début de nombreux essais (décrits dans la section suivante), et montré sur la *Figure I-7*. Ce phénomène pourrait être aussi causé simplement par le fait que pendant l'usinage de l'éprouvette, des fibres ont été coupées sur le chant de l'éprouvette, et des sites préférentiels d'amorçage du splitting sont alors créés. Toutefois, le splitting latéral reste localisé, et il ne semble pas être critique en termes de rupture.

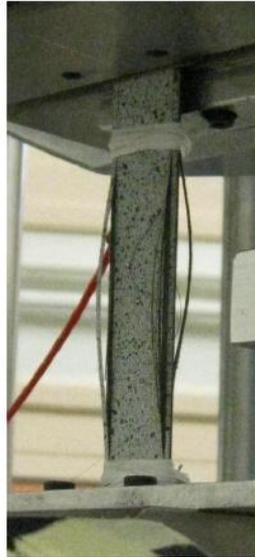


Figure I-7 : Splitting latéral observé pendant les essais sur $[0^\circ]_{16}$.

Sur la *Figure I-6* on observe que les concentrations de contraintes sont plus élevées avec les talons en aluminium, et ceci est en accord avec les résultats trouvés dans la littérature. La rigidité plus élevée de l'aluminium, par rapport au composite en fibre de verre, ne permet pas un transfert d'effort suffisamment progressif du talon vers l'éprouvette.

Pour le talon en composite GFRP, la séquence d'empilement est $[+45^\circ/-45^\circ]_6$, comme préconisé dans les normes. La séquence $[0^\circ/90^\circ]_6$ a été simulée également (les résultats ne sont pas présentés ici). Cependant, elle a généré des surcontraintes plus élevées par rapport à l'empilement $[+45^\circ/-45^\circ]_6$, car la rigidité longitudinale du $[0^\circ/90^\circ]_6$ est plus élevée. Dans la suite, seul l'empilement $[+45^\circ/-45^\circ]_6$ sera utilisé pour les talons en composite GFRP.

Ensuite, une géométrie avec un talon ayant un angle de biseautage de 7° a été testée, la valeur de l'angle choisie étant la valeur minimale suggérée par les normes. En comparant les *Figure I-6* et *Figure I-8*, on s'aperçoit que l'utilisation de longs talons biseautés avec une petite valeur d'angle α permet une réduction considérable des surcontraintes, comme montré sur la *Figure I-8*. Cette géométrie est capable de transférer graduellement l'effort sur l'éprouvette. Dans ce cas, on observe deux pics de surcontraintes sur la surface de l'éprouvette : le premier, et généralement le plus important, se situe à l'extrémité de la longueur de serrage ; le deuxième se situe à l'extrémité de la longueur des talons (voir *Figure I-3*). Pour les deux pics, les valeurs de surcontraintes sont plus faibles que les valeurs obtenues avec les talons rectangulaires. De plus, avec un petit angle α les différences entre simulations avec différents matériaux (pour les talons) deviennent beaucoup plus petites que dans le cas d'un talon rectangulaire (*Figure I-8*).

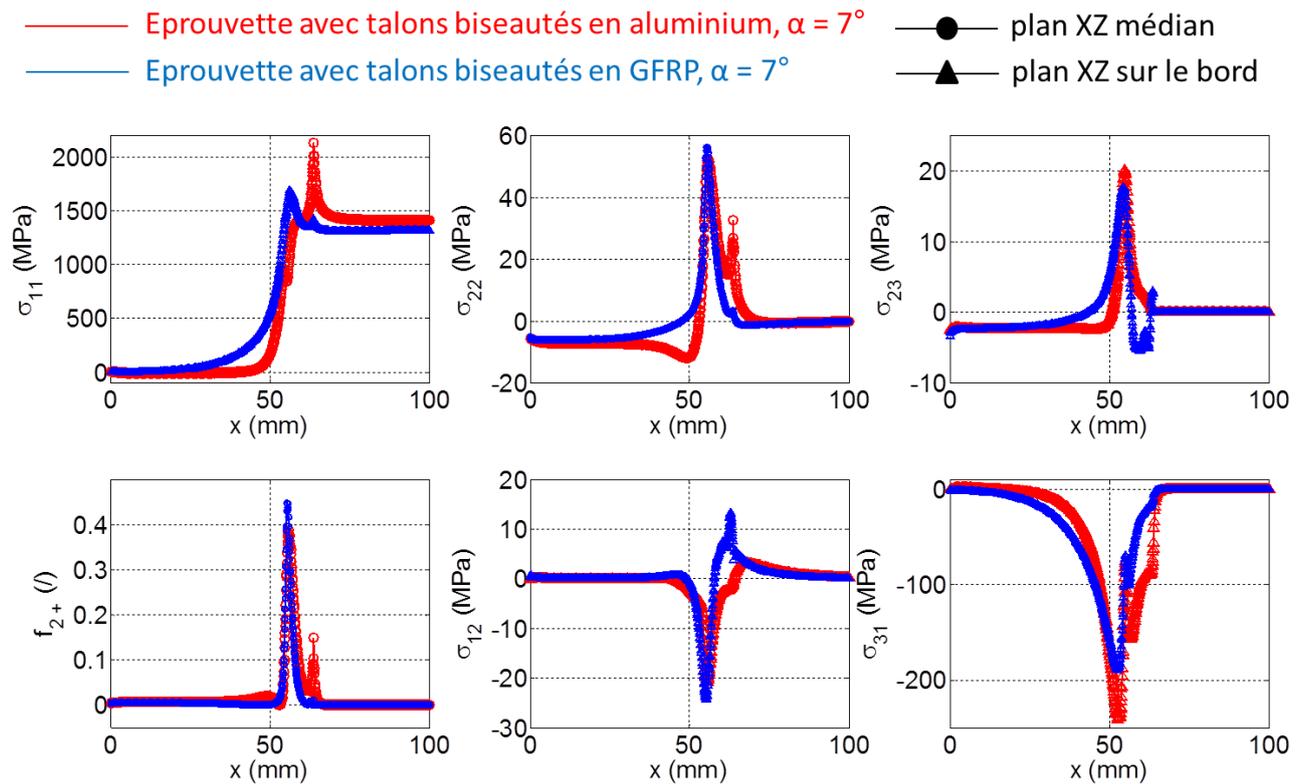


Figure I-8 : Evolution des composantes du tenseur des contraintes et du critère f_{2+} sur la surface de l'éprouvette. Le plan XZ montré dans chaque graphique est celui où la grandeur analysée est la plus élevée.

Comme l'angle du talon se révèle être un paramètre important, un ensemble de simulations a été fait en faisant varier cet angle pour des talons en aluminium. Pour ces derniers calculs, les valeurs maximales du critère f_{2+} sur l'éprouvette sont tracées, dans la Figure I-9, pour les différents angles α testés. La position selon l'axe X de l'éprouvette où le pic est situé est indiquée en abscisse. Comme des valeurs d'angle α différentes impliquent des longueurs de talons différentes (on rappelle que la longueur de serrage est gardée constante), la longueur totale des éprouvettes est différente. Pour cela, l'abscisse est normalisée dans la Figure I-9. On constate un facteur 20 entre la valeur du critère f_{2+} pour les talons rectangulaires et celle pour les talons biseautés avec $\alpha=7$. Cela a motivé le choix de fabriquer des talons biseautés pour réaliser les essais.

Par ailleurs, l'influence de l'épaisseur du talon a été étudiée également : une légère diminution des surcontraintes dans l'éprouvette a été observée avec l'augmentation de l'épaisseur. Ces résultats sont en bon accord avec (Lévesque, 2000). Enfin, la pression de serrage n'a pas fait l'objet d'une étude paramétrique, car elle dépend de la force axiale que la machine de traction doit appliquer et du type de machine utilisé, comme montré dans la section I. 4. 2.

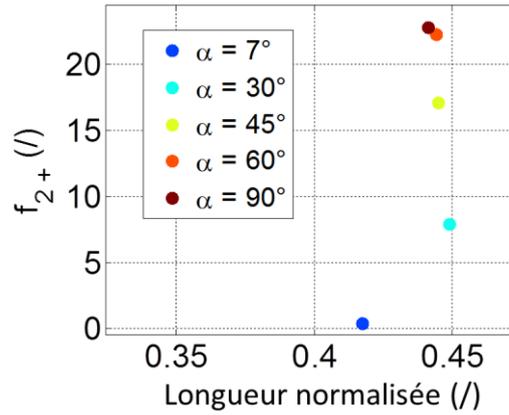


Figure I-9 : Evolution de la valeur maximale du critère f_{2+} sur la surface de l'éprouvette, en fonction de la longueur de l'éprouvette normalisée, pour différentes valeurs d'angle de biseautage du talon. Talon en aluminium.

I. 4. VERIFICATION EXPERIMENTALE DES PARAMETRES OPTIMISES PAR SIMULATION NUMERIQUE

I. 4. 1. Angle de désalignement

En raison de la forte anisotropie de l'UD, les essais de traction longitudinale sur l'UD peuvent être très sensibles à l'angle de désalignement entre l'axe longitudinal de l'éprouvette et l'axe de chargement. Une étude analytique³ nous a alors permis d'évaluer l'angle de désalignement « critique » pour ce matériau, c.à.d. l'angle de désalignement qui engendrerait une rupture prématurée par splitting, pilotée par le critère f_{2+} , avant que la résistance en traction longitudinale soit atteinte.

Nous avons comparé deux critères : le critère f_{1+} défini comme le rapport entre la contrainte longitudinale σ_{11} et la résistance en traction X_t (Tableau I-1) et le critère f_{2+} défini dans l'Équation 1. Les composantes σ_{11} , σ_{22} et σ_{12} sont exprimées dans le repère global en fonction de l'angle de désalignement θ , selon l'Équation 2. c et s sont deux fonctions trigonométriques équivalentes respectivement à $\cos(\theta)$ et $\sin(\theta)$. σ_x est la seule composante non nulle du vecteur de contrainte appliquée dans le repère global, vu qu'il s'agit d'une traction longitudinale uniaxiale. Les deux critères f_{1+} et f_{2+} dépendent ainsi de la valeur de θ , comme on peut voir dans la Figure I-10, où une valeur de $\sigma_x = X_t$ (Tableau I-1) a été imposée. Si l'on reporte les deux critères sur un même graphe, le point d'intersection des deux courbes apparaît pour une valeur de θ autour de 2.1° , pour le matériau considéré : au-delà de cette valeur la rupture prématurée par splitting arrive avant la rupture par traction longitudinale.

$$\begin{cases} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{12} \end{cases} = \begin{bmatrix} c^2 & s^2 & 2sc \\ s^2 & c^2 & -2sc \\ -sc & sc & c^2 - sc^2 \end{bmatrix} \begin{cases} \sigma_x \\ 0 \\ 0 \end{cases} \quad \text{Équation 2}$$

³ Cette étude analytique ne prend pas en compte les surcontraintes étudiées dans la section précédente.

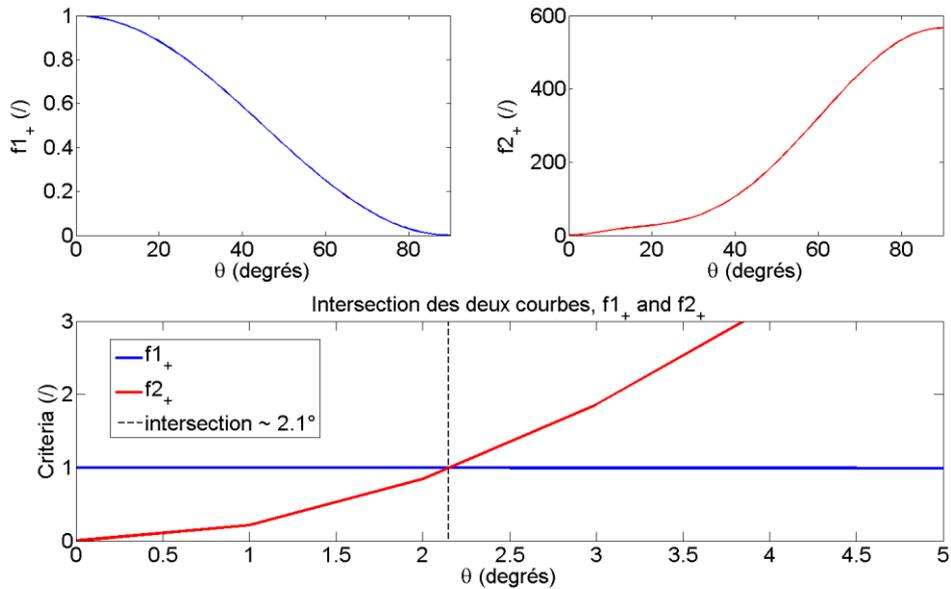


Figure I-10 : Evolutions des critères $f1_+$ et $f2_+$ tracées en fonction de l'angle de désalignement θ , pour $\sigma_x = X_t$.

Au cours des premiers essais réalisés dans ces travaux, les champs de déplacements des éprouvettes sollicitées en traction ont été analysés par Corrélation d'Images Numériques (CIN), afin de vérifier l'alignement de l'éprouvette. La Figure I-11 illustre, à titre d'exemple, le champ de déplacement asymétrique selon les axes longitudinal X et transversal Y, ainsi une torsion légère autour de l'axe longitudinal X, observé lors du montage d'une éprouvette dans la machine de traction, car un angle de désalignement excessif ($\approx 4^\circ$) a été introduit.

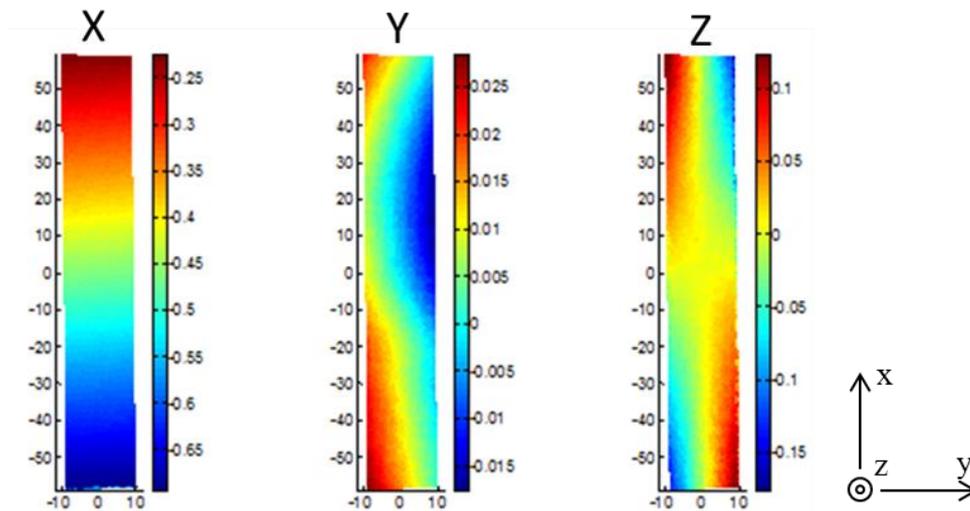


Figure I-11 : Champs de déplacement asymétriques causés par la présence d'un angle de désalignement ($\approx 4^\circ$) entre l'axe de l'éprouvette et l'axe de traction (Les valeurs dans les légendes de couleur sont exprimées en mm).

Une autre source de désalignement des fibres peut apparaître lors de la découpe des éprouvettes dans la plaque si celle-ci n'est pas réalisée parallèlement à la direction des fibres.

Ces deux sources de désalignement mentionnées montrent qu'il est important d'être très précautionneux lors de la préparation des échantillons et le montage de l'éprouvette pour réaliser l'essai.

I. 4. 2. Pression de serrage

La pression de serrage qui doit être appliquée à l'éprouvette pendant l'essai est directement proportionnelle à la force axiale à faire passer comme présentée sur la *Figure I-12* pour la machine utilisée dans ces travaux (machine MASER de capacité 500kN).

Une première série d'essais a été faite sur des empilements $[0^\circ]_{16}$. La force axiale à appliquer est évidemment proportionnelle à la section de l'éprouvette, donnée par l'épaisseur multipliée par la largeur. Afin de minimiser la pression de serrage, la surface de la zone de serrage doit être maximisée. Cette surface est obtenue en multipliant la largeur de l'éprouvette par la longueur de serrage dans les mors. Or, une augmentation de la largeur implique une augmentation de la force axiale nécessaire. Pour une force axiale donnée, le seul paramètre sur lequel il est donc pertinent d'intervenir reste la longueur de serrage, qui doit être maximisée : c'est la raison pour laquelle des talons de même longueur que la longueur des mors sont conseillés afin d'exploiter toute la longueur de serrage disponible et minimiser la pression de serrage.

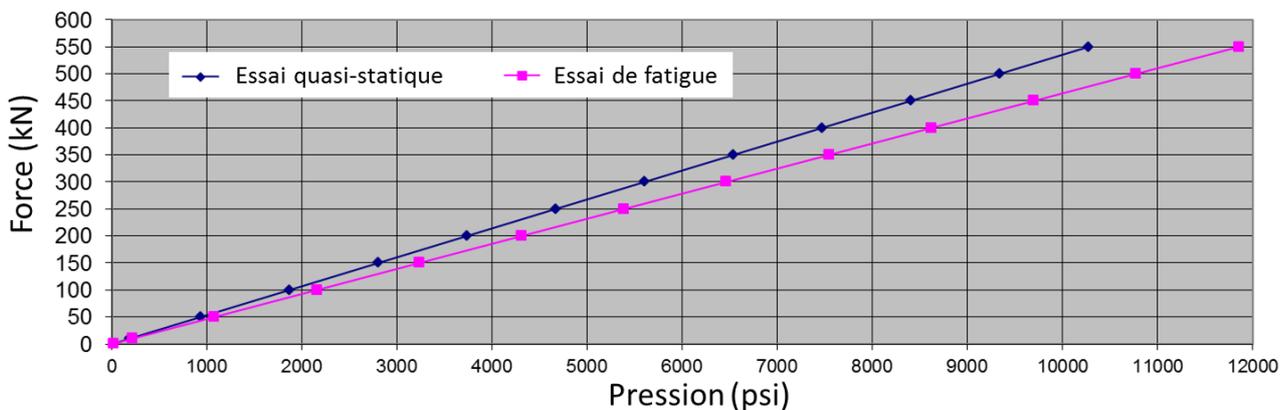


Figure I-12 : Relation entre la pression de serrage que la machine doit appliquer et la force axiale nécessaire pour tester l'éprouvette, pour la machine de traction MASER de capacité 500kN. Relation conseillée par le fabricant.

I. 4. 3. Ruptures prématurées des éprouvettes

Dans les premiers essais effectués, des talons avec une longueur de serrage de 75 mm ont été utilisés, cette valeur étant la valeur maximale permise par les mors de la machine d'essais. Les solutions suivantes ont été testées pour les talons : talons en aluminium et en stratifié composite GFRP, rectangulaires et biseautés avec un angle $\alpha=10^\circ$. En fait, d'un côté pratique, il est plus facile produire un talon biseauté avec un angle $\alpha=10^\circ$ plutôt que avec un angle $\alpha=7^\circ$; d'un autre côté, il a été observé par simulation numérique qu'une variation de cet angle de seulement trois degrés ne comporte pas un changement significatif de la valeur des surcontraintes dans l'éprouvette. Dans tous les cas, l'épaisseur des talons est de 3mm. La valeur de pression agissant sur la zone de serrage a été estimée autour de 170 MPa. Il s'agit de la pression nécessaire pour appliquer une force axiale qui crée une contrainte longitudinale de 2000 MPa sur l'empilement $[0^\circ]_{16}$. Plusieurs tentatives ont été faites pour réduire un peu la pression sans rencontrer des problèmes de glissement.

Quel que soit le type de talon utilisé, toutes les éprouvettes testées ont rompu en dehors de la zone utile, comme montré dans les *Figure I-13 a)* et *b)*, pour des valeurs de contrainte autour de 2100 MPa (*Figure I-16*). La majorité des éprouvettes a rompu par splitting (rupture pilotée par σ_{22} et σ_{12}) comme illustré sur la *Figure I-13 a)*. Dans les essais pour lesquels des talons biseautés ont été utilisés, la zone

biseauté du talon s'est décollée de l'éprouvette pendant l'essai (Figure I-13 b). Ceci a été vérifié par l'enregistrement d'une signature acoustique particulière des événements acoustiques. Là où le détachement est apparu l'éprouvette a rompu en traction (rupture pilotée par σ_{11}). Cette rupture étant située en dehors de la zone utile, l'essai ne peut pas être considéré comme valide. Ce phénomène peut s'expliquer par les simulations présentées sur la Figure I-8 : le pic de σ_{11} situé sur la surface de l'éprouvette à l'extrémité de la zone de serrage (celui plus proche à la longueur utile) ne peut pas être adouci par la zone biseauté du talon, car le talon n'est plus en contact avec l'éprouvette.



Figure I-13 : Exemples de ruptures prématurées des éprouvettes $[0^\circ]_{16}$.

Si on regarde le champ de déplacements selon l'axe Z obtenu par simulation sur la Figure I-14, ces derniers sont positifs selon l'axe Z dans la partie biseauté du talon. Cette partie n'est pas en contact avec les mors : par conséquent le contact de cette zone avec l'éprouvette ne peut pas être garanti par le serrage des mors. Par ailleurs, l'éprouvette est soumise à de la compression transverse par effet Poisson et on peut supposer que la couche de colle utilisée ne suffit pas à maintenir le contact entre le talon et l'éprouvette. Ainsi, il semblerait que l'utilisation de talons biseautés avec un petit angle (permettant en théorie un transfert de charge plus graduel) ne peut pas être envisagée pour nos essais. D'autres solutions ont alors été envisagées.

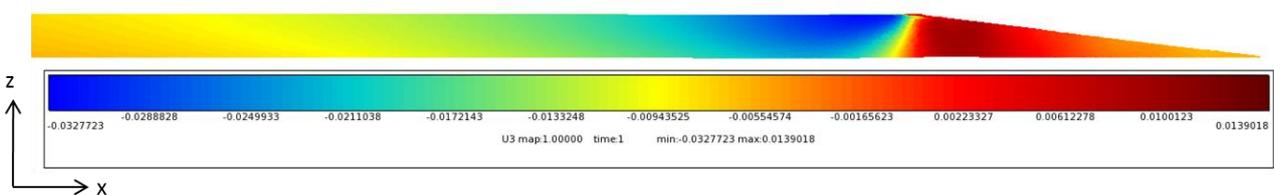


Figure I-14 : Champ de déplacements selon l'axe Z sur le talon biseauté en GFRP, $\alpha = 10^\circ$. Simulation aux Eléments Finis de l'essai de traction. (Les valeurs dans la légende de couleur sont exprimées en mm).

I. 5. ETUDE DE LA CAPACITE D'UNE NOUVELLE CONFIGURATION D'ESSAI OPTIMISEE A GENERER DES RUPTURES EN MODE FIBRE ET EN ZONE UTILE

I. 5. 1. Développement de la nouvelle configuration d'essai

Une solution pour réduire la pression de serrage est de réduire l'épaisseur du stratifié (I. 4. 2). Pour tester cette solution, des simulations aux éléments finis ont d'abord été réalisées en modélisant un stratifié $[0^\circ]_4$. La Figure I-15 montre une comparaison entre les résultats des calculs sur l'éprouvette avec

16 plis et celle avec 4 plis. Afin d'effectuer une comparaison correcte, des valeurs différentes de déplacements négatives U_x ont été imposées, de façon que les deux éprouvettes rejoignent la même contrainte longitudinale $\sigma_{11} = 2100$ MPa dans la longueur utile. Le déplacement U_x nécessaire pour atteindre cette contrainte est plus petit pour l'éprouvette moins épaisse, c.à.d. une force axiale moindre est nécessaire pour arriver à rupture. Les résultats comparatifs de la *Figure I-15* montrent des valeurs des surcontraintes plus faibles pour le $[0^\circ]_4$, même si les deux échantillons rejoignent la même contrainte longitudinale σ_{11} dans la longueur utile.

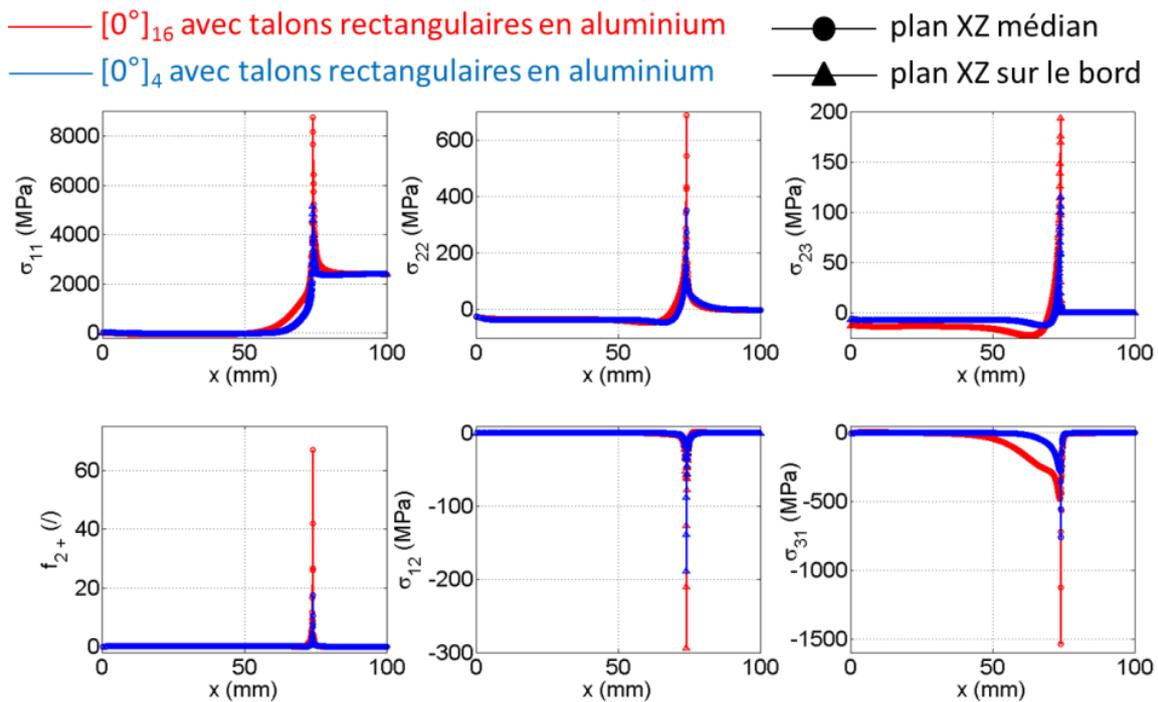


Figure I-15 : Evolution des composantes du tenseur des contraintes sur la surface de l'éprouvette, obtenues par éléments finis, dans le plan XZ correspondant aux surcontraintes les plus élevées. Comparaison entre les stratifiés $[0^\circ]_4$ et $[0^\circ]_{16}$.

Dans les essais, une force axiale plus petite nécessite une pression de serrage moindre (I. 4. 2). Deux nouveaux lots d'éprouvettes UD, faites de 8 et 4 plis à 0° , ont alors été fabriqués et testés. Seuls des talons rectangulaires ont été utilisés cette fois. Grâce aux sections d'éprouvettes réduites, une réduction importante de la force agissant sur la zone de serrage a été obtenue : il a été possible de diminuer la pression jusqu'à 62 MPa avec l'empilement $[0^\circ]_4$, sans problèmes de glissement. Ces changements ont amené à i) une augmentation importante de la contrainte à rupture, comme illustrée sur la *Figure I-16* ; ii) une rupture conforme en traction (en mode fibre et en zone utile) pour les valeurs les plus faibles de pression de serrage, comme montrée sur la *Figure I-17*.

Une coupe nette se produit dans l'échantillon, dans sa longueur utile, perpendiculaire à l'axe longitudinal, en s'étendant sur toute la largeur. Immédiatement après, un processus dynamique amène à une rupture explosive de l'éprouvette. Ce processus est tellement rapide qu'il n'était pas possible de le suivre par thermographie passive, avec une fréquence d'acquisition de 200Hz. Il a seulement été possible d'enregistrer l'amorçage du défaut critique dans la partie centrale de la zone utile (*Figure I-18*), lequel, quelques dixièmes de secondes après, a amené à la rupture de l'échantillon montrée sur la *Figure I-17 a*).

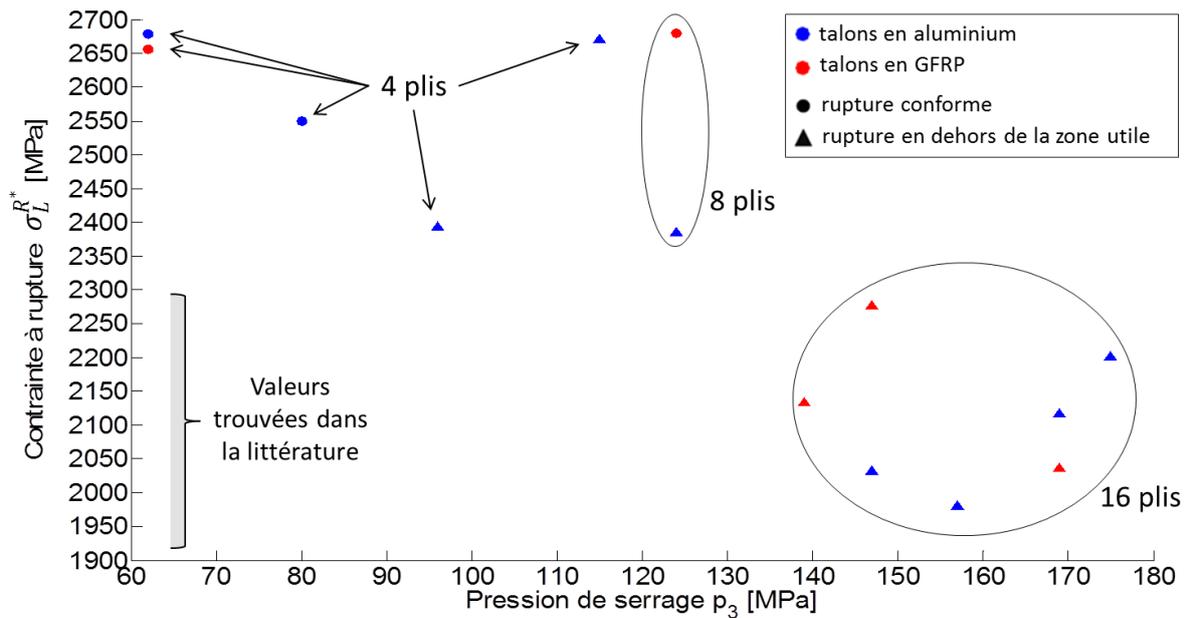


Figure I-16 : Résumé des essais de traction uniaxiale monotone réalisés sur l'UD $[0^\circ]_n$. En abscisse est indiquée la pression de serrage agissant sur la zone de serrage de l'éprouvette. En ordonnée sont indiquées les contraintes à rupture obtenues. Les contraintes sont calculées en prenant en compte l'épaisseur nominale de l'éprouvette.

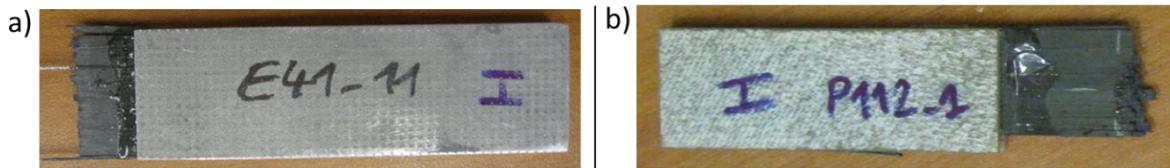


Figure I-17 : Exemples de ruptures conformes pour l'essai de traction sur UD. a) $[0^\circ]_4$, talons rectangulaires en aluminium ; b) $[0^\circ]_8$, talons rectangulaires en stratifié GFRP.



Figure I-18 : Défaut (en blanc) identifié par thermographie passive dans la zone utile d'une éprouvette $[0^\circ]_4$, quelques dixièmes de secondes avant la rupture en traction.

La Figure I-16 résume tous les essais de traction réalisés dans cette première étude de la thèse. La contrainte à rupture σ_L reportée sur l'axe des ordonnées est celle dite « nominale » (symbole « * »), c.à.d. calculée en prenant en compte l'épaisseur théorique de l'éprouvette, et non l'épaisseur réelle. L'épaisseur nominale de l'éprouvette est calculée par l'épaisseur théorique du pli (0.264 mm, *Tableau I-1*) multipliée par le nombre de plis de l'éprouvette. Cette pratique, répandue chez les industriels, vise à réduire l'incertitude statistique liée aux variations d'épaisseur aléatoires qui surviennent lors de la fabrication du matériau. En fait, cette variation d'épaisseur est liée à une variation de quantité de la résine. La contribution de cette dernière à la résistance en traction longitudinale étant négligeable, il est

préférable de ne pas prendre en compte les variations d'épaisseur dues à la résine dans le calcul de la résistance en traction longitudinale.

Par l'analyse de la *Figure I-16*, une relation peut être observée entre la réduction de la pression de serrage, obtenue par la réduction du nombre de plis dans l'éprouvette, et l'augmentation de la contrainte à rupture. Toutefois, la réduction du nombre de plis implique aussi la réduction du volume. Il est généralement admis que la contrainte à rupture d'un composite est influencée par un « effet de volume » (Wisnom, 1999, Wisnom et al., 2008) : plus le volume est réduit, plus la contrainte à rupture augmente, car la probabilité de trouver un défaut critique dans un volume plus petit est plus faible. Cependant, la variation de volume qui pourrait générer cet effet est, selon la littérature, de plusieurs ordres de grandeur (Wisnom et al., 2008). Or, dans notre cas, la variation de volume maximale entre le $[0^\circ]_{16}$ et le $[0^\circ]_4$ est de seulement un facteur 5. En plus, il est très important de remarquer que le mode de rupture entre éprouvettes $[0^\circ]_{16}$ et $[0^\circ]_4$ change, passant d'une rupture par splitting en dehors de la zone utile, à une rupture en mode fibre dans la zone utile. Finalement, ces considérations nous amènent à dire que l'augmentation de la contrainte à rupture est essentiellement due au fait que la résistance des fibres est entièrement exploitée dans ces derniers essais, sans avoir rencontré les problèmes de ruptures prématurées. En outre, la *Figure I-19* recueille les courbes contrainte-déformation de quelques essais sur éprouvette de type $[0^\circ]_{16}$ avec rupture prématurée, et des essais sur éprouvette de type $[0^\circ]_8$ et $[0^\circ]_4$ avec ruptures conformes. Pour ces derniers essais, l'allongement à rupture est autour du 1.9%, valeur qui est assez proche de l'allongement à rupture pour la fibre, indiquée à 2 % par les fournisseurs (Torayca, 2014). Ceci corrobore ultérieurement la conclusion selon laquelle la résistance des fibres est entièrement exploitée dans ces essais.

Par ailleurs, sur les courbes de la *Figure I-19* on observe un changement de pente, dû à une augmentation du module longitudinal. Ce « durcissement » est généralement dû au redressement des fibres, initialement ondulées à charge nulle dans le matériau, qui s'étirent et s'alignent sous l'action de larges déformations appliquées. Le module longitudinal a alors été évalué pour chaque configuration d'essai, *Figure I-20* : il varie entre 120 GPa avant durcissement, et 150 GPa après durcissement. Ces valeurs ont été calculées selon les indications de la norme (ASTM, 2014).

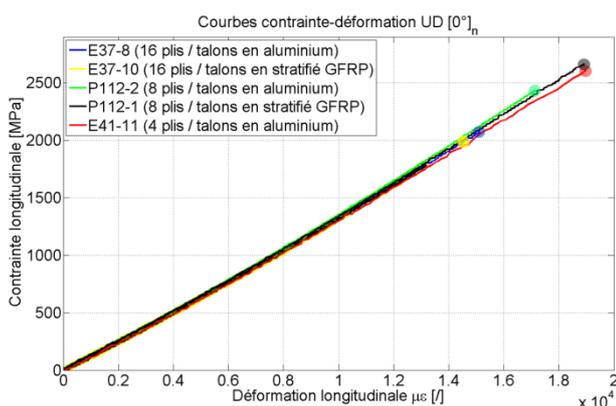


Figure I-19 : Courbes contrainte-déformation pour des essais de traction monotone sur l'UD $[0^\circ]_n$.

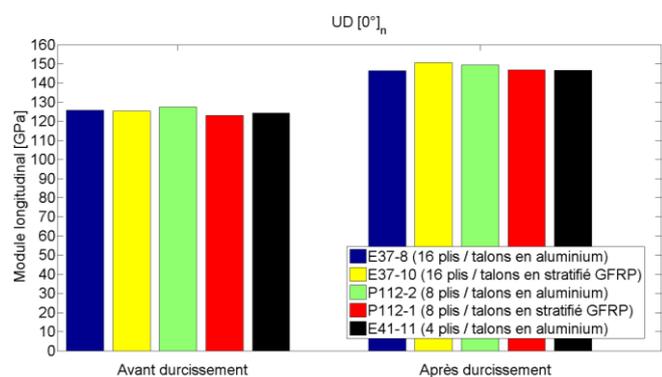


Figure I-20 : Module longitudinal pour des essais de traction monotone sur l'UD $[0^\circ]_n$.

La tendance illustrée dans la *Figure I-16* semble se stabiliser à des valeurs autour de 2600 MPa, où les différences parmi éprouvettes équipées avec des talons différents deviennent négligeables. Plus en détail, le *Tableau I-2* recueille les essais qui ont été sélectionnés comme n'ayant pas eu de ruptures prématurées. Parmi ces essais, l'éprouvette E41-5 a cassé en dehors de la zone utile, mais il a été considéré qu'il s'agit quand même d'une rupture valide, pour les raisons suivantes. Le défaut critique qui déclenche la rupture en traction de l'UD est supposé être un cluster de fibres rompues d'une taille critique (Harlow and Phoenix, 1981; Mahesh et al., 2002; Swolfs et al., 2015c; Wisnom and Green, 1995), et l'endroit où il apparaît est aléatoire. S'il y a vraiment une contrainte homogène dans toute la longueur de l'éprouvette, ce défaut critique peut apparaître partout, il n'y a aucune raison qu'il apparaisse tout le temps dans la longueur utile. Donc, même si l'essai E41-5 a effectivement rompu en dehors de la zone utile, sa valeur à rupture est similaire à celle des autres essais qui ont rompu dans la zone utile et en mode fibre dans le *Tableau I-2*.

Essais de traction sans rupture précoce	
Eprouvette	σ_L^R (MPa)
E41-2	2550
E41-12	2656
E41-5	2671
E41-11	2679
P112-1	2680
Moyenne et écart type	2647 ± 55 MPa

Tableau I-2 : Contraintes à rupture (associée à l'épaisseur nominale de l'éprouvette). Essais de traction uniaxiale monotone réalisés sur l'UD $[0^\circ]_n$, sans rupture précoce de l'éprouvette.

I. 5. 2. Analyse statistique des valeurs à rupture

Cette section veut renseigner sur la fiabilité statistique liée aux valeurs à rupture reportées dans le *Tableau I-2*. La moyenne des ces valeurs est $\bar{X} = 2647$ MPa, l'écart type est $S = 55$ MPa, et le coefficient de variation CV (rapport entre l'écart type et la moyenne) est de 2.1%. Le fait d'avoir un nombre si restreint de valeurs rend difficile la réalisation d'une analyse statistique fiable. Pour se faire, ces données doivent être traitées prudemment. Premièrement, avec l'aide de la *Figure I-21* on voit que parmi les valeurs du *Tableau I-2* il y en a une identifiée en rouge, qui est plus éloignée par rapport aux autres. Afin de vérifier si cette valeur doit être prise en compte ou ignorée dans l'analyse, le test MNR (Maximum Normalised Residual) a été utilisé pour la détection d'un éventuel « outlier » (valeur aberrante). Cette méthode, documentée dans le manuel (U.S. Department of Defense, 2002), a été appliquée une première fois à l'ensemble des cinq valeurs, et effectivement un outlier a été détecté : le point d'essai E41-2, à 2550 MPa, identifié en rouge. Comme préconisé par la norme, ce test a été répété sur l'ensemble des quatre valeurs restantes, et aucun autre outlier n'a été détecté. La procédure a alors été arrêtée. Dans le cas de détection d'outlier par ce test, le manuel préconise de vérifier la fiabilité de la valeur : aucune cause qui peut expliquer sa différence par rapport aux autres n'a été trouvée lors du dépouillement de l'essai. Dans un tel cas, le manuel conseille de retenir quand même la valeur dans le groupe des données, et de ne pas la rejeter comme un outlier.

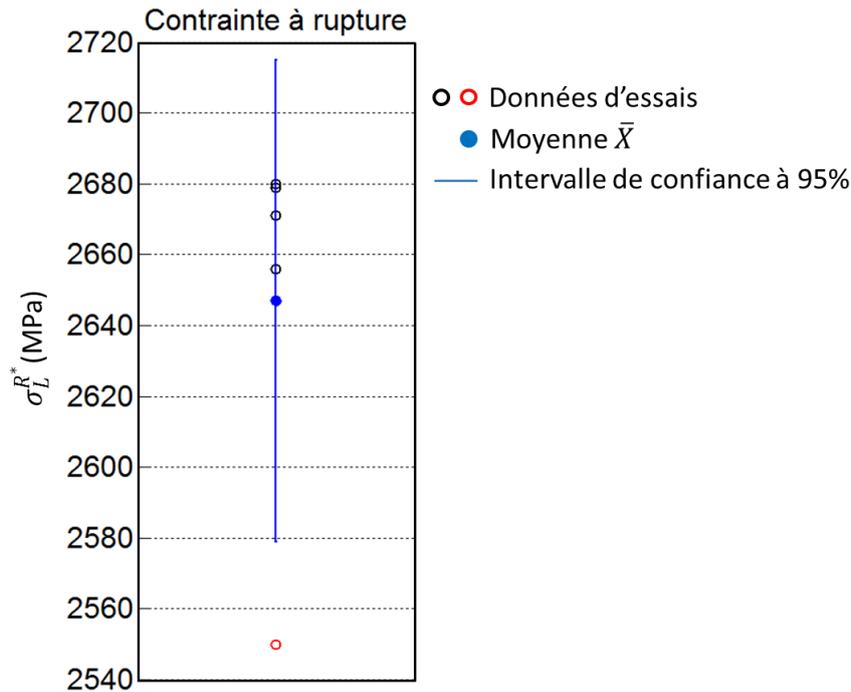


Figure I-21 : Contraintes à rupture (conforme) associées à l'épaisseur nominale de l'éprouvette, et moyenne. Intervalle de confiance à 95% sur la moyenne, supposant une distribution de Student.

Ce test fait l'hypothèse que les échantillons suivent une distribution normale. Or il est reconnu que les valeurs à rupture pilotées par la résistance des fibres (rupture fragile) suivent souvent une distribution de type Weibull (Military Handbook, 2002). Afin d'identifier le type de distribution statistique que suivent les valeurs à rupture conforme identifiées et vérifier s'il s'agit effectivement d'une Weibull, on a utilisé un test d'hypothèses. On pourrait appliquer le test OSL, Observed Significance Level (Military Handbook, 2002) à ces données : il s'agit de l'évaluation de la qualité d'ajustement d'un modèle statistique aux données observées. Les modèles statistiques utilisés dans ce test sont, dans l'ordre suivant, la distribution Weibull, Normale et Lognormale. Le test donne le degré d'ajustement de ces modèles aux données observées, et ce degré est à comparer à la valeur critique de 0.05. Cependant, une population de seulement cinq échantillons n'est pas suffisante pour appliquer de façon statistiquement fiable le test OSL. Nous nous sommes alors intéressés aux valeurs à rupture reportées dans (Maire and Leroy, 2003), pour le même matériau et même type de test (unidirectionnel sous traction axiale) : il y a 25 valeurs à rupture. Le test OSL a fourni les résultats suivants : (1) 0.30, pour la distribution Weibull ; (2) 0.47 pour la Normale ; (3) et 0.45 pour la Lognormale. La valeur obtenue pour la distribution de Weibull, la première devant être évaluée, est supérieure à 0.05, l'hypothèse d'une distribution de Weibull peut alors être retenue pour l'ajustement des données provenant de (Maire and Leroy, 2003). Cependant, ces valeurs à rupture ont une moyenne de 2282 MPa et le type de rupture n'est pas renseigné. Or, cette valeur moyenne correspond aux valeurs que nous avons obtenues pour des ruptures prématurées dans les essais réalisés dans la thèse, et on a démontré que les ruptures prématurées sont générées par une cause externe et pas par incertitude statistique. Pour ces raisons, il ne nous semble pas prudent de conclure que les cinq valeurs de rupture conforme obtenues dans nos essais suivent une distribution de Weibull.

Par ailleurs, les valeurs à rupture reportées dans (Maire and Leroy, 2003) ont un coefficient de variation CV de 3.4 %, qui est plus élevé que celui obtenu par les essais réalisés avec la nouvelle configuration

d'essais (CV = 2.1 %). Ce coefficient de variation est un indicateur qui quantifie la dispersion. La diminution de la dispersion obtenue lors de nos essais pourrait s'expliquer par le fait d'avoir éliminé une partie au moins des causes extérieures de rupture qui ne sont pas intrinsèques à la résistance en mode fibre du matériau.

Dans la suite, nous allons identifier un intervalle de contraintes à rupture tel qu'il y a 95% de chance que la vraie moyenne de la population des valeurs à rupture conforme se trouve à l'intérieur. Pour cela, un intervalle de confiance à 95 % doit être appliqué à la moyenne des cinq valeurs obtenues. Cependant, la construction de cet intervalle dépend du type de distribution statistique que les données suivent, or nous ne la connaissons pas. Dans ce contexte, l'intervalle de confiance se calcule en supposant une distribution de Student (Easton and McColl, 1997), selon la formule suivante :

$$\left[\bar{X} - t_{95\%}^{n-1} * \sqrt{\frac{S^2}{n}}, \bar{X} + t_{95\%}^{n-1} * \sqrt{\frac{S^2}{n}} \right] \quad \text{Équation 3}$$

n est le nombre d'échantillons, t est le quantile à 95% de la distribution de Student, distribution qui a un nombre de degrés de liberté égal à $n-1$. L'Équation 3 donne l'intervalle [2579, 2716], visualisé dans la Figure I-21.

I. 6. APPLICATION DE LA METHODOLOGIE DEVELOPPEE AUX ESSAIS DE FATIGUE

Le protocole expérimental développé sur les essais en quasi-statique va maintenant être appliqué aux essais de fatigue.

Aucune simulation numérique en fatigue n'a été réalisée mais des considérations utiles peuvent être déduites des résultats des simulations réalisées en quasi-statique. Premièrement, on a vu que les contraintes transversales et de cisaillement, σ_{22} et σ_{12} , principales responsables du splitting, sont induites par la présence d'une contrainte longitudinale appliquée σ_x . Donc, si l'échantillon est soumis à un chargement cyclique de traction longitudinale σ_x , ces surcontraintes parasites seront également soumises à une variation cyclique. Ce processus de fatigue, induit par la force de serrage, rend la rupture prématurée de l'UD encore plus probable sous chargement cyclique (car on peut légitimement supposer que la résine est plus sensible à la fatigue que les fibres).

Parmi tous les essais de fatigue réalisés (détaillés de façon exhaustive dans le chapitre suivant), on a sélectionné dans le *Tableau I-3* les essais qui mettent en évidence l'efficacité de l'application du protocole expérimental développé. Ces essais de fatigue ont été réalisés sous conditions atmosphériques standards, avec une fréquence de 5 Hz. Des essais de fluage ont également été réalisés : il s'agit d'un cas particulier de fatigue, pour un rapport de charge $R = 1$. On rappelle que le rapport de charge est le ratio entre la contrainte minimale et la contrainte maximale du cycle de fatigue. Les contraintes sont toujours calculées en référence à l'épaisseur nominale de l'éprouvette.

		σ_L^{MAX*} (% σ_L^R)		
		1720 MPa (65 %)	1985 MPa (75 %)	2250 MPa (85 %)
R	1	-	E37-13 / 16 plis Rupture par splitting à 7 100 s	E41-9 / 4 plis Essai interrompu à 20 000 s
	0.1	E37-12 / 16 plis Rupture par splitting à 22 736 cycles	E61-11 / 4 plis Rupture conforme à 160 925 cycles	E41-4 / 4 plis Rupture conforme à 26 564 cycles

Tableau I-3 : Comparaison des durées de vie et du type de rupture entre essais de fatigue et de fluage réalisés sur éprouvettes $[0^\circ]_4$ et $[0^\circ]_{16}$.

Tous les échantillons ont été équipés de talons rectangulaires en aluminium. Ce choix a été motivé par les considérations suivantes :

- des résultats expérimentaux illustrés précédemment, aucun avantage évident n'a été observé expérimentalement par l'adoption de talons biseautés ;
- une analyse de l'émission acoustique pendant les essais quasi-statiques a révélé la présence d'une quantité considérable d'événements provenant des talons en stratifié GFRP. Leur signature acoustique ne peut pas être différenciée du vrai endommagement de l'échantillon (surtout concernant les ruptures de fibres). En revanche, les talons en aluminium ne produisent presque aucun événement acoustique ;
- dans (Bailey and Lafferty, 2015) différents matériaux pour les talons ont été comparés au travers d'une analyse thermique sur le bord de l'éprouvette sous chargement cyclique. L'aluminium semble être le meilleur choix, car il réduit le plus le pic de chaleur (lié à l'auto-échauffement de l'éprouvette) localisé entre la fin de la zone de serrage et le début de la longueur utile de l'éprouvette ;
- de manière plus anecdotique, fabriquer des talons rectangulaires en aluminium est la solution la plus économique et la plus rapide.

Un essai de fluage a été effectué sur l'éprouvette E37-13 (Tableau I-3). Il s'agit d'un empilement de 16 plis. Pour cela, étant limité par une rupture à environ 2100 MPa, en raison des problèmes de rupture prématurée, une contrainte de fluage de 1985 MPa a été choisie, égale à 75% de $\sigma_L^R = 2647$ MPa (moyenne des contraintes à rupture conforme en quasi-statique). Cependant, l'échantillon a rompu par splitting après 7100 s. En revanche, l'utilisation d'une éprouvette de 4 plis avec une longueur maximale de serrage (E41-9 dans le Tableau I-3), a permis d'appliquer une contrainte cyclique maximale supérieure de 10%, et de dépasser ainsi le seuil critique de rupture par splitting. Ensuite, l'essai a été interrompu après 20000 s sans avoir rompu.

De façon analogue, une rupture par splitting a eu lieu sur l'essai E37-12 (Tableau I-3), sur une éprouvette de 16 plis, sollicitée à 65 % de σ_L^R , avec R=0.1. Le même rapport de charge a été appliqué sur des éprouvettes avec 4 plis et une longueur maximale de serrage, pour deux niveaux supérieurs de σ_L^{MAX*} : 75% et 85 %, respectivement E41-11 et E41-4 dans le Tableau I-3. Même si le niveau de charge a été augmenté, les éprouvettes ont eu des durées de vie plus élevées que l'éprouvette E37-12, et ont rompu en zone utile et en mode fibre.

Si l'on s'intéresse plus spécifiquement à l'essai E41-4 (4 plis), on observe une dégradation macroscopique évidente de l'échantillon, progressive pendant l'essai, comme illustrée sur la *Figure I-22*. De nombreuses fibres et des paquets de fibres ont cassé et se sont détachés de l'éprouvette. Ce phénomène s'est amplifié au cours de l'essai, causant une détérioration de l'intégrité structurelle de l'éprouvette, et amenant à une rupture explosive amorcée en zone utile après 26 564 cycles. Une évolution d'endommagement similaire a été reportée dans (Meziere et al., 2005) pour des CFRP pultrudés UD soumis à des chargements cycliques à haute amplitude et haut niveau de charge : dans ce cas, les problèmes de rupture prématurée sont évités grâce à un montage spécial qui exploite le fait que les pultrudés peuvent être courbés en raison de leur faible épaisseur et de leur faible rigidité en flexion.

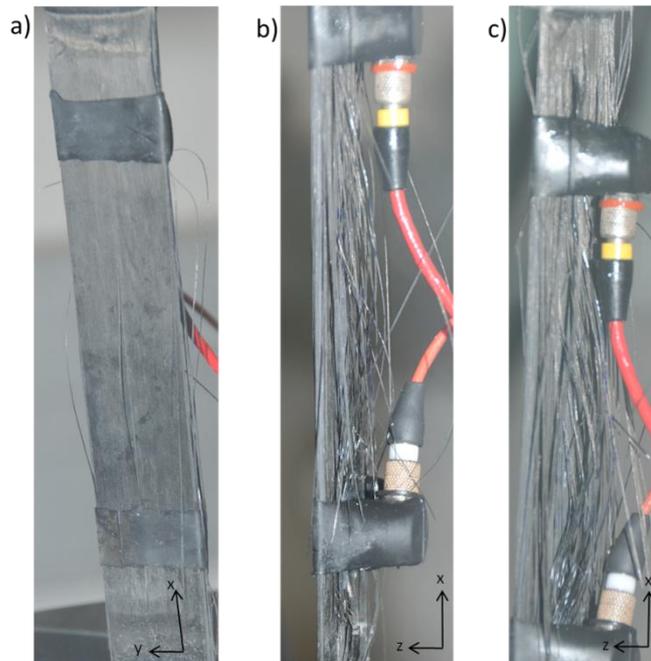


Figure I-22 : Dégradation en fatigue de l'éprouvette $[0^\circ]_4$ E41-4, après a) 5000 cycles, b) 20000 cycles, c) 25000 cycles.

$$\sigma_L^{MAX*} = 2250 \text{ MPa (85 \% } \sigma_L^{R*} \text{)}.$$

I. 7. CONCLUSION DU CHAPITRE

Un dialogue entre simulations numériques et essais a permis d'identifier la meilleure configuration d'essai pour tester le comportement des stratifiés unidirectionnels CFRP selon la direction des fibres. Plusieurs recommandations sont issues de cette étude. Des talons rectangulaires en aluminium sont préconisés, avec une longueur la plus grande possible pour avoir une longueur de serrage maximale, cette longueur étant limitée seulement par la longueur des mors. Les talons doivent être positionnés entièrement entre les mors, c.à.d. que la fin du talon (du côté de la longueur utile) ne doit pas dépasser les mors. Il faut prêter grande attention au montage, afin d'avoir un alignement optimal entre l'axe longitudinal et l'axe de chargement : en fait, un petit angle de désalignement entre les deux axes, autour de 2° , peut amener à une rupture prématurée par splitting, avant que la résistance en traction longitudinale soit atteinte ; la CIN peut être utilisée pour vérifier la présence d'un désalignement. La pression de serrage s'est révélée être le paramètre le plus influent ; elle doit être minimisée ; la meilleure façon pour atteindre cet objectif est réduire l'épaisseur de l'éprouvette. Après que toutes ces précautions ont été adoptées, (i) des ruptures en mode fibres en zone utile ont été obtenues ; (ii) la dispersion statistique sur les valeurs à rupture a été réduite d'un facteur ≈ 1.5 ; et (iii) un gain

considérable pour la contrainte à rupture a été observé : des éprouvettes ont cassé aux alentours de 2600 MPa, alors qu'une valeur de 2000 MPa est reportée dans la littérature. Cette dernière valeur a été obtenue dans cette étude lorsque les éprouvettes testées ont rompu par splitting. En fait, l'augmentation de la contrainte à rupture est due au fait que la résistance des fibres a été plus largement exploitée sans avoir rencontré avant des problèmes de rupture prématurée pilotée par des surcontraintes parasites.

L'identification de la distribution statistique des valeurs de la contrainte à rupture en quasi-statique reste un point à approfondir. Pour cela, il sera nécessaire d'effectuer des essais supplémentaires de traction monotone, en configuration optimisée, car pour le moment, seules cinq valeurs sont reportées dans le *Tableau I-2* et identifiées comme rupture conforme. Une fois le type de distribution identifié, on pourra estimer plus précisément l'intervalle de confiance sur la moyenne. Le savoir-faire acquis dans cette première partie de l'étude a permis d'aborder de façon optimale le comportement en fatigue du stratifié unidirectionnel, en traction, selon la direction des fibres. En fait, avec des éprouvettes de type $[0^\circ]_4$ et une longueur maximale de serrage, il a été possible de solliciter le matériau jusqu'à 2250 MPa, que correspond au 85% de sa résistance à rupture, sans rencontrer de problèmes de rupture prématurée. Cette valeur est plus élevée que la valeur de contrainte à rupture en quasi-statique reportée dans la littérature, cette dernière étant dictée par l'apparition du splitting lors de l'essai. Enfin, la possibilité de solliciter l'éprouvette à une contrainte plus élevée a permis d'observer une dégradation non négligeable de l'UD en fatigue dans le sens des fibres.

Sur la base de cette étude, une campagne d'essai de fatigue a été réalisée sur l'UD CFRP, et sera l'objet du chapitre suivant.

Chapitre II

Caractérisation de l'endommagement, durées de vie et performances résiduelles de l'UD en fatigue

Sommaire

II. 1. Synthèse bibliographique des principales études existantes	35
II. 2. Objectifs de la campagne expérimentale.....	42
II. 3. Montage expérimental et instrumentation	42
II. 4. Limites et difficultés des EA sur l'UD en fibres de carbone.....	43
II. 5. Choix des niveaux de contrainte cyclique maximale	47
II. 6. Matrices d'essais	48
II. 7. Suivi des endommagements de fatigue par l'émission acoustique	50
II. 7. 1. Classification par l'algorithme des K-means à centres mobiles	51
Résultat de la classification	54
II. 7. 2. Identification de la signature acoustique du bruit.....	55
II. 7. 3. Classification par l'algorithme des K-means à 1 centre imposé.....	56
II. 7. 4. Classification par modèle de mélange gaussien.....	57
Modèle statistique des descripteurs	58
Classification probabiliste basée sur le modèle de mélange gaussien.....	60
Evolution des ruptures de fibres.....	63
II. 7. 5. Influence du rapport de charge R.....	64
II. 7. 6. Comparaison de l'énergie acoustique entre les essais de type A et B.....	65
II. 8. Sur la différence des durées des vies entre les essais de type A et B.....	67
II. 9. Suivi de l'évolution en fatigue de la rigidité longitudinale	68
II. 10. Evaluation statistique des propriétés résiduelles.....	69
II. 11. Endommagements observés à l'échelle microscopique.....	72
II. 11. 1. Microstructure du matériau.....	72
II. 11. 2. Fibres rompues sans et avec décohésions.....	74
II. 11. 3. Endommagement de la matrice.....	76
II. 11. 4. Analyse des faciès de rupture.....	76
II. 12. Conclusion du chapitre.....	77

Dans le chapitre précédent, il a été montré qu'il est possible de réaliser des essais de fatigue sur l'UD à des niveaux de contrainte cyclique maximale proches de la « vraie » contrainte à rupture du matériau, dictée par la résistance des fibres en traction. Les essais préliminaires de fatigue montrent que l'UD se dégrade sous sollicitation de fatigue. Une campagne d'essais en fatigue sur l'UD a alors été réalisée afin de caractériser l'endommagement, les durées de vie et performances résiduelles, pour différents chargements de fatigue en traction-traction ($0 < R < 1$), c.-à-d. que les contraintes maximale (σ_L^{MAX}) et minimale (σ_L^{min}) du cycle sont positives. Ces essais sont situés dans le secteur jaune de la *Figure II-1*, qui est un schéma représentatif des différents chargements de fatigue, exprimés dans le plan des contraintes moyennes - contraintes alternées (σ_L^{moy} - σ_L^a). On rappelle que la contrainte moyenne est définie par $\sigma_L^{\text{moy}} = (\sigma_L^{\text{MAX}} + \sigma_L^{\text{min}})/2$, et la contrainte alternée est définie par $\sigma_L^a = (\sigma_L^{\text{MAX}} - \sigma_L^{\text{min}})/2$.

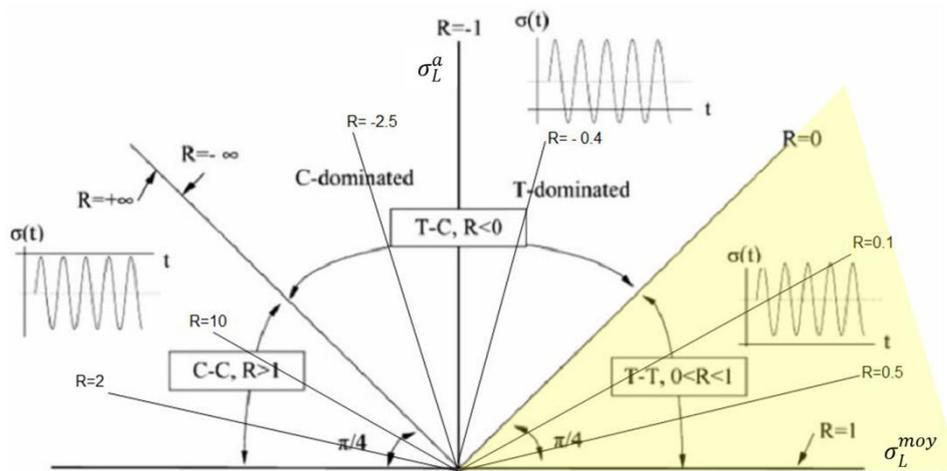


Figure II-1 : Schéma représentatif des différents chargements de fatigue, exprimés dans le plan des contraintes moyennes σ_L^{moy} - contraintes alternées σ_L^a . (Vassilopoulos, 2010)

Les essais de fatigue réalisés dans ces travaux se limitent au domaine traction-traction car la thèse se focalise sur les mécanismes de fatigue pilotés par la rupture des fibres en traction⁴. Par ailleurs, ce type d'endommagement est en réalité présent dans tous les plis d'un stratifié MD ou UD qui sont soumis à la traction. Cependant, dans un MD il peut y avoir aussi d'autres types d'endommagements qui apparaissent simultanément (fissuration matricielle dans les plis hors-axe, délaminage entre les plis) et qui peuvent interagir avec le mécanisme de rupture des fibres, alors que dans un UD le mécanisme principal d'endommagement est la rupture de fibres. L'idée est de voir si et comment cet endommagement évolue plus en fatigue qu'en quasi-statique, et quelle est l'influence des différents paramètres de fatigue (R , $\sigma_L^{\text{MAX}*}$, σ_L^a* ...). Pour cela, une matrice d'essais a été proposée. De plus, une réflexion sur l'instrumentation à utiliser durant ces essais sera menée afin de pouvoir suivre correctement l'endommagement au cours de l'essai.

Dans la suite, les contraintes mentionnées seront toujours celles associées à l'épaisseur nominale de l'éprouvette. Pour simplifier l'écriture, elles seront nommées simplement avec le symbole σ_L . Ainsi, le symbole « * » (utilisé dans le chapitre précédent) sera omis.

⁴ La rupture en compression obéit à un mécanisme très différent (rupture de type kinking (Lankford, 1995)) qui ne sera pas étudié dans ce travail de thèse.

Une recherche bibliographique sur le sujet a été le point de départ de l'étude. En raison des difficultés de réalisation des essais sur l'UD, la bibliographie n'est pas très vaste sur ce sujet. En plus, il n'est pas toujours mentionné dans les publications si la rupture arrive par splitting ou par perte de résistance des fibres. Cependant, pour cette recherche l'idée était de voir quel type de données d'essais de fatigue traction-traction sur stratifiés unidirectionnels sont disponibles dans la littérature, et quelles sont les techniques d'instrumentation les plus adaptées et utilisées pour suivre les ruptures de fibres (et éventuellement leurs effets) pendant un essai.

II. 1. SYNTHÈSE BIBLIOGRAPHIQUE DES PRINCIPALES ÉTUDES EXISTANTES

(Fuwa et al., 1975) ont réalisé des essais de fatigue traction-traction sur des éprouvettes UD à fibres de carbone et matrice époxy Fibredux 905C. Le type de fibre de carbone n'est pas précisé, mais il s'agit certainement d'une fibre moins performante que celles utilisées actuellement. Différents niveaux de σ_L^{MAX} ont été testés, et des courbes S-N ont été tracées. On rappelle qu'une courbe S-N (ou courbe de Wöhler) définit une relation entre la contrainte appliquée σ et le nombre de cycles à rupture N , à rapport de charge R et fréquence f fixés ; elle permet de visualiser la tenue de la pièce ou des matériaux dans le domaine de fatigue. Dans (Fuwa et al., 1975) ces courbes sont plates, et la dispersion des résultats se superpose presque à la dispersion des valeurs à rupture quasi-statique (Figure II-2). Ceci indique le fait qu'il n'a pas été observé un endommagement évident en fatigue. Toutefois, on n'a pas de renseignements sur le type de rupture. C'est ce genre de résultats qui a conduit dans les années 70 à penser que les composites étaient très peu sensibles (voir insensibles) à la fatigue.

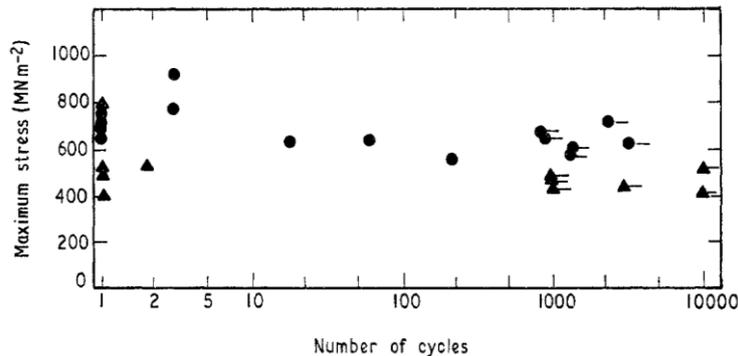


Figure II-2 : Durées de vie pour l'UD carbone/époxy étudié dans (Fuwa et al., 1975). Les points pour $N=1$ indiquent les valeurs à rupture en quasi-statique. Les points avec les tirets indiquent des essais interrompus.

Les essais de (Fuwa et al., 1975) sont instrumentés avec la technique des Emissions Acoustiques. L'évolution du nombre des EA émis aux cours des essais, en fonction du nombre des cycles, pour différents niveaux de σ_L^{MAX} a été analysée. Les courbes semblent avoir des tendances similaires (Figure II-3) : une première phase de montée rapide durant les premières centaines de cycles ; ensuite, il y a une phase de ralentissement caractérisée par une allure presque plate de ces courbes. Enfin, la pente des courbes augmente juste avant la rupture de l'échantillon. L'allure plate de ces courbes est expliquée par le fait qu'après la première phase de montée rapide, il y a activité acoustique seulement en proximité de la contrainte maximale du cycle, et en général il n'y a presque pas d'EA pendant la décharge. De plus, comme la contrainte maximale du cycle n'évolue pas au cours de l'essai, il y a une réduction continue des EA émis cycle après cycle. De telles observations ont amené les auteurs à penser qu'il n'y a pas un vrai processus de dégradation en fatigue pour l'UD à fibres de carbone, vu que le nombre cumulé d'EA

enregistrés, associée à des fibres rompues, augmente très peu. Ils concluent que la rupture arrive à cause de la relaxation de la matrice, qui surcharge progressivement les fibres.

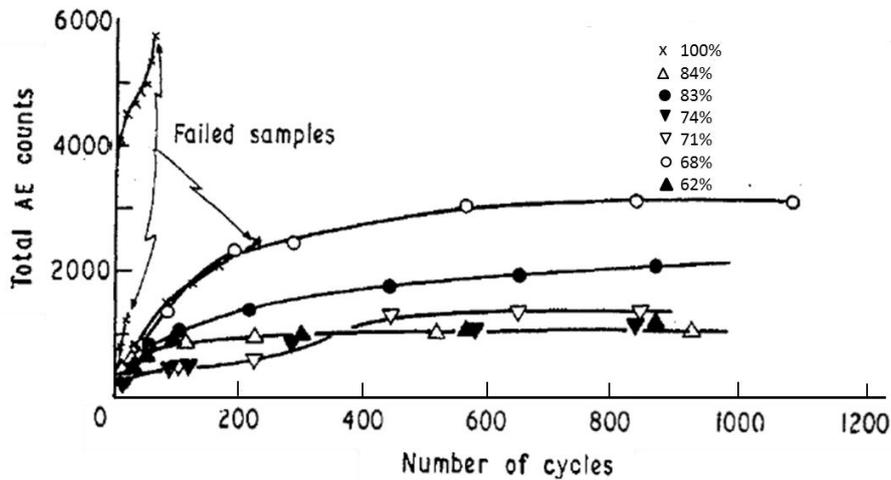


Figure II-3 : Nombre d'événements acoustiques émis en fonction du nombre des cycles, pour un stratifié unidirectionnel carbone/époxy. Différentes courbes pour différents rapports $\sigma_L^{MAX} / \sigma_L^R$ (Furua et al., 1975).

(Ono, 1988) a étudié la signature acoustique émise par un UD à fibres continues de carbone, haut module et faible résistance, et matrice époxy. La signature acoustique d'une salve d'EA est constituée par l'ensemble des paramètres de forme (dans le domaine temporel) et de paramètres fréquentiels (dans le domaine spectral) de la salve. Une explication graphique de ces paramètres est donnée dans la Figure II-4 ; pour plus de renseignements liés à leurs définition, le lecteur peut se référer à (Mistras Goup, 2011). Les ondes acoustiques produites par différents sources (différents mécanismes d'endommagement, bruit machine, glissement dans les mors, etc.) ont une signature acoustique différente. Tous les paramètres sont extraits par le système d'acquisition pour chaque événement acoustique. Au travers de l'analyse croisée des données d'essais sur différentes configurations d'éprouvette, (Ono, 1988) a identifié la signature acoustique typique des ruptures de fibres : courte durée (<100µs), et faible amplitude (<50 dB).

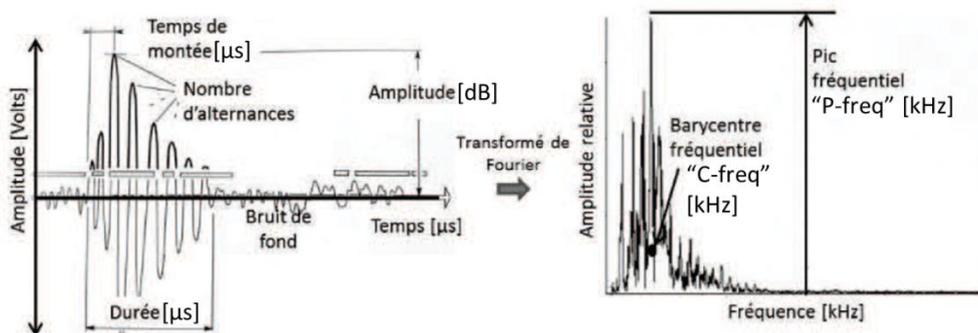


Figure II-4 : Paramètres acoustiques d'un événement enregistré lors d'un essai (Cuartas, 2015).

(Kawai, 2004) montre des courbes S-N presque plates, pour différents rapports de charge, pour le stratifié UD T800H/2500. La fibre T800H est une fibre de carbone à haute résistance et module intermédiaire ; la matrice 2500 est une matrice époxy. Par contre, (Kang et al., 2008) montrent des réductions de durées de vie pour R=0.1, avec matériau et fibres assez similaires : le composite T800/2500. Le type de fibre de carbone, qui appartient à la famille T800, n'est pas précisé plus en

détail. Pour $\sigma_L^{\text{MAX}} \approx 0.7 \sigma_L^{\text{R}}$, les durées de vie sont inférieures à 10^6 cycles ; par contre pour $\sigma_L^{\text{MAX}} \approx 0.8 \sigma_L^{\text{R}}$, les durées de vie sont inférieures à $5 \cdot 10^3$ cycles.

Dans (Meziere et al., 2005), le montage expérimental applicable à l'UD pultrudé T700/DGEBA époxy, qui par sa nature peut être courbé (discuté dans le *Chapitre I*), a permis de tester le matériau à un haut niveau de déformation. Ceci a mis en évidence une dégradation en fatigue du matériau pour des amplitudes de déformations cycliques imposées supérieures à 75% de la déformation à rupture. De plus, à déformation maximale imposée, l'augmentation de R (impliquant une réduction de l'amplitude du chargement) induit une augmentation du nombre de cycles à rupture (*Figure II-5*).

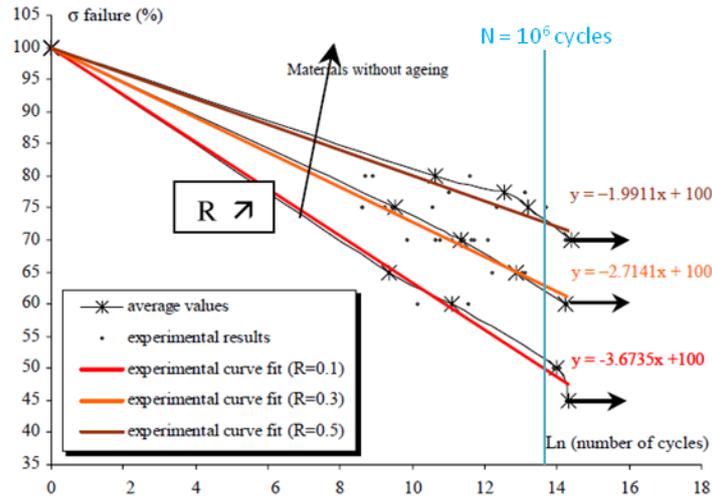


Figure II-5 : Courbes S-N pour l'UD pultrudé T700/époxy (Meziere et al., 2005)

(Taheri-Behrooz et al., 2010) ont testé un UD $[0^\circ]_{10}$ T700/Cycom 890 (fibres de carbone à haute résistance et haute déformation à rupture, matrice époxy). Les éprouvettes ont été équipées de talons biseautés en CFRP. On suppose que cette solution a été utilisée pour réduire les discontinuités dans le transfert d'effort sur l'éprouvette dues à des matériaux de rigidités différentes. Une réduction de la durée de vie en fatigue est montrée, jusqu'à $\sigma_L^{\text{MAX}} = 55\%$ de la résistance en traction, pour $R=0.1$ (*Figure II-6*). Des essais de performances résiduelles après essais de fatigue interrompus ont montré également une réduction de la contrainte à rupture, jusqu'à 60% de celle en quasi-statique. L'adoption des talons en CFRP a certainement contribué à améliorer la qualité des essais de fatigue, et a permis d'augmenter le niveau de contrainte maximale cyclique. Cependant, seules certaines éprouvettes ont eu une rupture en mode fibres dans la zone utile, alors que d'autres éprouvettes semblent avoir rompu par splitting en sortie des talons. Enfin, les données étant normalisées, il nous est impossible de comparer les niveaux des contraintes à rupture quasi-statique à celles que nous avons obtenues dans le *Chapitre I*, même s'il s'agit d'une fibre de carbone de la même famille (le type de T700 n'est pas précisé). De plus, usiner un stratifié CFRP pour produire des talons est dispendieux en termes des coûts et de temps.

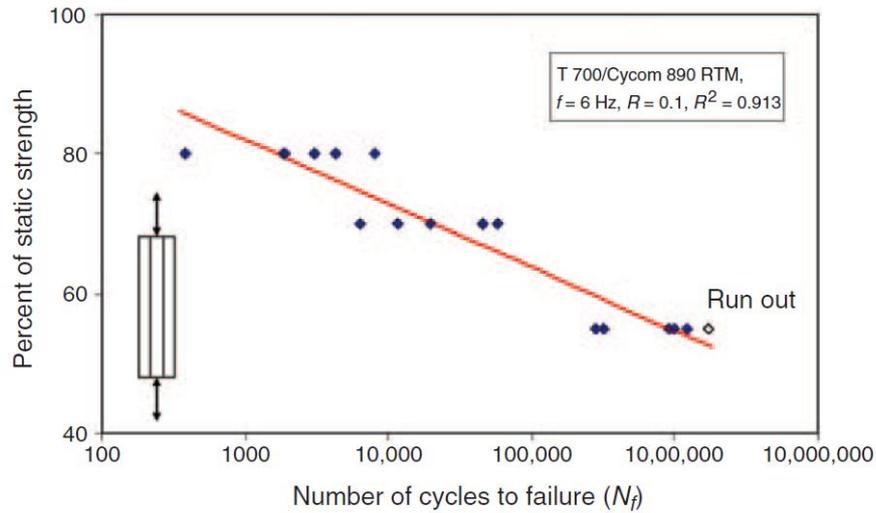


Figure II-6 : Courbes S-N pour le stratifié UD T700/époxy (Taberi-Behrooz et al., 2010)

(Chou, 2011) a réalisé des essais quasi-statiques et de fatigue sur des stratifiés $[0^\circ]_n$, $[90^\circ]_n$ et $([0^\circ_n 90^\circ_n]_s)$. Le matériau est composé de fibres de carbone T700 et une matrice époxy. Les essais ont été instrumentés avec des capteurs acoustiques. Le nombre d'EA émis en fonction des cycles a été tracé pour l'UD, et la courbe présente une allure similaire à celle de (Fuwa et al., 1975), en terminant avec une plateau (phase de saturation), Figure II-7. Pour ces mêmes courbes une régression linéaire a été identifiée, en représentant l'abscisse (nombre de cycles) en échelle logarithmique.

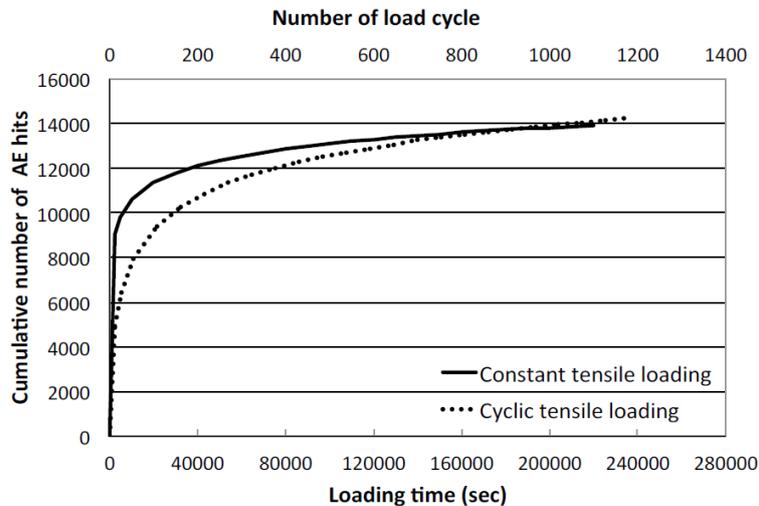


Figure II-7 : Nombre d'événements acoustiques émis en fonction du nombre des cycles, pour un stratifié UD T700 (carbone)/West system 105 (époxy) ; rapports $\sigma_L^{MAX} = 0.5 \sigma_L^R$ (Chou, 2011).

De plus, les signatures acoustiques des salves provenant des différents empilements ont été analysées. Premièrement, une analyse visuelle (« à la main ») a été faite sur les paramètres des salves émises par le stratifié UD $[0^\circ]_n$. Chou suppose que dans ce cas il y a un seul mécanisme d'endommagement prédominant, c.à.d. les ruptures de fibres. Leur signature acoustique a été donnée : amplitude de 40-60 dB, durée inférieure à 50 μs , et barycentre fréquentiel (C-freq) de 400-600 kHz. Deuxièmement, la même analyse a été faite sur le stratifié $[90^\circ]_n$ pour identifier la signature acoustique de la fissuration matricielle, qui est l'endommagement prédominant dans cas. Enfin, un stratifié croisé de type $[0_n 90_n]_s$ a été étudié. Dans ce cas, deux types d'endommagements sont présents simultanément : ruptures de

fibres dans les plis à 0°, et fissures matricielles dans les plis hors-axe. Deux analyses différentes ont été appliquées aux données d'EA : la méthode visuelle utilisée précédemment, et une méthode d'analyses du spectre de fréquence des EA (power spectrum analysis) dans le but de discriminer les paramètres typiques de ruptures de fibres de ceux de la fissuration matricielle. Il ressort de cette analyse qu'aucune de ces méthodes n'est capable de discriminer les différents endommagements du stratifié croisé, car leur signature acoustique n'est pas suffisamment différente. On reporte sur la *Figure II-8* un tableau récapitulatif de (Chou, 2011) avec différentes classifications de salves acoustiques trouvées dans la littérature. On peut remarquer qu'il y a des conclusions différentes, parfois contradictoires, pour des matériaux similaires.

Carbon fibre composite	Glass fibre composite
<p><u>Carbon fibre-epoxy composites [40,41]</u></p> <ul style="list-style-type: none"> - Fibre fracture: amplitude <50 dB and short duration. - Splitting and cracking: low-medium amplitude and duration > 100 µsec. - Initiation of delamination: 50-70 dB of amplitude and average duration of 120 µsec. - Rapid advance of delamination: amplitude >75 dB and duration > 200 µsec. 	<p><u>Glass fibre/polypropylene composites [38]</u></p> <ul style="list-style-type: none"> -Matrix crack: 40 -55dB of amplitude. -Interface crack: 60 -65 dB of amplitude. -Fibre pull-out: 65-85 dB of amplitude. -Fibre breaks: 85-95 dB of amplitude.
<p><u>Carbon fibre-epoxy composites [43]</u></p> <ul style="list-style-type: none"> - Fibre/bundle fracture: 95 -100 dB of amplitude and duration between 1000 -10000 µsec. - Matrix micro cracks: 30 -40 dB of amplitude and duration < 1000 µsec. - Propagation of matrix micro cracks and onset of delamination: 40 -80 dB of amplitude and 1000 -10000 µsec of duration. - Propagation of intra- and inter-laminar cracks: 80-95 dB of amplitude and 1000 -10000 µsec of duration. 	<p><u>Glass fibre/polyester composites [44,45]</u></p> <ul style="list-style-type: none"> -Matrix cracks: low amplitude. -Fibre breakage: 60-70 dB. -Delamination: high amplitude.
<p><u>Carbon fibre-epoxy composites [46]</u></p> <ul style="list-style-type: none"> - Fibre breakage: middle to large amplitude and duration <30 µsec. - Matrix cracks: amplitude <70 dB. - Interfacial debonding: amplitude <60 dB. 	<p><u>Tensile tests of glass fibre bundles [42]</u></p> <p>Fibre breakage:</p> <ul style="list-style-type: none"> - S-glass: 60-63 dB of amplitude and 186-332 µsec of duration.
<p><u>Tensile tests of carbon fibre bundles [42]</u></p> <p>Fibre breakage:</p> <ul style="list-style-type: none"> - Carbon M40-B: 65 -81 dB of amplitude and 200-324 µsec of duration. - Carbon M40-J: 58-65 dB of amplitude and 171-275 µsec of duration. 	<p><u>Single glass fibre-epoxy composites [47]</u></p> <ul style="list-style-type: none"> - Fibre breakage: 65-80 dB of amplitude
<p><u>Single carbon fibre-epoxy composites [47]</u></p> <ul style="list-style-type: none"> - Fibre breakage: 60-75 dB of amplitude - Epoxy cracks: 40-60 dB of amplitude 	

Figure II-8 : Récapitulatif de différents résultats de classification des signatures des EA (Chou, 2011).

(Ammar, 2014) propose une analyse statistique multi-variable des signaux d'émission acoustique collectés au cours des essais de fatigue pour discriminer les endommagements d'un stratifié croisé à fibres de carbone et matrice époxy. La méthode de classification proposée est composée de la méthode de coalescence floue et d'une analyse en composantes principales (ACP). L'algorithme de coalescence floue permet d'obtenir une classification non supervisée dans le cas de données multidimensionnelles. Cette méthode est utilisée pour faire une classification en M classes, représentatives de M mécanismes d'endommagement du matériau. La classification est faite selon les différentes valeurs des paramètres acoustiques choisis, ou bien « descripteurs » (amplitude, temps de montée, nombre de coups, énergie, durée...). Elle est non supervisée car on n'établit pas a priori le nombre de classes M. L'Analyse en Composantes Principales y est associée afin de réduire le nombre de classes M, jusqu'à rejoindre le nombre minimal de classes qui représente le mieux les corrélations entre les descripteurs. Enfin, dans ces travaux, quatre classes d'EA ont été identifiées et associées aux endommagements suivants : fissuration matricielle, décohésion fibre/matrice, délaminage et rupture des fibres. L'évolution de chaque classe est suivie dans le temps jusqu'à la rupture des éprouvettes. Cependant, l'explication physique qui lie chaque classe à un type d'endommagement n'est pas toujours évidente et parfois même pas donnée. De plus, la signature des ruptures de fibres annoncée a une amplitude plus élevée que celle de la fissuration matricielle. Ceci est contraire à la conclusion de (Chou, 2011) mais en accord avec (Bourchak et al., 2007). Ce dernier identifie des amplitudes au-delà de 90 dB pour des ruptures de fibres, et des amplitudes autour de 65 dB pour la fissuration matricielle dans un stratifié carbone/époxy.

De plus, dans cette dernière étude l'association des classes de salves typiques des différents endommagements est faite à travers la comparaison croisée des résultats des EA avec des cartographies C-scan, grâce auxquelles il est possible de voir des endommagements comme la fissuration matricielle et le délaminage.

Dans (Cuartas, 2015) on trouve un autre exemple de méthode de classification des EA, et une comparaison croisée des données d'EA avec une autre technique expérimentale, la thermographie passive⁵, afin de suivre l'endommagement en fatigue d'un UD carbone/époxy (T700S/M10). Pour ce qui concerne l'émission acoustique, dans un premier temps une analyse de corrélation a été réalisée entre les différents paramètres des EA enregistrés pendant les essais, pour voir le degré de corrélation entre eux. Cette analyse a permis de sélectionner des paramètres descripteurs qui servent à piloter les algorithmes de reconnaissance de la forme du signal. Ces algorithmes permettent de classer les signaux en différentes classes selon les descripteurs choisis. Les descripteurs choisis pour l'essai sur l'UD sont l'amplitude, le temps de montée, l'énergie et la durée. Parmi les méthodes de reconnaissance de forme utilisées, certaines sont non supervisées et d'autres supervisées (nombre de classes à choisir a priori), comme l'algorithme de classification k-means. Pour cela, une méthode statistique a été utilisée pour déterminer le nombre de classes optimales. Trois classes ont été identifiées pour l'UD : fissuration matricielle, décohésion fibre/matrice, rupture des fibres. Pour les ruptures des fibres, l'algorithme k-means donne les valeurs moyennes des signatures acoustiques suivantes : 75 dB d'amplitude, 22 μ s de temps de montée, 3390 μ s de durée, 102 aJ d'énergie. Par ailleurs, les essais étaient filmés avec une caméra infrarouge. La visualisation de la carte des températures n'a pas permis de localiser les endommagements. Donc, une procédure a été appliquée pour extrapoler la cartographie des sources de chaleur à partir de celle des températures. Ainsi les « points chauds » ont été identifiés et sont supposés correspondre aux endommagements. Toutefois, la comparaison de ces deux techniques ne semble pas donner des résultats convaincants pour suivre les ruptures de fibres : il n'y a pas une bonne correspondance entre la localisation spatiale des événements classifiés comme ruptures de fibres par les EA, et la localisation par traitement de sources de chaleur. De plus, les points chauds correspondants aux ruptures des fibres ont une intensité similaire au niveau de bruit de fond de l'image. Enfin, enregistrer un film thermique tout le long de l'essai est dispendieux en termes de capacité de stockage.

(Mills-Dadson et al., 2017) affirment que la signature acoustique des ruptures des fibres de carbone est caractérisée par des fréquences plus élevées que la capacité standard des capteurs d'EA classiquement utilisés. Pour cela, ils ont développé des capteurs spéciaux capables d'enregistrer des événements ayant une fréquence jusqu'à 2 MHz. Cela leur a permis d'identifier la signature acoustique des ruptures de fibres pour les stratifiés carbone/époxy qu'ils ont étudiés : fréquences majeures de 1 MHz, petites amplitudes, et durées inférieures à 50 μ s. Ces conclusions sont motivées par le fait qu'une classe d'événements ayant ces signatures acoustiques apparaît à la fin de leurs essais de traction, avant la rupture de l'échantillon. De plus, ils essaient de détecter par EA le mécanisme d'endommagement critique qui cause la rupture instable de l'UD. Pour cela, ils se basent sur des études de microtomographies in-situ (Scott et al., 2011) dans lesquelles des clusters de fibres rompues (jusqu'à 14 fibres) sont observés juste avant la rupture des plis à 0°. Sachant que ce regroupement arrive seulement

⁵ La thermographie passive est utilisée pour visualiser les échauffements liés à l'endommagement au sein de l'éprouvette à l'opposé de la thermographie active qui consiste à envoyer un flux de chaleur et de visualiser les effets des défauts sur la conductivité de l'échantillon.

proche de la rupture, alors que les fibres rompues sont normalement distribuées de façon aléatoire, la formation de clusters « de grande taille » est supposée être le phénomène critique de rupture. Les auteurs ont alors analysé les formes d'onde de tous les signaux enregistrés dans la partie finale de l'essai qui appartiennent au groupe de signaux classifiés comme rupture de fibres. Ces formes d'ondes sont supposées être formées par la combinaison de plusieurs formes d'ondes « plus courtes », similaires entre elles, qui arrivent pour le même chargement et en succession avec moins de 200 μ s l'une de l'autre. Une forme d'onde composée de X formes d'onde plus courtes est supposée correspondre à un cluster de X fibres rompues. La *Figure II-9* extraite de cette étude, représente les résultats de cette analyse, à savoir l'évolution du nombre et de la taille des clusters en fonction du chargement, pendant un essai quasi-statique.

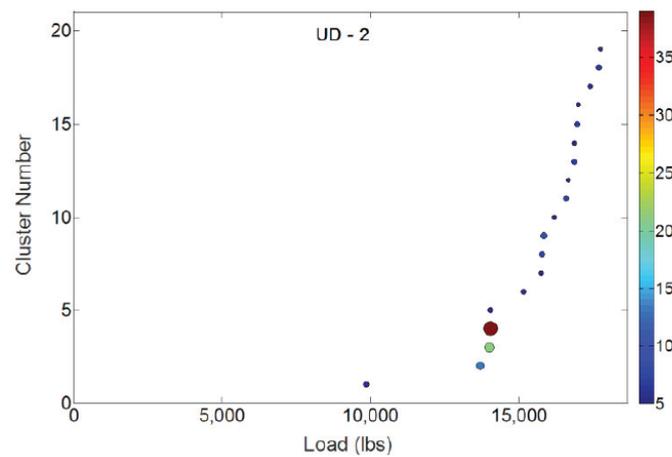


Figure II-9 : Evolution du nombre et de la taille de clusters de fibres rompues, indiqués respectivement par l'ordonnée et par la couleur ; identification par analyse des formes d'onde des EA (Mills-Dadson et al., 2017).

Cependant, ces résultats ne peuvent pas être facilement vérifiés/confrontés, car ils demandent le développement des capteurs spécifiques. De plus, l'analyse des formes d'onde de chaque EA peut être extrêmement dispendieuse en termes des temps et de capacité de stockage quand il s'agit d'un essai de longue durée, comme un essai de fatigue. Enfin, il est montré dans cette étude que la rupture des échantillons UD est survenue par *splitting* en sortant de la zone des talons. Donc, le nombre total des clusters identifiés pourrait être sous-estimé par rapport à une rupture en mode fibre.

Ce résumé a eu l'intention de donner au lecteur un aperçu bibliographique, non exhaustif, des essais de fatigue sur l'UD pilotés par les mécanismes de rupture en traction des fibres. Si d'un côté le phénomène de dégradation en fatigue n'est pas toujours évident, il faut quand même remarquer qu'il y a souvent des ruptures par *splitting*, donc les niveaux des chargements cycliques appliqués peuvent être faibles par rapport à la vraie résistance du matériau dans le sens des fibres. D'ailleurs, l'enregistrement des Emissions Acoustiques est la technique la plus utilisée dans les essais de fatigue sur l'UD, car elle (i) est sensible aux endommagements de petites dimensions comme la rupture des fibres, (ii) permet de détecter des endommagements qui sont générés également à l'intérieur du matériau (et pas seulement en surface) et (iii) permet un enregistrement en continu pour des essais de longue durée. Différentes méthodes sont utilisées pour identifier la signature acoustique des ruptures des fibres. Parmi les plus utilisées, il y a les algorithmes de classification, qui font une analyse statistique simultanée de différents paramètres qui caractérisent une salve acoustique. Finalement, on n'observe pas de consensus clair sur la signature typique générée par la rupture d'une fibre de carbone (ou par un cluster de fibres

rompues ?). Enfin, ce résumé a servi aussi à orienter le choix des essais de fatigue à réaliser et de l'instrumentation à utiliser, qui seront décrits dans la section suivante.

II. 2. OBJECTIFS DE LA CAMPAGNE EXPERIMENTALE

Dans le *Chapitre I*, le stratifié unidirectionnel T700GC/M21 a montré une dégradation en fatigue traction-traction. On cherche maintenant à comprendre comment l'endommagement (l'évolution des ruptures de fibres), et la durée de vie (nombre des cycles à rupture) dépendent du type de chargement de fatigue. Sachant que les fibres donnent l'essentiel de rigidité et résistance, on se focalise sur les ruptures de fibres, et non sur les autres endommagements qui les accompagnent (décohésion, fissuration matricielle, voir *Figure II-40*).

Pour ce faire, on a réalisé plusieurs essais à la même contrainte maximale cyclique σ_L^{MAX} , mais avec un rapport de charge R différent, toujours en restant dans le domaine traction-traction. Dans cette situation, si le rapport de charge augmente, l'amplitude du chargement diminue et la contrainte moyenne σ_{MOY} augmente, comme on peut le voir sur la *Figure II-10*. Par la comparaison des durées de vie obtenues pour chaque essai, on cherche à identifier lequel des deux paramètres - σ_{MOY} et amplitude- est le paramètre de fatigue le plus critique en termes d'endommagement et rupture. Pour cela, les rapports de charge choisis sont 1, 0.5, 0.3, 0.2 et 0.1, de façon à balayer tout le domaine de la fatigue traction-traction.

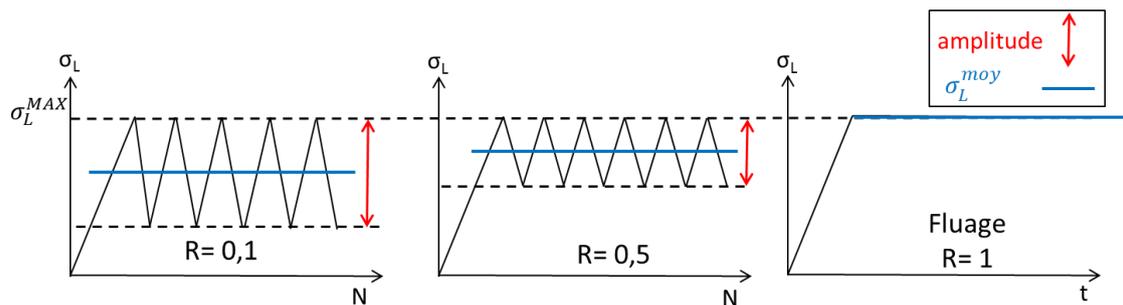


Figure II-10 : Essais de fatigue envisagés permettant de mettre en évidence le rôle de la contrainte moyenne σ_L^{moy} , du rapport de charge R et de l'amplitude de contrainte.

Ensuite, d'autres essais à des niveaux de σ_L^{MAX} différents ont été réalisés. L'idée est ainsi de voir l'effet de ce dernier paramètre sur l'endommagement et la rupture de l'UD. Le choix des niveaux de σ_L^{MAX} sera motivé dans la section II. 5. De plus, afin de suivre l'évolution de la rigidité en fonction du nombre de cycles, des cycles lents sont réalisés à différents intervalles au cours des essais de fatigue. Le but est d'enregistrer les courbes contrainte-déformation, qui servent pour le calcul du module longitudinal. Enfin, un dernier objectif de la campagne expérimentale est d'évaluer les performances résiduelles du matériau après fatigue. Les essais de fatigue ont été interrompus afin de réaliser un essai traction monotone jusqu'à rupture de l'éprouvette dans le but de vérifier s'il y a une perte de rigidité mais aussi de résistance après fatigue.

II. 3. MONTAGE EXPERIMENTAL ET INSTRUMENTATION

Les essais de fatigue ont été réalisés dans des conditions atmosphériques standards, avec une machine hydraulique de capacité 100 kN, équipée des mors auto-serrant. Les éprouvettes utilisées sont des stratifiés unidirectionnels $[0^\circ]_4$, d'une longueur de 250 mm comme indiqué par la norme (ASTM, 2002), épaisseur nominale 1.056 mm et largeur 25 mm. Des talons rectangulaires en aluminium sont

utilisés, de longueur 55 mm, ceci étant la longueur maximale de serrage disponible sur la machine de fatigue. Par conséquent, la longueur utile « mécanique » est de 140 mm.

En vertu des considérations faites dans la section II. 1, l'enregistrement des Emissions Acoustiques a été systématiquement utilisé dans tous les essais. L'acquisition des événements acoustiques est effectuée à l'aide du système MISTRAS. Dans le but de localiser les événements acoustiques, deux capteurs piézoélectriques sont utilisés. Ils ont une plage d'utilisation entre 100 kHz et 800 kHz, et un pic de résonance de 300 kHz. La chaîne de mesure inclut deux préamplificateurs de 40 dB situés entre les deux capteurs et la carte d'acquisition. Les deux capteurs sont positionnés sur une même face de l'éprouvette, espacés de 80 mm, en position symétrique par rapport au centre de la longueur utile « mécanique » (*Figure II-11*). Le choix de cette distance sera motivé dans la section II. 4. Ils sont collés avec un gel sur la même face de l'éprouvette, et la pression de maintien est assurée par deux sangles élastiques identiques. La qualité du couplage est vérifiée par un test de pulse qui consiste à faire émettre les deux capteurs l'un après l'autre. Ce test fournit le niveau de couplage en comparant l'amplitude et le temps de parcours des ondes émises et reçues par chacun des capteurs. Si les résultats obtenus pour les deux capteurs sont identiques (± 3 dB et ± 10 ms) avec une amplitude supérieure à 65 dB pour l'onde reçue, alors nous considérons que le couplage des capteurs est satisfaisant (Mistras Goup, 2011).

De plus, certaines éprouvettes ont été équipés d'une jauge sur la face opposée (celle où il n'y a pas les capteurs), afin d'obtenir les courbes contrainte-déformation. Enfin, une caméra thermique FLIR est utilisée pour certains essais, avec une fréquence d'acquisition de 1 Hz, pour surveiller l'échauffement global de l'éprouvette pendant l'essai de fatigue. Pour ce faire, une peinture noire a été déposée sur la face de l'éprouvette faisant face à la caméra thermique, afin de maximiser l'émissivité de la surface du matériau.

II. 4. LIMITES ET DIFFICULTES DES EA SUR L'UD EN FIBRES DE CARBONE

La technique de l'émission acoustique nécessite de fixer certains paramètres afin que les émissions enregistrées correspondent bien à un endommagement du matériau et non à des émissions parasites liées à la machine ou autres. Premièrement, il faut fixer un seuil d'acquisition en amplitude : tous les signaux qui se trouvent en dessous de ce seuil ne sont pas enregistrés par le système d'acquisition. Les valeurs des seuils trouvées plus couramment dans la littérature pour ce genre d'essais s'étendent de 40dB à 50dB. Ensuite, il faut calculer la vitesse de propagation des ondes acoustiques dans le matériau et définir la distance inter-capteurs. Ces deux paramètres sont nécessaires pour la localisation des EA apparaissant dans la zone délimitée physiquement par les deux capteurs, la longueur utile « acoustique » (*Figure II-11*). Ainsi, lorsqu'un mécanisme d'endommagement entraîne la création d'une onde, la différence de temps mise par chacun des deux capteurs à détecter l'onde, permet de définir la position de la source ; les signaux venant de l'extérieur de la longueur utile acoustique sont écartés. La vitesse de propagation a été calculée au travers de sources d'EA simulées par des ruptures de mines de crayons, juste à l'extérieur des capteurs ; il s'agit d'une technique standardisée et documentée dans (Mistras Goup, 2011). On a identifié une vitesse moyenne de 8800 m/s, cohérente avec la vitesse déterminée par (Blassiau, 2005) sur un matériau similaire. Cette vitesse dépend de la rigidité longitudinale et est particulièrement élevée car l'UD est l'empilement le plus raide, vu que toutes les fibres sont alignées dans la même direction ; en plus, il s'agit de fibres de carbone, qui sont parmi les fibres les plus rigides. En outre, les distances parcourues par les ondes sont très petites par rapport à cette vitesse. Ceci rend la localisation d'un événement acoustique sur une éprouvette UD CFRP très difficile, car la discrimination entre événement localisé ou pas se base sur une différence de temps de quelques microsecondes. Pour

ces raisons, il a été choisi d'élargir le plus possible la longueur utile «acoustique» (distance inter-capteurs), tout en gardant un espace suffisant entre la zone de serrage et le capteur. Au moyen de plusieurs tests de cassage de mines à l'intérieur de la longueur utile acoustique, et à l'extérieur (ces derniers n'étant pas censés être localisés), la configuration optimale qui a été trouvée est la suivante : seuil d'acquisition en amplitude de 45 dB ; longueur utile acoustique de 80 mm ; espace entre le capteur et la fin de la zone de serrage de 30 mm (*Figure II-11*).

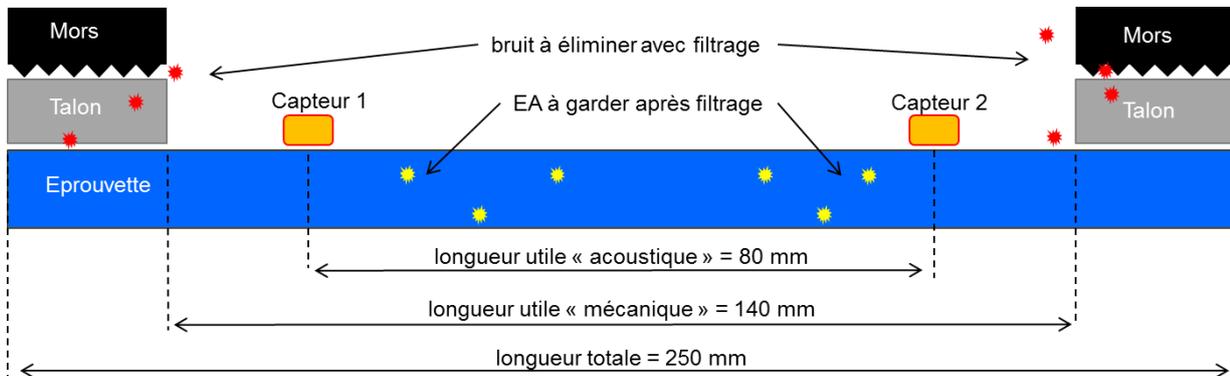


Figure II-11 : Schéma du positionnement des capteurs d'EA et longueurs caractéristiques des éprouvettes $[0^\circ]_4$ pour les essais de fatigue.

Ensuite, nous avons souhaité tester le choix de ces paramètres sur un essai, afin de s'assurer qu'aucun bruit machine ni autre type de bruit venant de la zone de serrage n'est enregistré comme EA localisé. Comme l'UD n'est pas censé s'endommager pendant la décharge jusqu'à contrainte nulle (Fuwa et al., 1975), l'idée a été de réaliser des essais incrémentaux de charge-décharge jusqu'à rupture et de contrôler l'évolution et les caractéristiques des salves d'EA émises. Pour cela, deux essais sont réalisés, le CD-A et le CD-B : les éprouvettes utilisées sont des stratifiés $[0^\circ]_8$ d'une longueur de 250 mm, épaisseur nominale 2.112 mm et largeur 25 mm ; l'éprouvette CD-A a des talons en aluminium, par contre l'éprouvette CD-B a des talons en GFRP. Les caractéristiques des talons sont données dans le *Tableau I-1*. La ligne verte sur la *Figure II-12* représente la contrainte longitudinale pendant ces essais de charge-décharge. Les points bleus représentent les événements acoustiques localisés dans la longueur utile acoustique. Il y a trois graphiques par essai, qui montrent trois paramètres des événements acoustiques localisés dans chaque essai : amplitude, temps de montée et centroïde de fréquence (C-freq). Premièrement, on observe qu'il n'y a pas d'événements enregistrés dans les décharges ; deuxièmement, la plupart des événements dans la montée #n commencent à apparaître à un niveau de charge plus élevé que le pic de charge atteint dans la montée #(n-1). Ces deux considérations valident la calibration effectuée pour l'enregistrement des événements acoustiques.

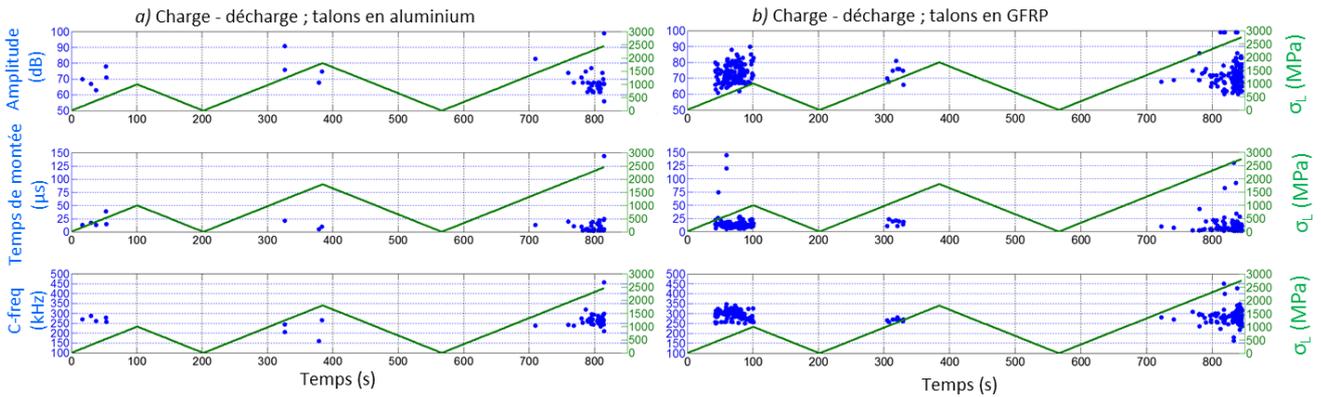


Figure II-12 : Evénements acoustiques localisés (en bleu) et contrainte longitudinale (en vert) pendant les essais de charge-décharge : a) CD-A et b) CD-B.

Toutefois, nous avons constaté qu'il y a un rapport 6 entre le nombre d'EA localisés dans l'essai CD-B (talons en GFRP) et l'essai CD-A (talons en aluminium) ; les EA supplémentaires localisés sont répartis pendant toute la durée de l'essai, pas seulement à la fin. D'ailleurs, une comparaison manuelle des paramètres des salves d'EA (temps de montée, amplitude, C-freq, durée, énergie) émises dans les deux essais n'a pas mis en évidence une différence significative qui ferait penser à la présence d'un groupe d'événements différent : dans la Figure II-12, la plupart des salves se situent entre des plages d'amplitude, temps de montée et C-freq similaires entre le CD-A et le CD-B. Par ailleurs, au travers de la Figure II-13 la position des EA localisés le long de la longueur utile acoustique peut être visualisée. Il a été choisi de mettre en évidence (en transparence rouge) une portion de 10 % de la longueur utile acoustique qui se trouve le plus près des capteurs : ceci est une zone d'incertitude, car des événements venant de l'extérieur des capteurs pourraient quand même être localisés, à cause de la vitesse élevée de propagation d'onde et de la courte distance inter-capteur. On voit que le nombre des EA localisés pour l'essai avec les talons en GFRP est plus grand dans toute la longueur, aussi dans la zone d'incertitude.

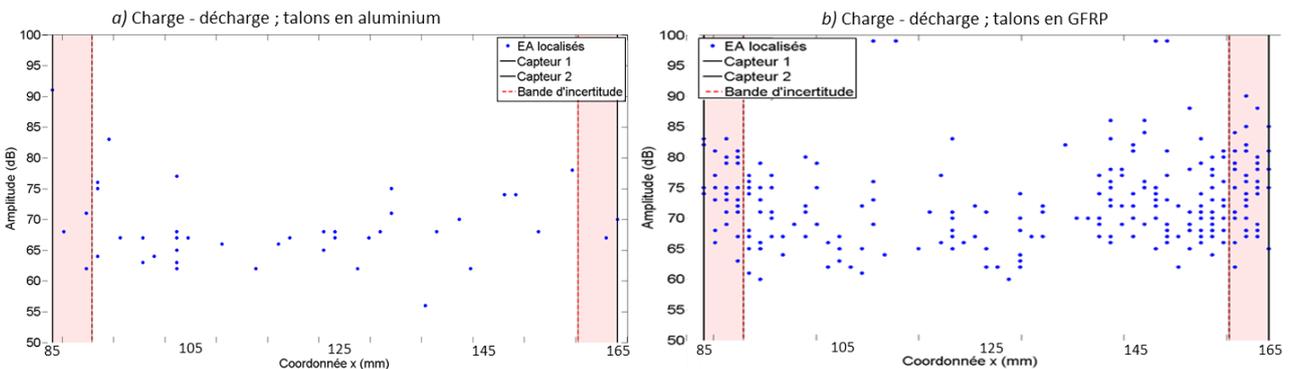


Figure II-13 : Position et amplitude des EA localisés dans la longueur utile acoustique pour les deux essais de charge-décharge : a) CD-A et b) CD-B.

L'analyse des Figure II-12 et Figure II-13 a amené à penser que les talons en GFRP produisent des événements acoustiques quand ils sont écrasés par les mors. Ces événements sont localisés, même s'ils proviennent de la zone au-delà des deux capteurs, ceci vraisemblablement à cause de la vitesse élevée de propagation d'ondes et de la courte distance inter-capteur. De plus, ils ont une signature acoustique similaire au vrai endommagement de l'éprouvette. Pour ces raisons, un premier choix a été fait de ne pas utiliser des talons en GFRP pour les essais en fatigue, choix corroboré par d'autres conclusions du

Chapitre I. Ensuite, nous avons fait le choix de ne pas éloigner encore plus les capteurs de la zone de serrage, car ceci aurait impliqué la réduction de la zone « d'écoute » de l'endommagement du matériau. Il reste donc la possibilité qu'un autre type de bruit provenant d'une zone externe proche des capteurs soit localisée. Il a alors été choisi d'utiliser un algorithme de classification pour isoler les ruptures des fibres, comme décrit dans la section II. 7.

Une remarque supplémentaire peut être faite concernant le nombre des EA localisés : 46 pour le CD-A et 273 pour le CD-B. D'autres essais de traction monotone réalisés sur des éprouvettes $[0^\circ]_4$ ont généré le même ordre de grandeur du nombre d'événements. Si on fait l'hypothèse que chaque EA correspond à une rupture de fibre et sachant qu'il y a plusieurs centaines de milliers de fibres dans les éprouvettes utilisées dans cette étude, on devrait avoir un nombre bien plus important d'EA. Comme ce n'est pas ce qu'on observe (aussi bien en fatigue qu'en statique), cela signifie que ce ne sont pas des ruptures des fibres uniques qu'on entend, mais plutôt des regroupements de fibres rompues simultanément. Il s'agit effectivement d'une autre limitation de l'application de cette technique à l'UD, pour laquelle les ruptures des fibres isolées, à cause de leurs petites dimensions, ne peuvent pas être détectées. Pour des raisons similaires, également les autres endommagements qui pourraient accompagner les ruptures de fibres (fissuration dans la matrice, décohésion le long de la fibre, etc.) ne peuvent pas être détectés.

Une solution pourrait être le développement de capteurs spécifiques, comme fait par (Mills-Dadson et al., 2017). Toutefois, leurs capteurs ont une plage d'écoute optimisée pour les fréquences au-delà de 1 MHz, et ils ont identifié une centroïde de fréquence au-delà de 1 MHz pour les ruptures des fibres de carbone. Par contre, les capteurs utilisés dans ces travaux de thèse ont un pic de résonance autour de 300 kHz et une plage de fréquences jusqu'à 800 kHz (au-delà de 800 kHz, les capteurs sont sourds), *Figure II-14*. La plupart des signaux localisés dans les essais ont un centroïde de fréquence autour de 300 kHz (*Figure II-12*). Pour ces raisons, on conseille d'être très prudent sur les informations venant de l'utilisation des capteurs d'EA afin de détecter les petits signaux émis par les ruptures des fibres.

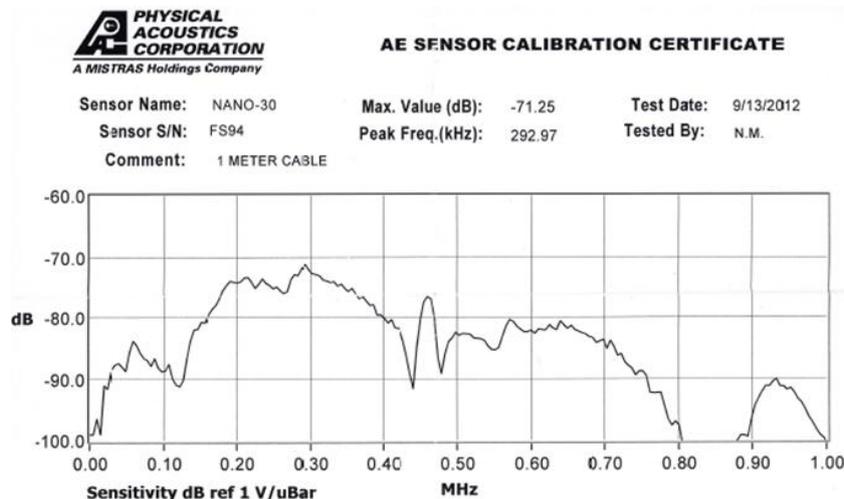


Figure II-14 : Certificat de calibration des capteurs utilisés.

Enfin, pendant la réalisation de quelques cycles de chargement de fatigue, il a été constaté qu'un seuil à 40 dB n'était pas suffisant, car pendant l'exécution d'un chargement cyclique, la machine produit des événements parasites qui sont enregistrés avec une amplitude autour de 45 dB et énergie nulle ou proche de la valeur nulle. Comme conseillé par (Mistras Goup, 2011) il ne faut pas considérer ce type d'événements. Sachant que dans les essais de charge-décharge aucun événement n'a été enregistré en

dessous de 55 dB, le choix a été fait de augmenter le seuil d'acquisition à 50 dB pour les essais de fatigue. Ceci a permis d'éliminer le bruit machine également pendant les essais de fatigue.

II. 5. CHOIX DES NIVEAUX DE CONTRAINTE CYCLIQUE MAXIMALE

L'idée est d'étudier le comportement en fatigue de l'UD soumis à des sollicitations élevées, c.à.d. avec des σ_L^{MAX} proches de la contrainte à rupture quasi-statique. Les niveaux de σ_L^{MAX} ont été choisis par l'analyse de l'évolution des EA émises dans les essais de traction monotone qui ont produit une rupture conforme (Tableau I-2). Parmi ces essais, seulement ceux ayant des talons en aluminium ont été considérés, en vertu des considérations faites dans la section II. 4. Pour cela, la Figure II-15 présente l'énergie acoustique cumulée des EA localisés, pour chacun des essais, en fonction de la contrainte longitudinale σ_L . L'unité de mesure de cette énergie est l'attoJoule (Mistras Goup, 2011), toutefois on a préféré normaliser ces courbes avec le « volume de localisation acoustique » de chaque éprouvette, c.à.d. le volume d'éprouvette compris dans la longueur utile acoustique. Ainsi, on a plutôt une densité d'énergie acoustique cumulée, indépendante des dimensions de l'éprouvette.

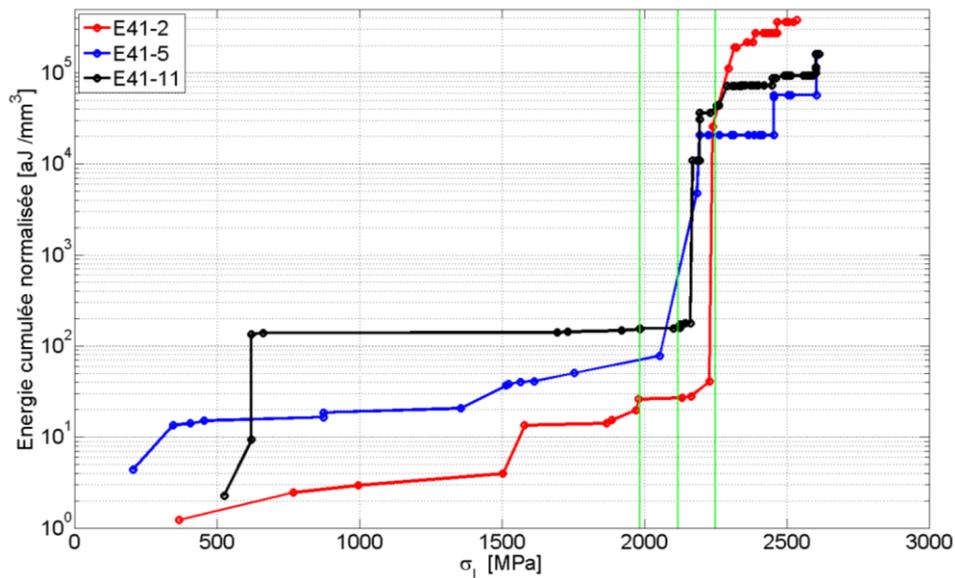


Figure II-15 : Densité d'énergie acoustique cumulée des essais de traction monotone, en configuration de serrage optimisée, avec talons en aluminium. Les lignes vertes correspondent aux trois niveaux de σ_L^{MAX} choisis pour les essais de fatigue.

A partir de $\sigma_L = 2000$ MPa, ces courbes ont un changement de pente : une accélération dans la progression du nombre des EA et de l'énergie acoustique associée se produit jusqu'à la rupture. Donc, pour réaliser les essais de fatigue, trois niveaux de σ_L^{MAX} ont été choisis, correspondant aux lignes vertes tracées sur la Figure II-15 : le premier niveau (1985 MPa) se situe juste avant le début du changement de pente des courbes, et correspond à 75 % de la contrainte à rupture quasi-statique (2647 MPa, identifiée dans le Chapitre I). Ensuite, 80% (2120 MPa) et 85% (2250 MPa) de la contrainte à rupture quasi-statique ont été choisis, de façon à balayer toute la zone d'accélération progressive des EA, et en même temps rester suffisamment loin de la zone d'incertitude liée à la valeur à rupture quasi-statique.

II. 6. MATRICES D'ESSAIS

Cette section donne un récapitulatif des essais de fatigue réalisés sur le stratifié unidirectionnel $[0^\circ]_4$.

Le *Tableau II-1* et la *Figure II-16* montrent les essais qui ont été conduits jusqu'à rupture, pour avoir les valeurs de DDV (Durée De Vie), c.à.d. le nombre de cycles à rupture. Les valeurs de σ_L^{MAX} sont exprimées en pourcentage de la contrainte à rupture quasi-statique σ_L^{R} . Plus en détails, dans le *Tableau II-1* les essais sont présentés par couples. Chaque couple est une répétition du même essai : même σ_L^{MAX} et R. Par exemple, l'E41-4 et l'E41-6 sont le même type d'essai répété, pour avoir un minimum d'information concernant la dispersion statistique. L'E61-3 et l'E61-10 sont un autre couple du même type d'essai, etc. Cependant, pour la plupart de ces couples d'essais, il y a une différence concernant leur exécution. En fait, les essais définis « de type A » sont des essais réalisés en continu, sans arrêt jusqu'à rupture. Par contre, pour les essais « de type B » des cycles lents de fatigue ont été réalisés à intervalles réguliers, avec une vitesse de 2 mm/min, afin de mesurer l'évolution de la rigidité longitudinale au travers de l'acquisition des courbes contrainte-déformation. Pour cela, la *Figure II-17* montre les mêmes essais de la *Figure II-16*, découplés par type, afin de visualiser leurs différences en termes de durée de vie. La fréquence de cyclage est gardée constante à $f = 5$ Hz.

Essais de fatigue jusqu'à rupture				
Eprouvette	σ_L^{MAX} (% σ_L^{R})	R	DDV (Nb cycles)	Type d'essai
E41-4	85	0.1	26 564	A
E41-6	85	0.1	27 406	A
E61-10	80	0.1	263 961	A
E61-3	80	0.1	424 551	B
E61-11	75	0.1	160 925	A
E61-5	75	0.1	725 378	B
E61-9	85	0.2	65 073	A
E61-4	85	0.2	353 641	B
E61-7	80	0.2	312 849	B
E61-8	80	0.2	356 100	B
E61-12	85	0.3	41 856	A
E61-6	85	0.3	502 333	B

Tableau II-1 : Essais de fatigue (traction axiale) réalisés sur le $[0^\circ]_4$. Type A : essais de fatigue en continu. Type B : essais de fatigue avec insertion de cycles lents pour le calcul du module.

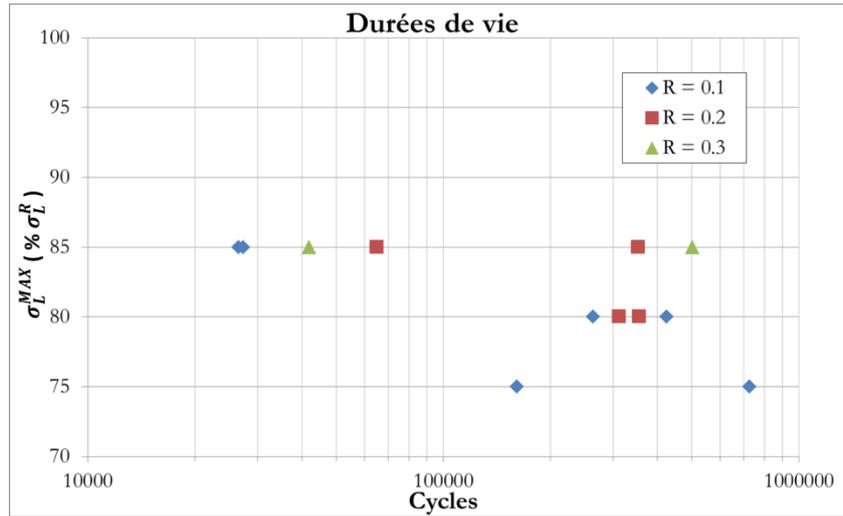


Figure II-16 : Essais de fatigue (traction axiale) réalisés sur le $[0^\circ]_4$.

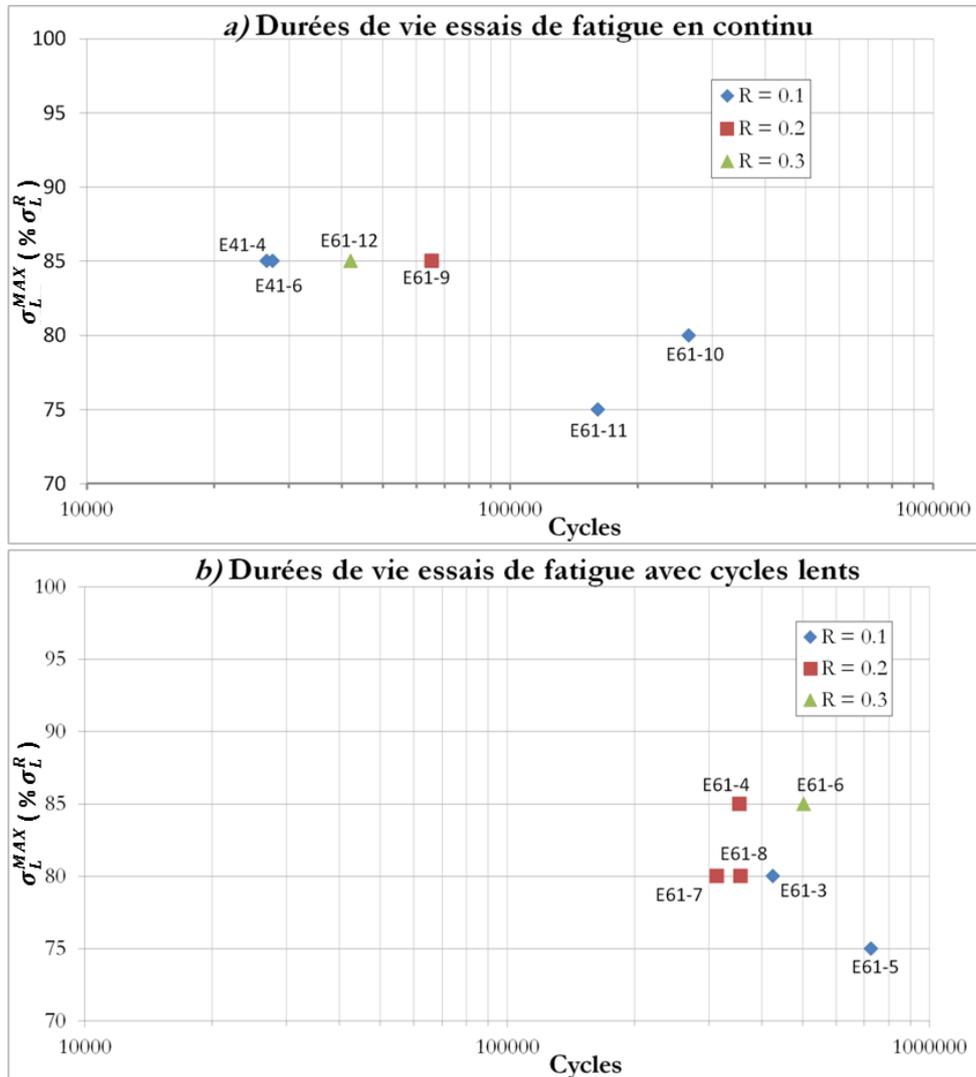


Figure II-17 : Essais de fatigue (traction axiale) réalisés sur le $[0^\circ]_4$, découplés par type : type a) essais en continu à fréquence constante ; type b) essais avec l'insertion des cycles lents pendant l'essai.

Ensuite, un autre groupe d'essais de fatigue a été réalisé et arrêté avant rupture, pour pouvoir soumettre les éprouvettes à une traction monotone jusqu'à rupture, afin de mesurer les performances résiduelles. Ces essais, reportés dans le *Tableau II-2*, sont réalisés avec la même procédure d'essai définie dans le *Chapitre I*. La contrainte à rupture de la performance résiduelle est calculée par rapport à l'épaisseur nominale de l'éprouvette, afin d'être cohérent avec la méthode utilisée dans le *Chapitre I*.

Essais de fatigue interrompus				
Eprouvette	σ_L^{MAX} (% σ_L^R)	R	Nb cycles	Cont. Résid. (MPa)
Statique	100	/	1	2647 ± 55
E61-2	80	0.1	100000	2672
E61-1	85	0.2	100000	2603
E41-7	85	0.3	100000	2660
E41-3	85	0.5	50000	2563
E41-8	85	0.5	100000	2771
E41-9	85	1	20000 s	2715

Tableau II-2 : Essais de fatigue (traction axiale) réalisés sur le $[0^\circ]_4$ et interrompus avant rupture, pour obtenir ensuite les performances résiduelles.

Les essais ont été réalisés à l'ONERA avec l'aide du Centre des Matériaux de l'Ecole des Mines.

II. 7. SUIVI DES ENDOMMAGEMENTS DE FATIGUE PAR L'EMISSION ACOUSTIQUE

Cette section décrit la démarche utilisée pour identifier la signature acoustique des ruptures des fibres et leurs évolutions au cours des cycles pendant les essais de fatigue réalisés. Cette démarche se base sur l'utilisation d'algorithmes d'apprentissage non supervisés pour l'exploration et l'analyse des données. Ces techniques ont pour but de structurer les données en classes homogènes, par la détermination de liens entre les points qui constituent les données : on cherche à regrouper ces points en classes de façon à ce que les données d'une classe soient les plus similaires possibles. Dans cette étude, ces algorithmes de classification sont utilisés pour identifier une classe de données d'EA pour les ruptures des fibres, et une autre classe pour tout le reste : bruit, autre type d'endommagements.

Une identification visuelle de ces deux classes par l'œil humain n'est pas possible pour plusieurs raisons. Tout d'abord, il s'agit d'un problème de classification dans un espace à plusieurs dimensions, vu que une salve d'EA doit être décrite au moyen de plusieurs paramètres (dans le domaine temporel et fréquentiel, *Figure II-4*). Or, le nombre de ces dimensions est supérieure à trois, celles que l'œil humain peut percevoir. Ensuite, les essais ont révélé une intense activité acoustique tout le long de l'essai et dans toutes les parties des cycles (pas seulement dans la partie haute des charges) : à titre d'exemple, on montre sur la *Figure II-18* l'ensemble des EA enregistrés pendant l'essai E61-10 (*Tableau II-1*). Si d'un côté, la technique de filtrage décrite dans la section *II. 4* a permis de s'affranchir du bruit machine, d'un autre coté une autre source de bruit est générée avec l'endommagement de l'éprouvette. Il s'agit du phénomène décrit dans la *Figure I-22* du *Chapitre I* : des nombreuses fibres et des paquets de fibres rompent dans la zone utile de l'éprouvette, mais elles restent coincées au niveau de la zone de serrage à cause de la pression exercée par les mors. Avec l'alternance des sollicitations des cycles de fatigue, ces éléments frottent contre l'éprouvette, ou entre eux. Ce phénomène, s'amorçant sur la surface, s'amplifie au cours de l'essai et va progressivement vers l'intérieur de l'éprouvette (dans le sens de l'épaisseur). Cette source de bruit est intégrée dans l'acquisition des EA, vu qu'elle n'est pas de très faible amplitude

et qu'elle a lieu dans la zone entre les deux capteurs. Il s'agit donc d'un système à intense activité acoustique et à niveau de bruit élevé, où la classe des données d'intérêt (les ruptures des fibres) peut ne pas constituer la majorité des événements enregistrés.

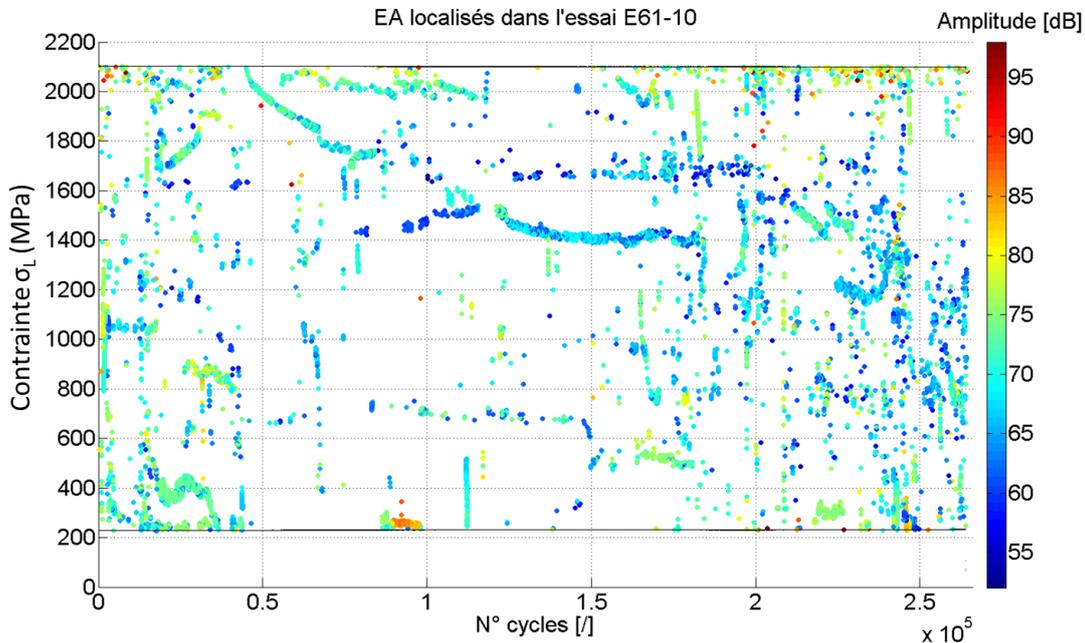


Figure II-18 : Activité acoustique enregistrée pendant l'essai E61-10 ($\sigma_L^{MAX} = 0.8 \sigma_L^R$, $R=0.1$).

A ce propos, (Kharrat et al., 2016) proposent une approche basée sur l'analyse des formes d'onde et leur décomposition en formes d'ondes élémentaires, les ondelettes ; une fois que les ondelettes composant les formes d'onde du bruit sont identifiées, une technique de « débruitage » (« denoising ») du signal est appliquée, afin de reconnaître les formes d'ondes qui sont censés correspondre à de l'endommagement. Cependant, dans la section II. 1 une remarque a été déjà faite sur le temps d'analyse et sur la capacité de stockage conséquents demandés par l'analyse des ondes acoustiques. De plus, attribuer une interprétation physique directement à la forme d'une onde n'est pas toujours évident. Par conséquent, dans cette étude il a été choisi d'utiliser des algorithmes de classification qui se basent plutôt sur la reconnaissance des paramètres descripteurs d'une salve EA : temps de montée, amplitude, durée, énergie, etc. Ces paramètres décrivent et « synthétisent » la forme d'une onde acoustique. Ils sont donc plus facilement interprétables et attribuables aux différentes sources physiques qui les génèrent. Ceci permet une meilleure évaluation des résultats fournis par les algorithmes utilisés. Dans la suite, différents algorithmes sont appliqués aux essais de fatigue de type A (essais de fatigue en continu, *Tableau II-1*) avec l'objectif d'identifier la classe d'EA correspondant aux ruptures de fibres. Les problèmes et limites mis en évidence par un type d'algorithme ont mené au choix d'utilisation d'un autre algorithme, corrigeant la piste à suivre pour atteindre cet objectif.

II. 7. 1. Classification par l'algorithme des K-means à centres mobiles

Une première méthode de classification de nos données a été faite par l'algorithme K-means : cette méthode recherche une partition en $K < N$ classes C_K d'un ensemble D de N données, $D = \{x_i \in \mathbb{R}^d\}_{i=1 \dots N}$, qui font partie d'un espace à d dimension. Les classes générées par cet algorithme ont une distribution gaussienne autour du centre de la classe, μ_K . Un critère de partitionnement vise à minimiser l'inertie intra-classe, donnée par :

$$J = \sum_{k=1}^K \sum_{i \in C_k} \|x_i - \mu_k\|^2$$

Équation 4

L'inertie intra-classe telle qu'elle est définie dans l'Équation 4 est similaire à la notion de distance euclidienne entre les points. Chaque point est affecté à la classe dont le centre est plus proche au point. Tout d'abord, il faut initialiser les centres μ_k aléatoirement dans l'intervalle de définition des x_i . Ensuite, à chaque itération de l'algorithme le critère sur J diminue. L'algorithme converge au moins vers un minimum local de J , mais des initialisations différentes peuvent mener à des classes différentes (problèmes de minima locaux). Par conséquent, afin d'obtenir des « classes stables », on répète l'algorithme r fois, et on fait une opération de moyenne sur les $(r - o)$ centres μ_k trouvés, où o sont les résultats écartés car considérés comme non pertinents (outliers). Par ailleurs, généralement les algorithmes de classification « apprennent » mieux avec un grand nombre de données, c.à.d. donnent des classes plus stables. Pour cela, le k-means a été appliqué à l'ensemble des données d'EA enregistrés dans les essais de type A regroupés ensemble.

Généralement, cet algorithme requiert la définition par l'utilisateur seulement du nombre de classes K . Dans cette étude $K = 2$ est imposé, suivant l'objectif défini dans le début de cette section. Cependant, pour l'application du k-means à la classification d'événements acoustiques, des considérations supplémentaires sont nécessaires concernant l'espace de dimension d des données. En fait, dans ce contexte, le nombre de dimensions est le nombre de paramètres qui décrivent une salve acoustique. D'après la littérature (Ammar, 2014; Cuartas, 2015; Doan et al., 2015; Malolan et al., 2016; Ramasso et al., 2015), l'identification des mécanismes d'endommagement des composites CFRP est souvent faite à partir de l'analyse des paramètres suivants :

- amplitude ;
- temps de montée ;
- énergie ;
- durée ;
- pic de fréquence ;
- centroïde de fréquence.

Parmi ces premiers jeux des paramètres, il faut choisir ceux qui sont statistiquement moins corrélés l'un l'autre. En fait, si par exemple il y en a deux qui sont fortement corrélés, ils auront un poids plus grand que les autres dans le critère de partitionnement des classes. Pour cela, une matrice de corrélation statistique entre ces paramètres a été calculée sur l'ensemble de données considérées. Par exemple, le temps de montée et l'énergie sont statistiquement très peu liés (coefficient de corrélation $R = 0.09$), *Figure II-19 a*). Par contre, sur la *Figure II-19 b*) une relation évidente est observable entre l'énergie en échelle logarithmique et l'amplitude (coefficient de corrélation $R = 0.94$).

Le jeu de paramètres « indépendants », issu de l'analyse de corrélation est le suivant :

- temps de montée ;
- énergie ;
- durée ;
- centroïde de fréquence.

Il a été choisi d'utiliser l'énergie au lieu de l'amplitude, car les valeurs de l'amplitude ont une saturation à 100 dB, comme montré sur la *Figure II-19 b)*, et ceci peut introduire une altération dans le critère de partitionnement.

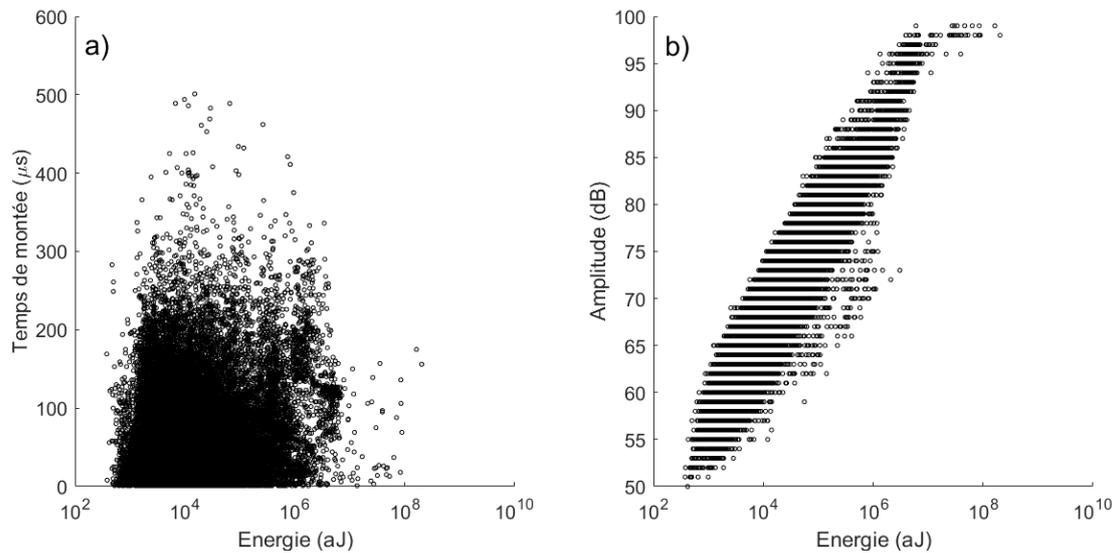


Figure II-19 : Salves acoustiques de tous les essais de type A regroupés ensemble.

Ensuite, le centroïde de fréquence a été écarté car on a constaté que les valeurs de ce paramètre suivent une gaussienne de centre de 210 kHz (*Figure II-20*), qui correspond au deuxième pic le plus élevé dans le spectre de réponse en fréquence des capteurs (*Figure II-14*). D'ailleurs, dans la section II. 4 il est montré que les essais CD-A et CD-B sur éprouvettes $[0^\circ]_8$ ont produit des EA avec centroïde de fréquence autour du premier pic de résonance des capteurs. Le décalage au deuxième pic pour les essais de fatigue est supposé être dû à l'utilisation des éprouvettes $[0^\circ]_4$. Enfin, il semble vraisemblable que le centroïde de fréquence est un paramètre qui peut être influencé par les dimensions des éprouvettes et par le choix des capteurs. En revanche il ne semble être que légèrement influencé par les sources d'EA, étant donné que les valeurs se distribuent autour des fréquences caractéristiques des capteurs. Enfin, les paramètres restant sont trois : le temps de montée, l'énergie et la durée. Ces paramètres seront appelés descripteurs et ils doivent piloter l'algorithme dans l'identification des deux classes ayant 3 dimensions. Comme aucune contrainte n'est imposée aux centres de classes, on dit que le k-means est « à centres mobiles ».

Par ailleurs, il y a des descripteurs, comme par exemple l'énergie, qui s'étendent sur une plage de valeurs largement plus grande que celle d'autres descripteurs, comme par exemple le temps de montée (*Figure II-19 a)*. Si on utiliserait directement ces valeurs brutes comme données d'entrée d'un algorithme de classification, beaucoup plus de poids sur le critère de partitionnement serait donné aux descripteurs qui s'étendent sur la plage des valeurs la plus large. Par conséquent, il est nécessaire de normaliser les données pour les amener dans un espace standard, avant de les injecter dans le k-means. Pour cela, il faut calculer la moyenne et l'écart type des valeurs pour chaque descripteur, et pour chacune de ses valeurs, soustraire la moyenne et diviser par l'écart type. Ensuite, ces données normalisées sont utilisées par l'algorithme, qui fournira donc les résultats exprimés dans l'espace normalisé. Ensuite, ces résultats seront ramenés dans l'espace originel a posteriori, après convergence.

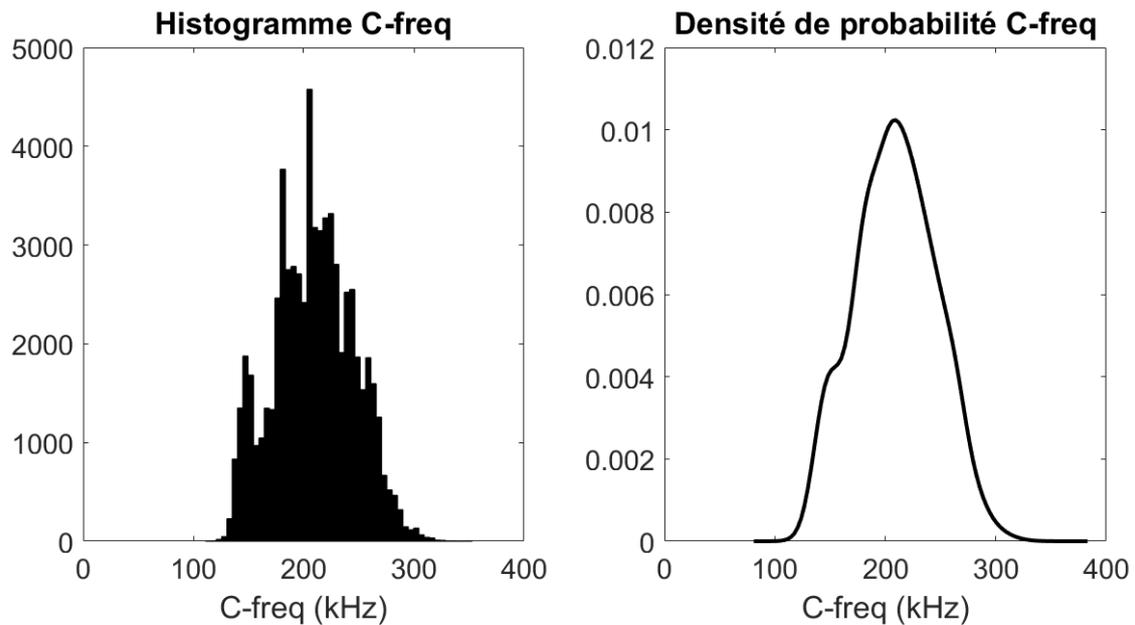


Figure II-20 : Visualisation en histogramme de la répartition des valeurs du centroïde de fréquence de tous les essais de type A regroupés ensemble, et densité de probabilité de cette répartition.

Résultat de la classification

Le k-means a été appliqué 100 fois, et une moyenne des résultats a été faite après avoir écarté les 10% de résultats considérés comme non pertinents. La Figure II-21 synthétise les résultats issus de cette moyenne. On rappelle que la détection de deux classes a été imposée (ruptures des fibres et autre). Les points ronds sont les centres des classes (résumés dans le tableau en bas à droite de la figure) ; l'intervalle associé à chaque centre est le 95° percentile de chaque classe, c.à.d. l'intervalle qui contient 95% des valeurs « les moins extrêmes » de la classe. Même si les descripteurs sont trois (temps de montée, durée, énergie), on préfère regarder les 5 paramètres présentés sur la figure, afin d'avoir plus de renseignements pour déduire la source acoustique de chaque classe, et pour comparer avec les résultats trouvés dans la littérature. On voit que les deux centres C1 et C2 sont assez proches l'un de l'autre pour chaque paramètre ; de plus, le temps de montée et la durée du centre μ_{K1} sont inférieurs à ceux du centre μ_{K2} , et le contraire pour l'amplitude et l'énergie. Dans ce contexte, il semble difficile d'identifier la classe qui corresponde aux ruptures des fibres. De plus, le centre d'une classe se trouve à l'intérieur de l'intervalle (95° percentile) de l'autre classe. En résumé, il s'agit d'une situation où la règle d'affectation basée sur le critère métrique du k-means (affecter chaque valeur x_i au centre μ_K le plus proche) est peu efficace. Pour cela, des étapes supplémentaires semblent nécessaires afin d'améliorer la classification.

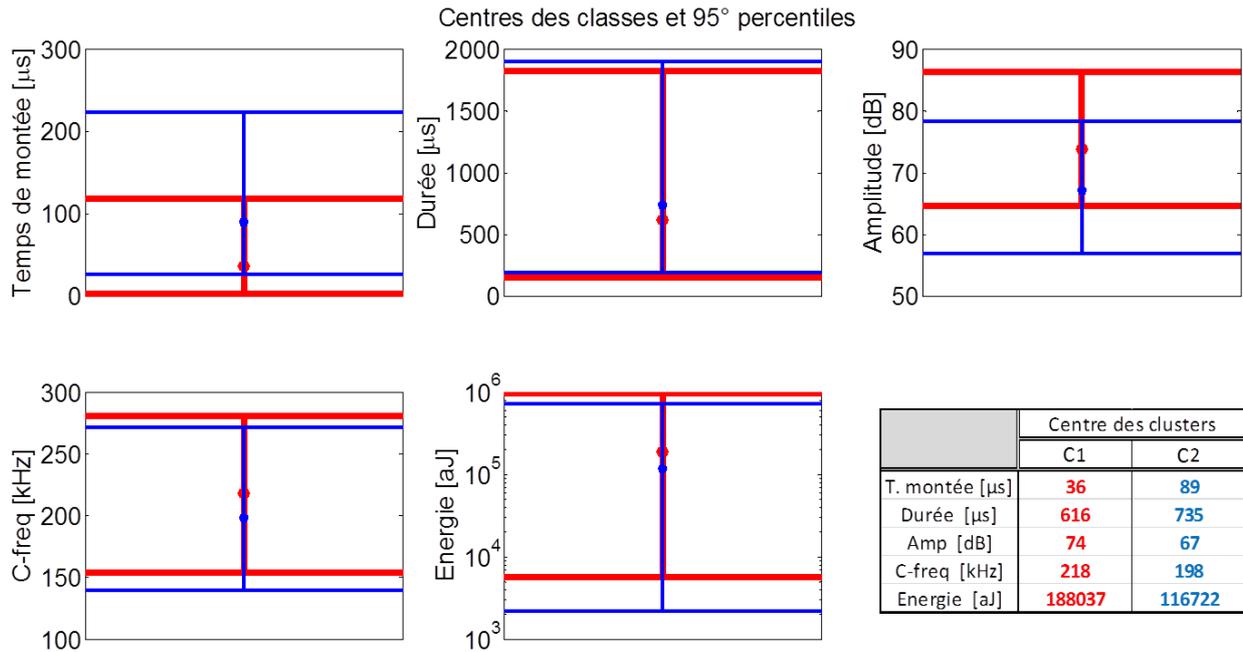


Figure II-21 : Centres des classes et 95° percentiles des événements acoustiques de tous les essais de type A regroupés ensemble. K-means à centres mobiles, avec trois paramètres descripteurs (temps de montée, durée, énergie). Les résultats sont la moyenne issue du test répété 100 fois.

II. 7. 2. Identification de la signature acoustique du bruit

L'objectif de cette section est d'identifier la signature acoustique du bruit. Pour faire cela, on va se concentrer sur les décharges. En effet, il est généralement admis qu'il n'y a pas ou peu de rupture de fibre à la décharge lors d'un cyclage traction-traction (Fuwa et al., 1975).

La signature acoustique du bruit permettra, dans l'algorithme k-means présenté précédemment, de fixer le centre de la classe décrivant tous les événements qui ne sont pas censés être des ruptures de fibres.

Pour chaque essai, la séparation charge/décharge nécessite une synchronisation en post-traitement des horloges de la machine de fatigue et de la chaîne acoustique. En effet, ces deux horloges ne sont pas initialisées simultanément et elles peuvent chacune présenter de l'avance ou du retard. Cela se traduit par un décalage temporel non constant entre le temps acoustique t_A et le temps machine t_M . Ces deux temps sont supposés être liés de la façon suivante :

$$t_A \approx (1 - \alpha) * t_M - \beta \quad \text{Équation 5}$$

Où α représente une dérive et β représente un offset. L'identification de ces paramètres est plus détaillée dans l'Annexe A. On peut visualiser l'efficacité de cette correction dans la Figure II-22, qui fait référence à l'essai E61-9. Pour cet essai, l'entité de la dérive est de $\alpha = -4.5 * 10^{-6}$. Une telle valeur de dérive temporelle si petite est suffisante à produire le décalage montré sur la Figure II-22a).

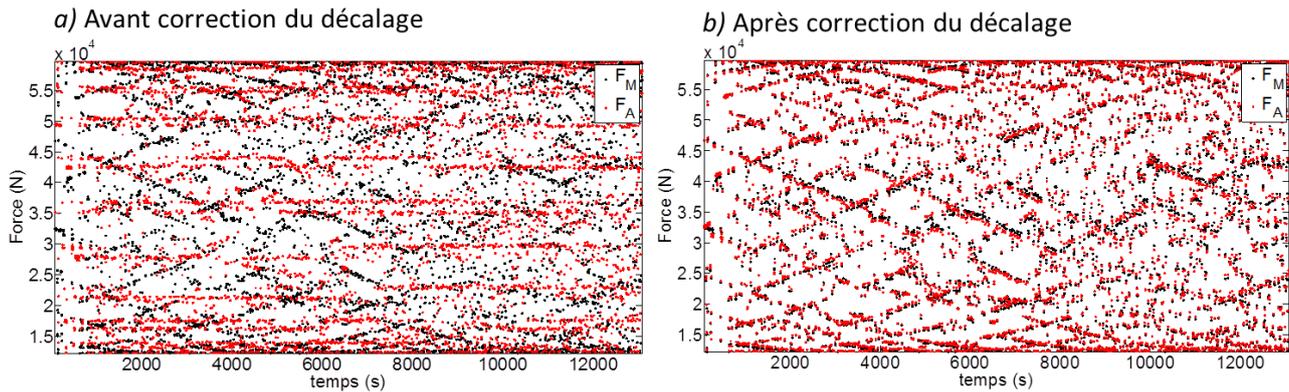


Figure II-22 : Force acquise toutes les 2s par la machine de traction (noir) et par la chaîne acoustique (rouge) avant correction du décalage temporel (a) et après correction en post-traitement (b). Essai E61-9. La correction est meilleure au niveau des forces extrêmes des cycles, ce qui est le plus important pour discriminer les événements de charge et de décharge.

Cette technique permet enfin de positionner correctement chaque événement acoustique (t_A) dans le cycle de chargement (t_M) et donc de définir si il a eu lieu en charge ou en décharge. Pour tous les essais de type A, il a été constaté en moyenne que 40% des événements se sont produits à la décharge. Leur signature acoustique moyenne est reportée dans le *Tableau II-3*.

EA dans la décharge (valeurs moyennes)	
Temps de montée	51 μ s
Durée	547 μ s
Amplitude	68 dB
C-freq	211 kHz
Energie	63714 aJ

Tableau II-3 : Valeurs moyennes des paramètres acoustiques des événements enregistrés dans la décharge des cycles, dans les essais de type A.

II. 7. 3. Classification par l'algorithme des K-means à 1 centre imposé

La procédure de classification par k-means décrite dans la section II. 7. 1 a été appliquée seulement aux EA localisés dans la charge des cycles, en imposant cette fois ici les coordonnées d'un des deux centres, μ_{k1} : ses 3 descripteurs (temps de montée, durée, énergie) doivent rester fixes et égaux aux valeurs du *Tableau II-3*. Seul l'autre centre, μ_{k2} , peut bouger dans la recherche de convergence de l'algorithme. En faisant l'hypothèse que la signature acoustique du bruit ne change pas drastiquement entre la charge et la décharge, on veut trouver dans la classe C2 une majorité des événements correspondants aux ruptures des fibres. La *Figure II-23* montre les résultats de l'application de ce type de k-means à 1 centre imposé.

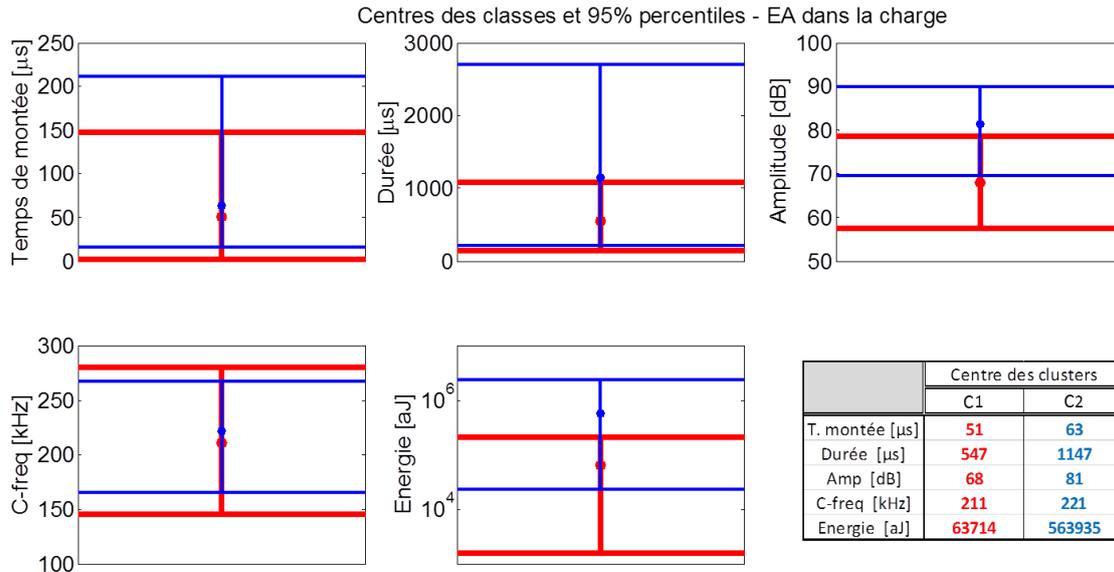


Figure II-23 : Centres des classes et 95° percentiles des événements acoustiques dans la charge de tous les essais de type A regroupés ensemble. K-means avec 1 centre imposé (μ_{K1}). Trois paramètres descripteurs (temps de montée, durée, énergie).

Les résultats sont la moyenne issue du test répété 100 fois.

Les centres du temps de montée se sont rapprochés l'un de l'autre, par rapport aux résultats du k-means à centre mobiles sur tous les EA (Figure II-21), ayant un effet contraire à celui espéré. Par contre les centres de durée, amplitude et énergie se sont éloignés ; en outre pour ces paramètres, le centre μ_{K2} ne se trouve plus dans l'intervalle (95° percentile) de la classe C1. Ces considérations sur la Figure II-23 font penser que les ruptures des fibres ont une signature acoustique vraisemblablement plus énergétique que celle du bruit (et d'autres sources différentes des ruptures de fibres) ; de plus ils ont une durée supérieure. Ce dernier constat peut être expliqué par le fait que quand une fibre rompt, une onde de pression se propage le long de la fibre dans le sens longitudinal. Comme les fibres sont très élancées dans cette direction, les vibrations acoustiques produites par l'onde de pression peuvent avoir une durée élevée. D'un autre côté, le temps de montée ne doit pas être forcément élevé car la rupture d'une fibre (de nature fragile) reste un événement très rapide. Enfin, l'analyse des centroïdes de fréquences ne rajoute pas des informations utiles à la classification : les deux centres sont assez proches entre eux et similaires au deuxième pic de résonance des capteurs acoustiques, comme discuté dans II. 7. 1.

Par ailleurs, une classification à 3 centres a été essayée. Les résultats de cette nouvelle classification sont de pire qualité, car les centres et les percentiles se superposent encore plus l'un sur l'autre.

Finalement, le k-means à 1 centre imposé a éclairci les idées sur la différence entre la signature acoustique des ruptures des fibres et celle du bruit, dans les essais considérés. Cependant, la règle d'affectation déterministe (critère métrique) du k-means continue à être peu appropriée dans une situation où les bandes d'incertitudes du 95° percentile des 2 classes sont en large partie superposées. Afin de réaliser une répartition plus correcte des événements dans les deux classes, un critère probabiliste va être utilisé.

II. 7. 4. Classification par modèle de mélange gaussien

Dans cette section, l'objectif est de réaliser une affectation probabiliste des données aux classes d'événements. Ceci permet d'augmenter la fiabilité de la classification des EA entre bruit et ruptures de fibres. Enfin l'évolution de deux classes au cours des cycles sera tracée pour chaque essai.

Pour faire cela, la classification des données est faite par un modèle de mélange de lois de probabilités (McLachlan and Peel, 2000), appliqué aux événements acoustiques dans la charge de tous les essais de type A regroupés ensemble. Ce modèle suppose que les données proviennent d'une source contenant plusieurs sous-populations homogènes appelées composants. La population totale est un mélange de ces composants. Chaque composant est caractérisé par une distribution de probabilité.

Tout d'abord, il faut définir les descripteurs qui vont piloter l'algorithme de classification basé sur le modèle de mélange. Comme pour le k-means, le temps de montée, la durée et l'énergie ont été retenus, car ils sont statistiquement non corrélés (II. 7. 1). Ensuite, il faut définir le modèle statistique des descripteurs, c.à.d. le nombre de composants du mélange, et leurs distributions de probabilité.

Modèle statistique des descripteurs

On analyse la densité de probabilité des trois descripteurs et aussi de l'amplitude. Sur la *Figure II-24* la densité de probabilité de chacun de ces paramètres a été calculée avec un modèle d'estimation par noyaux (Bowman and Azzalini, 1997), appliqué séparément aux EA dans la décharge et aux EA dans la charge. Il s'agit d'une méthode non-paramétrique d'estimation de la densité de probabilité d'une variable. La méthode est non-paramétrique car aucune hypothèse n'est faite sur le type de distribution des données.

L'abscisse de la durée et de l'énergie sont en échelle logarithmique. En effet, pour ces paramètres les données s'étendent sur une plage de valeurs assez large. Par conséquent, le modèle de densité à noyaux donne une estimation plus claire de la densité de probabilité en échelle logarithmique plutôt qu'en échelle linéaire. Pour ces deux paramètres, on constate ainsi la présence de deux pics principaux dans la densité de probabilité pour la charge, alors que pour la décharge il y a un seul pic. Le pic plus grand de la charge correspond approximativement au pic la décharge. Donc il a été associé au bruit. Par contre, le pic le plus petit n'a pas un correspondant à la décharge et se trouve pour des valeurs plus élevées du premier. Il pourrait donc être associé aux ruptures des fibres. Par ailleurs, la densité de probabilité de l'amplitude a une allure similaire à celle de l'énergie, car les deux paramètres sont assez corrélés.

En outre, en regardant la forme de ces courbes on peut faire l'hypothèse que les EA dans la charge sont constitués par un mélange de gaussiennes. Une première gaussienne est donnée par la composante du bruit (et on la retrouve aussi dans les EA de la décharge) et une deuxième est donnée par les ruptures des fibres. Par ailleurs, le centre de cette deuxième gaussienne a des valeurs de durée, énergie et amplitude similaires à celles du centre μ_{k2} donnée par le k-means à 1 centre imposé.

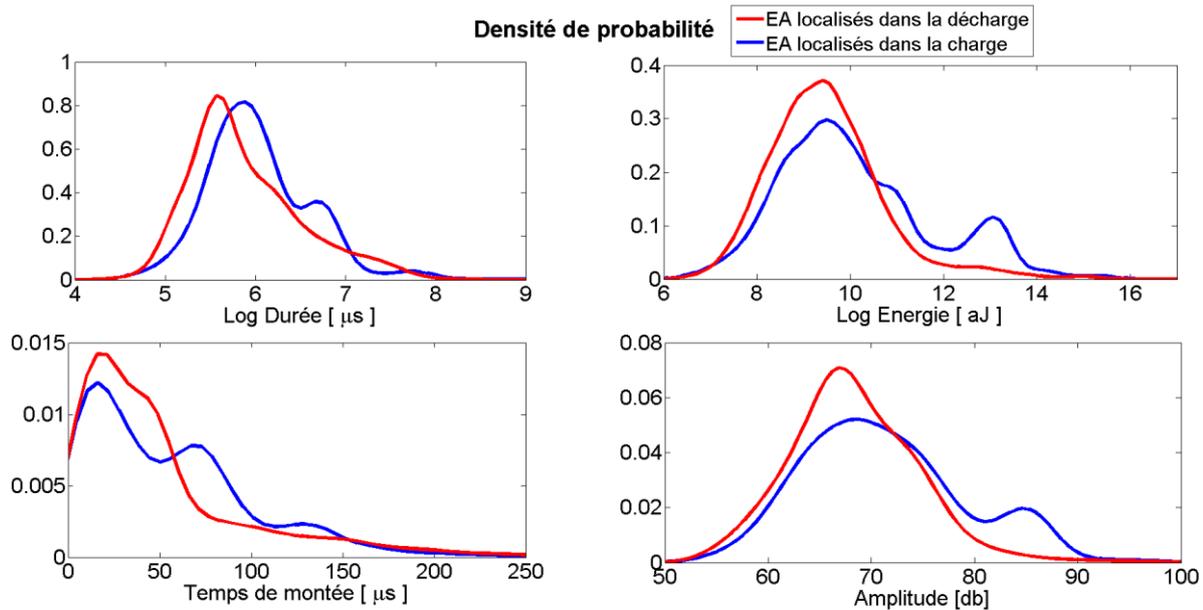


Figure II-24 : Estimation par noyaux - par la méthode de (Bowman and Azzalini, 1997) - de la densité de probabilité des paramètres des événements acoustiques localisés à la montée et à la descente des cycles, pendant les essais de type A regroupés ensemble.

Il faut enfin déterminer le nombre de composantes des descripteurs, à savoir le nombre de centres que l'algorithme doit trouver dans les EA à la charge. La densité de probabilité de la durée semble avoir deux pics. Par contre, celle du temps de montée en présente plutôt trois. Enfin, un troisième pic, moins prononcé que les deux autres, pourrait être observé également dans la densité de probabilité de l'énergie. Afin de statuer sur le nombre de centres significatifs, une meilleure visualisation de la distribution statistique des données est nécessaire. Pour cela un modèle d'estimation par noyaux à deux variables a été utilisé (Kristan et al., 2011) : l'idée est d'améliorer la visualisation de la densité de probabilité des données en prenant en compte deux variables à la fois au lieu d'une seule. On veut regarder la « surface » de la densité de probabilité dans un espace bidimensionnel : *Figure II-25*. Dans cette figure, les descripteurs sont normalisés de la même façon que celle décrite en II. 7. 1, sauf que pour l'énergie et la durée c'est le logarithme des données qu'il faut normaliser, en vertu des considérations faites précédemment. Les zones à iso-probabilité représentent la densité de probabilité des données dans deux plans différents : énergie-durée et énergie-temps de montée (ces trois étant les trois descripteurs qui pilotent l'algorithme). Cette représentation met en évidence la présence des deux composantes.

Plus en détail, le groupe le plus énergétique (*zoom Figure II-25*), celui associé aux ruptures des fibres, semble être composé par deux ou plusieurs sous-groupes proches. Ceci pourrait être expliqué par le fait que d'après la littérature les fibres rompent selon des dynamiques différentes : (i) simultanément sous forme de clusters de tailles différentes (Garcea, 2015) ; (ii) en fin de décohésion d'une fibre adjacente (Gamstedt, 2000) ; (iii) des fibres ayant une contrainte à rupture différente libèrent des énergies différentes (Chou, 2011). Il paraît donc vraisemblable d'admettre que les ruptures des fibres ont une signature acoustique légèrement différente selon le contexte. Cependant, on rappelle que le but est simplement de dissocier de façon statistiquement fiable la classe des ruptures des fibres de celle du bruit. Par conséquent, on accepte le fait d'identifier une seule classe pour les ruptures de fibres, même si sa densité de probabilité apparaît peu compacte dans l'espace des paramètres descripteurs de

l'algorithme, du moment qu'elle soit clairement séparée de l'autre classe (composante) d'événements acoustiques (bruit).

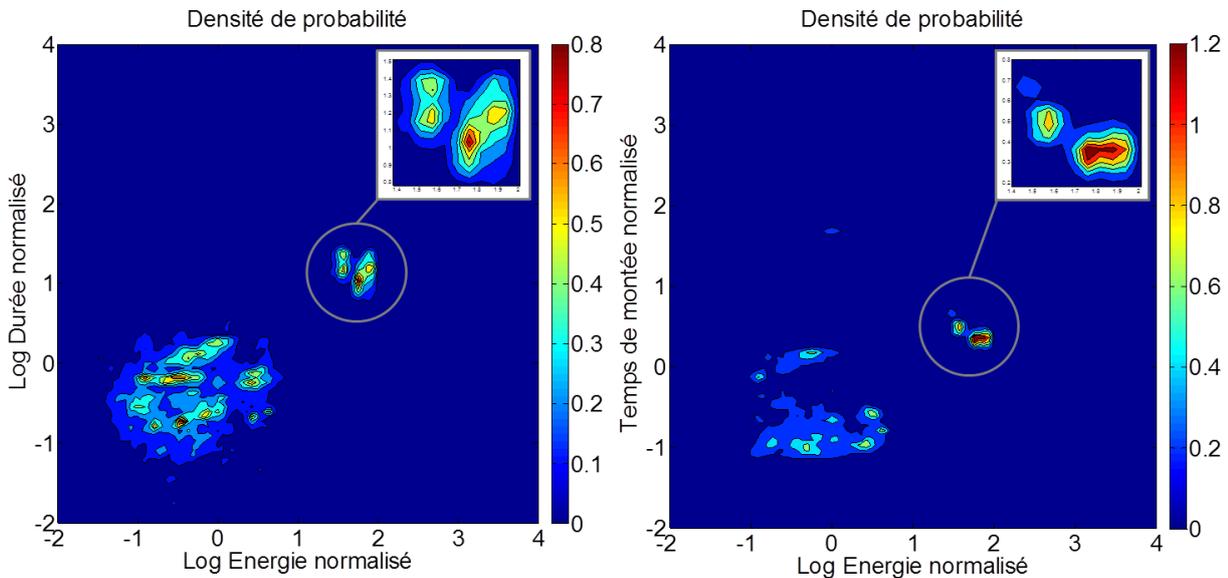


Figure II-25 : Estimation par noyaux à deux variables (Kristan et al., 2011) de la densité de probabilité des EA localisés dans la charge, pendant les essais de type A regroupés ensemble. Valeurs normalisées dans l'espace standard.

Classification probabiliste basée sur le modèle de mélange gaussien

On définit un ensemble D de N données, $D = \{x_i \in \mathbb{R}^3\}_{i=1,\dots,N}$, où x_i sont les EA localisés dans les charges des essais de type A regroupés ensemble. Ces données s'étendent dans un espace à trois dimensions car les descripteurs sont trois : le temps de montée, le logarithme de l'énergie et le logarithme de la durée, exprimés dans leur espace standard. Ensuite on fait l'hypothèse que D est issu d'un mélange de gaussiennes tridimensionnelles ; on va imposer à l'algorithme de classification que le nombre des gaussiennes qui composent le mélange est deux. Il y a donc deux classes, C_1 et C_2 ; dans C_1 , x_i suit une loi gaussienne $G(\mu_1; \sigma_1)$ de centre μ_1 et variance σ_1 ; dans C_2 , x_i suit une loi gaussienne $G(\mu_2; \sigma_2)$. Enfin, le modèle de mélange de densités est décrit par :

$$f(x_i) = \pi_1 * f(x_i | Z = 1) + \pi_2 * f(x_i | Z = 2) \tag{Equation 6}$$

Avec :

- Z : variable aléatoire indiquant la classe du point x_i ;
- $f(x_i | Z=1) \equiv G(x_i; \mu_1, \sigma_1)$, densité conditionnelle de x_i à $Z=1$;
- $f(x_i | Z=2) \equiv G(x_i; \mu_2, \sigma_2)$, densité conditionnelle de x_i à $Z=2$;
- π_1 = probabilité a priori que $x_i \in C_1$;
- π_2 = probabilité a priori que $x_i \in C_2$.

Dans ce cas avec seulement deux classes, on a $\pi_1 + \pi_2 = 1$. Donc le modèle est entièrement déterminé par la connaissance de 5 paramètres inconnus : π_1 , μ_1 , σ_1 , μ_2 , et σ_2 . π_1 et π_2 sont des scalaires. μ_j sont des vecteurs tridimensionnels et σ_j sont des matrices 3×3 , car $D = \{x_i \in \mathbb{R}^3\}$. Une procédure itérative, appelée EM (Expectation Maximisation) est implémentée dans l'algorithme pour trouver ces paramètres et résoudre le modèle. Le critère de convergence est la maximisation de la vraisemblance des paramètres. Une explication détaillée est présente dans (McLachlan and Peel, 2000). Cet algorithme

est implémenté dans la toolbox Statistique de Matlab ("Gaussian Mixture Models, MATLAB," 2018).

Par la résolution du modèle on obtient π_j et les lois conditionnelles $f(x_i | Z=j)$, avec $j \in \{1,2\}$. D'après le théorème de Bayes, on en déduit les probabilités a posteriori d'appartenance du point x_i à C1 et C2 :

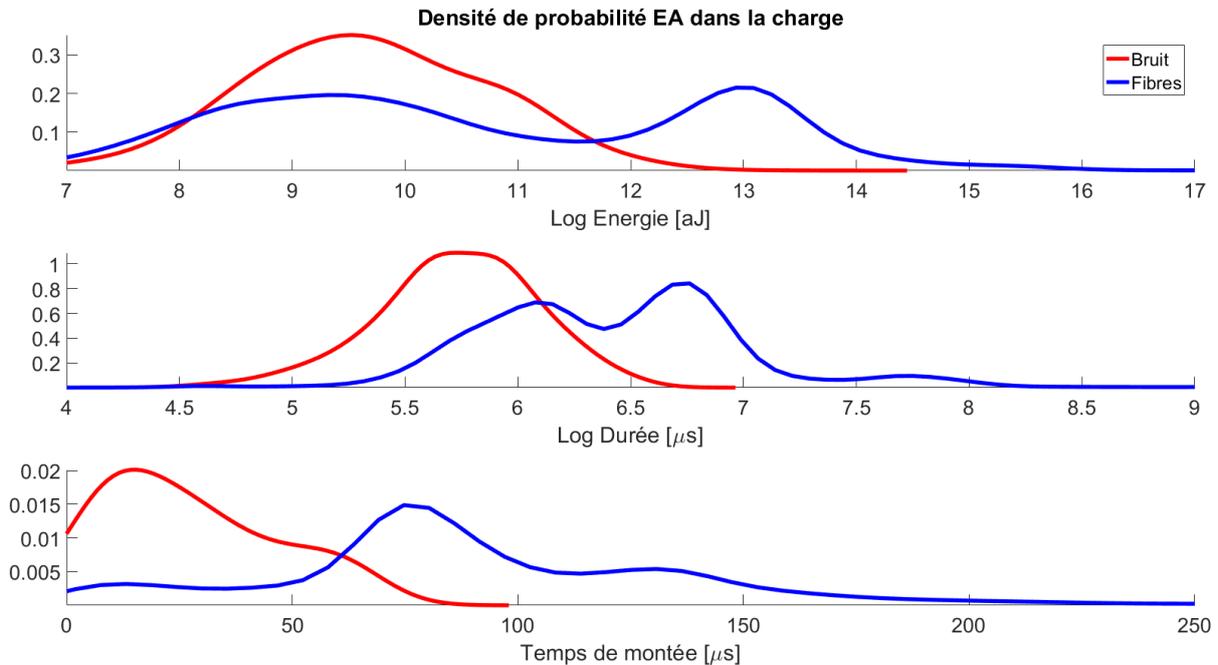
$$Pr(Z = 1 | x_i) = \frac{\pi_1 * f(x_i | Z = 1)}{f(x_i)} \quad \text{Équation 7}$$

$$Pr(Z = 2 | x_i) = \frac{\pi_2 * f(x_i | Z = 2)}{f(x_i)}$$

avec $Pr(Z=1 | x_i) + Pr(Z=2 | x_i) = 1$. Enfin, chaque x_i est affecté à la classe de plus grande probabilité a posteriori :

$$\begin{aligned} x_i &\rightarrow C1 \quad \text{si } Pr(Z = 1 | x_i) > Pr(Z = 2 | x_i) \\ x_i &\rightarrow C2 \quad \text{sinon} \end{aligned} \quad \text{Équation 8}$$

Les 44% des événements dans la charge ont été affectés à la classe C2, le restant 56% à la classe C1. La fiabilité des résultats donnés par l'algorithme a été évaluée par l'analyse de la densité de probabilité faite en post-traitement : la technique d'estimation par noyaux décrite avant (Bowman and Azzalini, 1997) a été appliquée séparément aux événements affectés aux deux classes, comme montré sur la *Figure II-26*. Ceci a permis d'établir que la classe C2 contient les ruptures des fibres, et la classe C1 inclut tout le reste (bruit, etc.) En fait, les courbes rouges sur la *Figure II-26* (classe C1) sont très similaires aux courbes rouges dans la *Figure II-24*, qui représentent les EA dans les décharges (où par hypothèse il y a très peu de ruptures de fibres). Par contre, les courbes bleues dans la *Figure II-26* (classe C2) ont des pics pour des valeurs d'énergie, durée, temps de montée qui généralement sont peu ou pas représentés ni par la classe C1, ni par les EA dans la décharge de la *Figure II-24*.



Au travers de cette classification probabiliste, on peut enfin conclure sur la signature acoustique des ruptures des fibres (*Figure II-26*) : l'énergie, la durée et l'amplitude suivent une loi gaussienne de moyenne, respectivement, $4.4 \cdot 10^5$ aJ, 850 μ s et 85 dB ; temps de montées à partir de ≈ 75 μ s.

Grace à l'Équation 8, l'affectation probabiliste aux deux classes est connue pour chaque point x_i . De plus, on connaît aussi à quel essai appartient chacun de ces points. Par conséquent, la répartition des EA a été faite pour chaque essai séparément (par exemple, la *Figure II-27* correspond à l'essai E61-10). Ceci permet de visualiser l'évolution de chaque classe au cours des cycles, en termes de nombre de salves cumulées, *Figure II-27 b*) et d'énergie cumulée *Figure II-27 c*). On voit que la classe des ruptures des fibres a une croissance plus irrégulière, « par sauts », que celle du bruit, qui augmente de façon plus constante. La présence de ces sauts pourrait être expliquée par la formation de clusters (fibres rompues simultanément dans le même plan) de grande taille. Enfin, un peu avant la rupture, la classe des ruptures des fibres voit une forte augmentation des EA émis, et de l'énergie cumulée associée, au contraire du bruit qui continue à augmenter graduellement.

EA dans les charges de l'essai E61-10

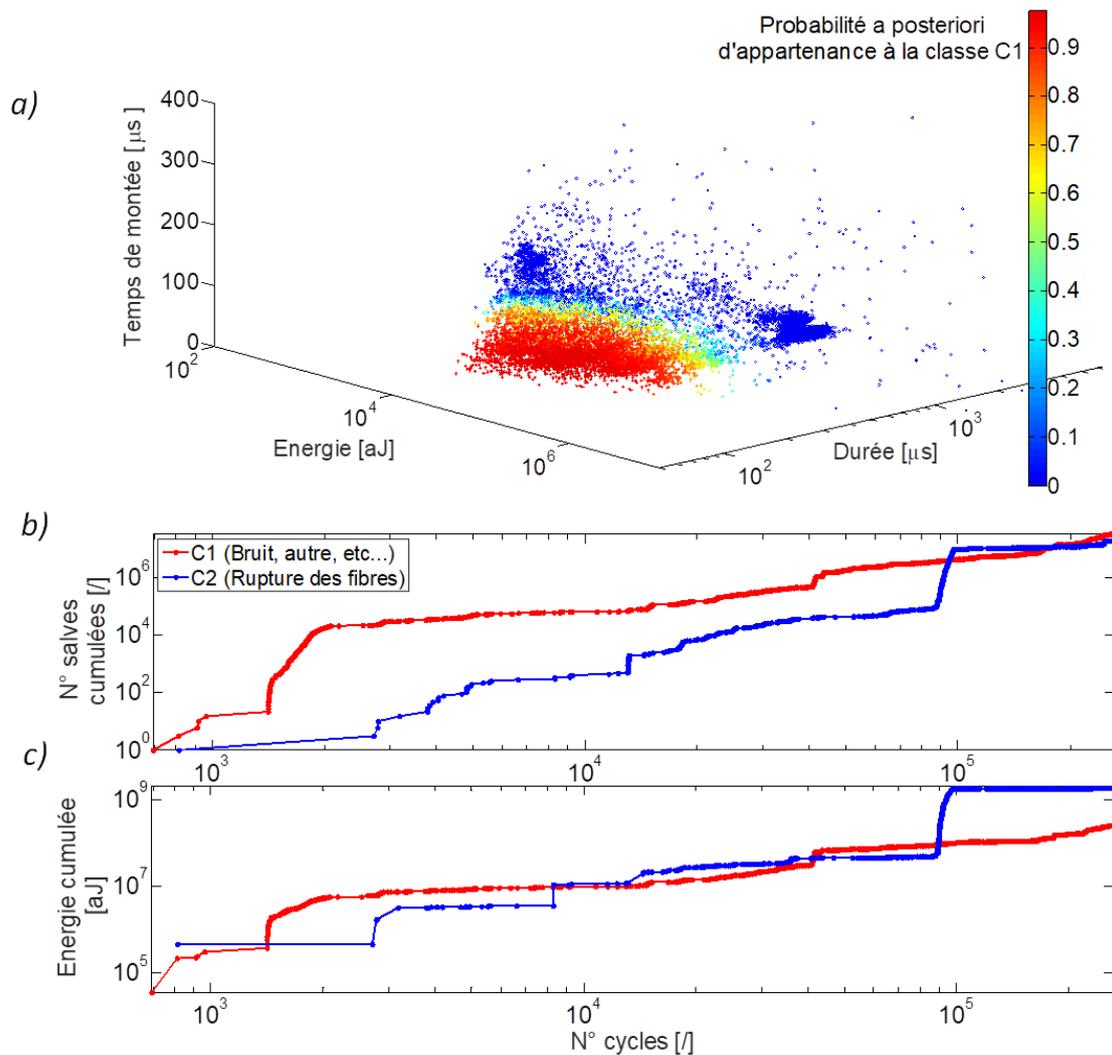


Figure II-27 : EA dans les charges de l'essai E61-10 (Tableau II-1). a) : répartition probabiliste dans les deux classes, selon l'Équation 8. b) : nombre des salves cumulées en fonction des cycles. c) : énergie cumulée en fonction des cycles.

Evolution des ruptures de fibres

La *Figure II-28* montre l'évolution de la classe des ruptures de fibres en fonction des cycles, pour les essais qui ont composé le modèle de mélange gaussien présenté avant. Les valeurs en ordonnée sont normalisées avec le volume de localisation acoustique de chaque éprouvette (défini dans *II. 5*). On rappelle que une salve ne doit pas forcément correspondre à une fibre rompue ; en vertu des considérations faites dans la section *II. 4*, on pense qu'il s'agit plutôt de clusters de tailles différentes. Dans la *Figure II-28 b)* l'énergie cumulée est tracée en échelle logarithmique.

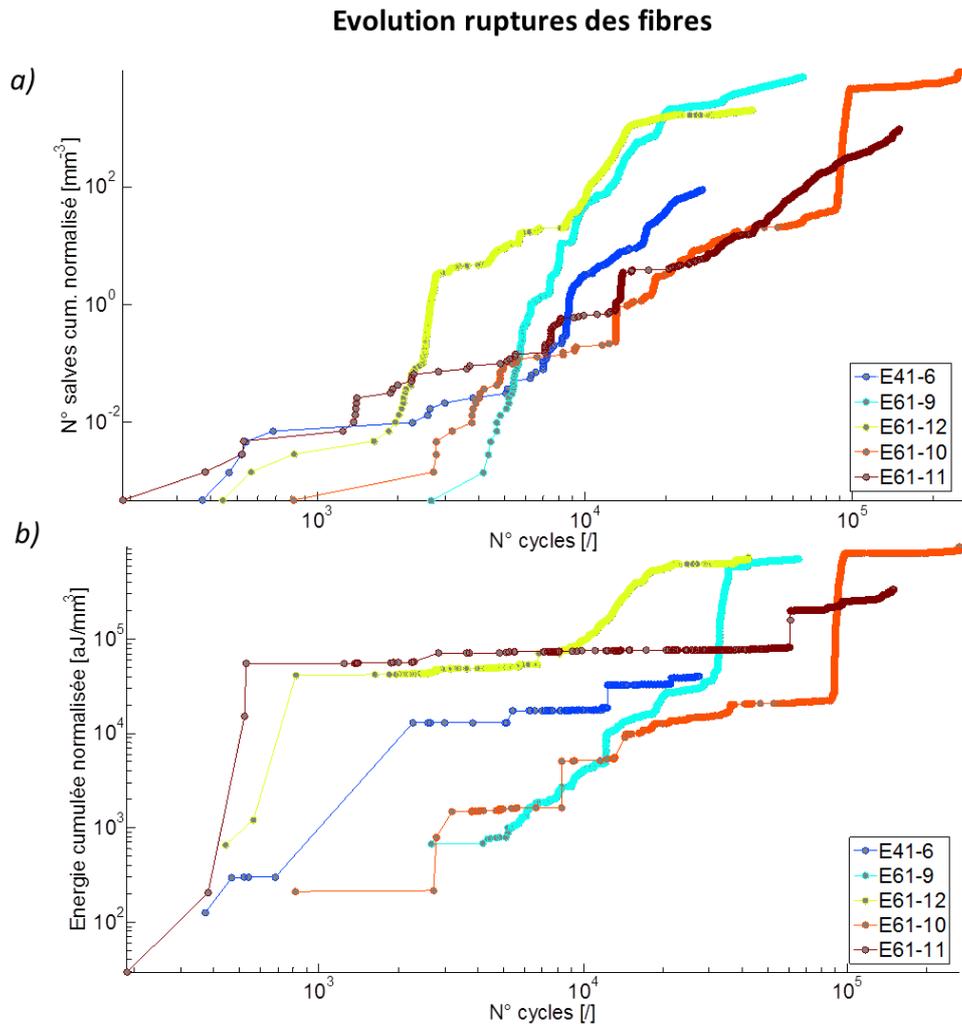


Figure II-28 : Evolution du nombre de salves cumulées (a) et de l'énergie normalisée (b) de la classe « ruptures des fibres » pour les essais de type A (Tableau II-1). Valeurs normalisées avec le volume de localisation acoustique.

Jusqu'à 10^3 cycles il y a peu de ruptures de fibres (événements affectés à la classe C2). Entre 10^3 et 10^4 cycles il y a une accélération du nombre d'événements produits, car la pente des courbes sur la *Figure II-28 a)* augmente. Parmi ces salves, seules certaines sont suffisamment énergétiques pour produire des sauts d'énergie dans les courbes (clusters de grande taille ?). Après 10^4 cycles, la pente du nombre de salves cumulés diminue légèrement, mais il y a des événements très énergétiques qui précèdent la rupture.

L'essai avec la DDV plus élevée, le E61-10 ($R=0.1$ et $\sigma_L^{\text{MAX}} = 0.8 \sigma_L^{\text{R}}$), est celui qui a produit le plus grand nombre de ruptures de fibres (6409 salves) et qui a libéré le plus d'énergie acoustique. Parmi les essais à $R=0.1$, il y a aussi le E41-6 ($\sigma_L^{\text{MAX}} = 0.85 \sigma_L^{\text{R}}$) et le E61-11 ($\sigma_L^{\text{MAX}} = 0.75 \sigma_L^{\text{R}}$). L'essai E41-6 est

celui avec la plus courte DDV, et il a produit le moindre nombre de rupture des fibres (617 salves). Toutefois, avant sa rupture, son nombre de salves cumulées est plus élevé que celui des essais E61-10 et E61-11 : en fait, les courbes E61-10 et E61-11 dépassent la courbe E41-6 seulement après la rupture de ce dernier. Ceci semble cohérent avec les observations de micro-tomographie de (Garcea et al., 2016) : le nombre des clusters, et la taille des nouveaux clusters apparus, augmente avec le niveau de σ_L^{MAX} .

Par ailleurs, parmi les essais de la *Figure II-28*, il y en a trois à $\sigma_L^{MAX} = 0.85 \sigma_L^R$: le E41-6 (R=0.1), le E61-9 (R=0.2) et le E61-12 (R=0.3). Il semble difficile d'extrapoler des informations sur l'influence du rapport de charge, par l'analyse de ces courbes. En effet, afin de dégager des tendances, il faudrait observer les différences que ces types de courbes présentent pour une plus grande variation du rapport de charge, et idéalement comparer quelques essais en plus.

II. 7. 5. Influence du rapport de charge R

La *Figure II-29* montre un exemple de l'influence du rapport de charge. Sur cette figure, le nombre cumulé de toutes les salves acoustiques localisées entre les capteurs est tracé en fonction du nombre de cycles, pour des essais réalisés avec le même niveau de $\sigma_L^{MAX} = 0.85 \sigma_L^R$, et R différent. On voit que pour les grands rapports de charge (R=0.5 et 1), l'activité acoustique est bien moindre que pour les petits rapports de charge. De plus, les essais à R=0.5 et R=0.1 n'ont pas rompu avant 100 000 cycles, par contre les autres ont rompu avant. Les courbes de densité d'énergie acoustique cumulée (qui ne sont pas montrées ici) ont une allure similaire à celle de la *Figure II-29*.

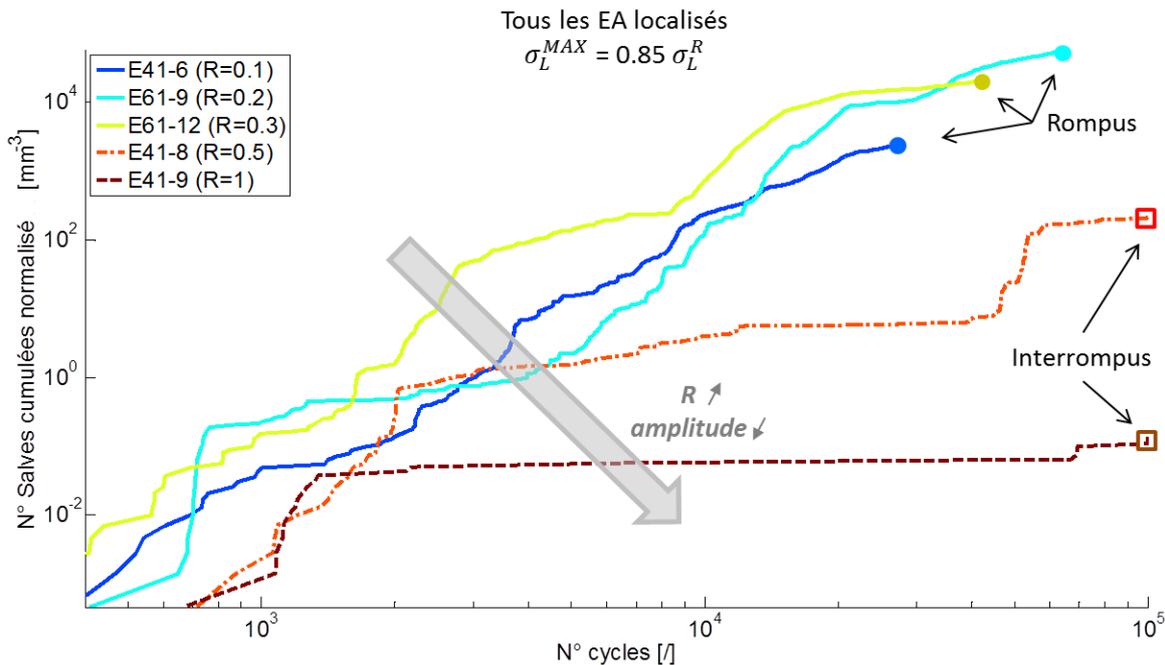


Figure II-29 : EA localisés entre les capteurs acoustiques de cinq essais réalisés à fréquence (5 Hz) et σ_L^{MAX} (85% σ_L^R) constants, et rapport de charge différents.

Par ailleurs, une preuve visuelle de l'influence du rapport de charge peut être observée sur la *Figure II-30*, qui montre deux éprouvettes en cours de cyclage, après environ 25 000 cycles. Il s'agit de l'essai E41-8 (R=0.5) et de l'essai E41-6 (R=0.1). D'ailleurs, les deux sont également représentés dans la *Figure II-29*, où on voit que l'éprouvette E41-6 a rompu autour de 30 000 cycles (DDV = 27 406 cycles).

$$\sigma_L^{MAX} = 0.85 \sigma_L^R - @ 25\ 000 \text{ cycles}$$

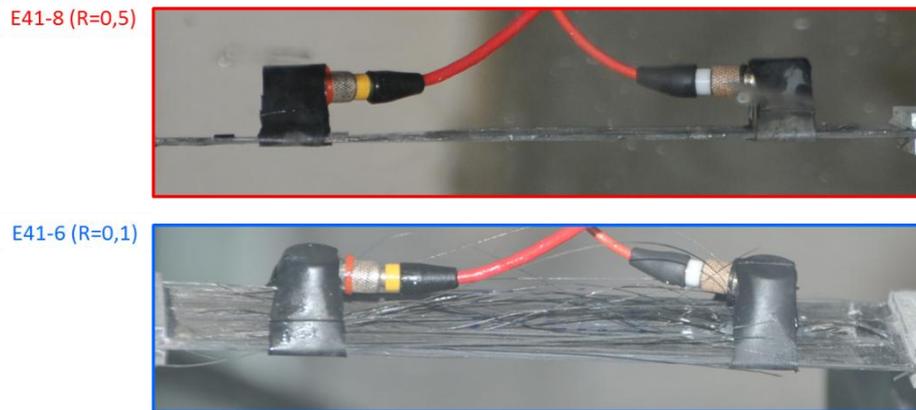


Figure II-30 : Epreuves en cours de cyclage, autour de 25 000 cycles ; $f= 5 \text{ Hz}$ et $\sigma_L^{MAX} = 0.85 \sigma_L^R$.

Par ces considérations, il semble vraisemblable conclure que l'endommagement de l'UD sollicité en traction-traction augmente avec l'amplitude du chargement, si la contrainte maximale de cyclage est gardée constante. On rappelle que dans ce contexte, l'augmentation de l'amplitude implique une réduction de la contrainte moyenne, σ_L^{moy} (Figure II-10). Par conséquent, parmi les essais analysés jusqu'à ce moment, l'amplitude de chargement (R) semble avoir plus de poids que la contrainte moyenne sur l'endommagement et la durée de vie du stratifié UD, à σ_L^{MAX} constante ⁶.

II. 7. 6. Comparaison de l'énergie acoustique entre les essais de type A et B

Les procédures de classification des EA décrites précédemment ont été appliquées seulement aux essais de type A (Tableau II-1). On rappelle qu'il s'agit d'un groupe d'essais réalisés dans les mêmes conditions : fatigue en continu à fréquence constante jusqu'à rupture. Toutefois, il y a un autre groupe d'essais, dénommé de type B, qui représente une répétition des essais de type A, sauf pour le fait que la fréquence n'est pas constante. En fait, des cycles lents sont réalisés pendant les essais. Le nombre de ces cycles varie pour chaque essai en fonction de sa durée de vie, et la durée dépend de la σ_L^{MAX} atteinte pendant ces cycles. Ceci sera détaillé dans les sections suivantes. Pour le moment on se focalise plutôt sur le fait que les essais de type B ont généralement montré des DDV plus grandes par rapport aux essais de type A.

La densité d'énergie acoustique⁷ émise par les essais des deux groupes est comparée dans la Figure II-31. Ces courbes concernent l'ensemble des salves enregistrées pendant les essais. Quatre couples d'essais y sont représentés. Un couple est constitué de deux essais répétés (réalisés à mêmes R et σ_L^{MAX}) et de même couleur sur la figure ; un des deux est de type A (ligne continue), l'autre est de type B (ligne pointillée). Les valeurs de R, σ_L^{MAX} et DDV de ces essais sont détaillées dans le Tableau II-1.

Afin de mieux apprécier l'évolution de ces courbes, un choix courant dans la littérature est regarder plutôt le logarithme de l'énergie. Pour cela, l'ordonnée est tracée en échelle logarithmique.

⁶ Ce résultat est en accord avec les travaux de (Mezjère et al., 2005) sur la DDV des pultrudés UD du même matériau.

⁷ Énergie acoustique normalisée avec le volume de localisation acoustique (aJ/mm^3).

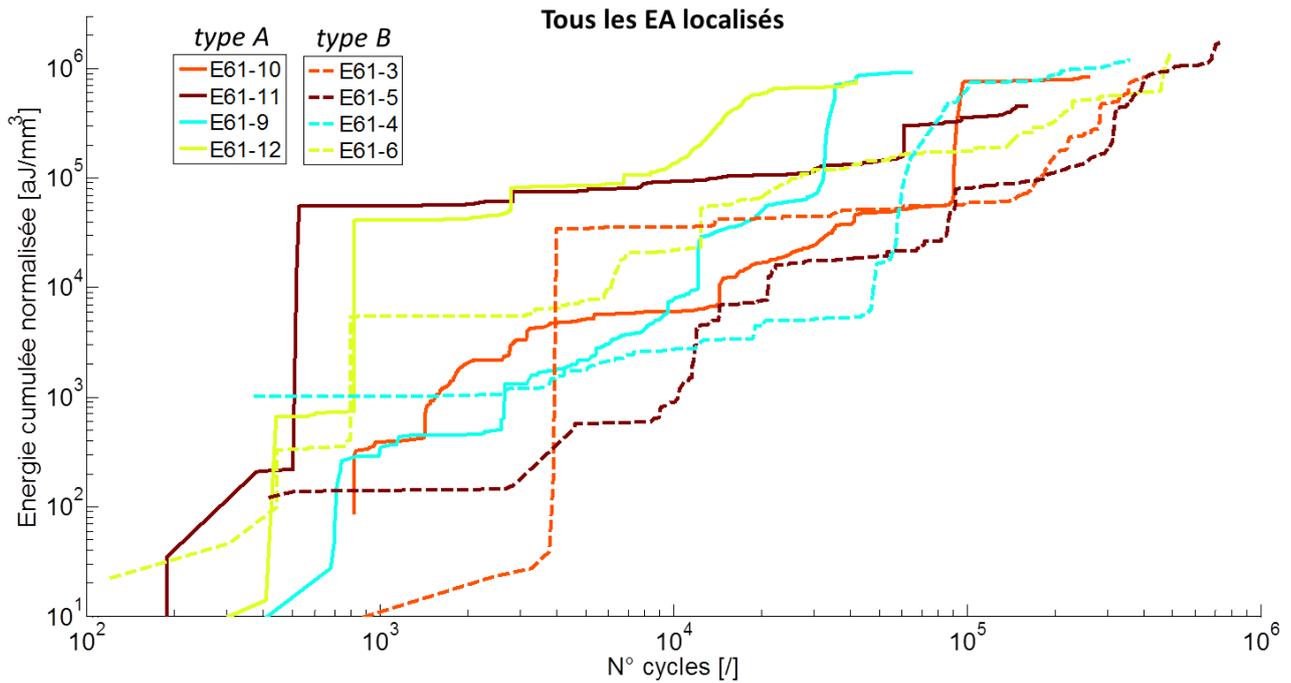


Figure II-31 : Densité d'énergie acoustique cumulée au cours de l'essai de fatigue. Essais de type A : fréquence constante jusqu'à rupture. Essais de type B : cycles lents insérés pendant l'essai (fréquence pas constante). Un couple d'essais avec la même couleur a les mêmes R et σ_L^{MAX} (Tableau II-1).

Il n'y a pas de différences évidentes entre les allures des deux groupes. En général, il semble que la rupture en fatigue intervient quand la densité d'énergie acoustique émise dépasse une valeur autour de 10^6 aJ/mm³. Ceci s'est avéré pour essais à différents σ_L^{MAX} et amplitude. Sachant que l'énergie acoustique peut être liée au nombre de clusters de fibres rompues (car ils sont l'événement plus énergétique pour l'UD), on pourrait interpréter ce résultat qualitativement, en disant que la rupture de l'UD arrive quand une densité « critique » approximativement constante de clusters est atteinte.

Une remarque supplémentaire semble nécessaire. Pour les essais de type A (les seuls où on a pu appliquer la classification des salves d'EA décrite dans II. 7. 4), on n'a pas observé une différence très importante entre la densité d'énergie acoustique de toutes les salves émises et celle qui concerne seulement la classe des ruptures de fibres. En fait, les événements affectés à la classe « bruit » ont une énergie moyenne de $1.3 \cdot 10^4$ aJ, beaucoup plus faible (d'un facteur 30) que celle des fibres rompues ($4.4 \cdot 10^5$ aJ) : la présence ou pas de cette classe d'événements ne change pas drastiquement l'allure et la valeur finale de ces courbes.

On revient à l'analyse de la Figure II-31. Les courbes à ligne pointillée (essais de type B) sont généralement plus basses, à même nombre de cycles, que les courbes à lignes continue (essais de type A) correspondantes. Elles dépassent ces dernières seulement après qu'il y a rupture des essais de type A, les essais de type B ayant des durées de vie plus longues. En conclusion, les essais cyclés en continu à $f = 5$ Hz ont eu une activité acoustique plus élevée que les essais avec quelques cycles « lents », et ont rompu avant de façon systématique. Ceci fait soupçonner la présence d'un lien de causalité entre avoir ralenti plusieurs fois l'essai, et avoir prolongé sa durée de vie. La validité de ce lien sera corroborée par un autre moyen d'instrumentation présenté dans la section suivante.

II. 8. SUR LA DIFFERENCE DES DUREES DES VIES ENTRE LES ESSAIS DE TYPE A ET B

Par l'analyse des valeurs dans le *Tableau II-1*, on voit que pour chaque répétition d'essai (couple d'essais réalisés avec même σ_L^{MAX} et R) celui appartenant au groupe B montre systématiquement une plus longue DDV. Une explication de ce résultat est proposée dans cette section.

Pendant les essais du groupe B des cycles « lents » à la même σ_L^{MAX} , ayant une vitesse de 0.5 kN/s, sont insérés à intervalles réguliers. Il s'agit des cycles n° 1, 2, 25 003, 25 004, 100 005, 100 006, 500 007 et 500 008. Le but de ces cycles lents est d'enregistrer la déformation longitudinale afin de suivre l'évolution en fatigue de la rigidité (II. 9). La fréquence des autres cycles reste égale à $f=5$ Hz, c'est-à-dire une durée de 0.2 s. Par contre les cycles lents ont une durée d'environ 200 s. Par conséquent même si ces derniers sont très peu nombreux, sur l'échelle de temps ils ont un impact non négligeable, vu qu'il y a un facteur 1000 entre les durées des deux types de cycles.

La température moyenne sur la zone utile de l'éprouvette a été enregistrée par une caméra thermique, pendant certains essais de type B. L'acquisition a été faite seulement dans certaines parties de l'essai. Dans ces parties, la différence de température entre l'éprouvette pendant le cyclage et l'éprouvette avant le début de l'essai (ΔT) a été calculée selon la procédure décrite dans (Westphal, 2014). La *Figure II-32* montre les valeurs de ce ΔT après certains nombres de cycles, dans deux essais de type B : l'essai E61-4 et l'essai E61-3. Le premier a une σ_L^{MAX} plus élevée que le deuxième, mais a une amplitude plus faible (rapport de charge plus élevé). Le ΔT est tracé en fonction du temps. Les cycles lents entre ces deux essais ont des durées différentes, étant donné qu'ils sont exécutés à vitesse de chargement constante et que le chargement maximal est différent pour les deux essais.

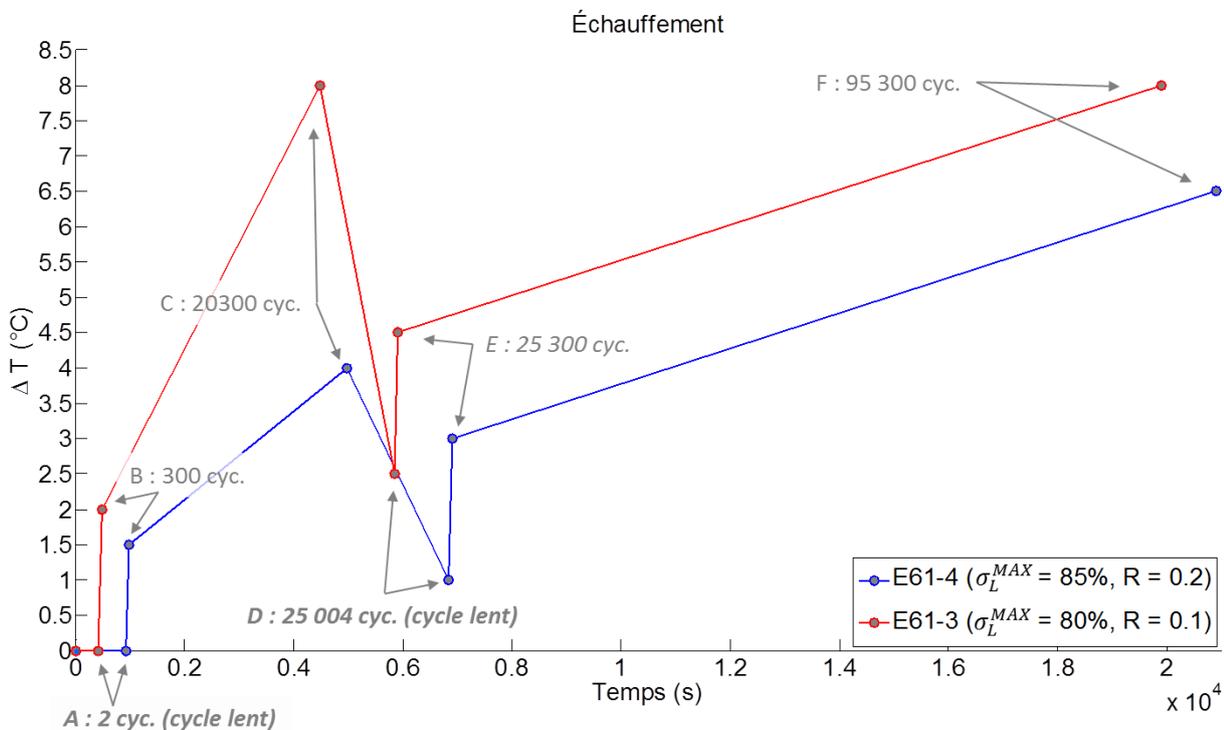


Figure II-32 : Evolution de la différence de température en fonction du temps, pendant deux essais de type B (*Tableau II-1*). La différence de température est calculée entre la température de l'éprouvette pendant le cyclage et celle de l'éprouvette avant le début de l'essai (Westphal, 2014). La température moyenne est évaluée dans la zone utile de l'éprouvette.

Sur cette figure on voit que les premiers deux cycles lents ne produisent aucune augmentation de la température des éprouvettes. Ensuite, la température augmente rapidement avec les cycles «standards» ($f=5$ Hz). Après environ 20 000 cycles, le ΔT pour l'essai à $R=0.1$ est le double de celui de l'essai à $R=0.2$, même si la σ_L^{MAX} est plus basse. Puis, il y a un refroidissement important lors de la deuxième série des cycles lents (n° 25 003 et 25 004) : après le cycle n° 25 004 la température a diminué d'environ 70% pour les deux essais, par rapport à la température enregistrée au cycle n° 20 300. Enfin, la température se remet à augmenter de façon monotone croissante jusqu'à la troisième série des cycles lents (non illustrée sur la figure). En outre, il faut environ 75 000 cycles afin que la température de l'éprouvette E61-3 rejoigne une valeur égale à celle qu'elle avait atteinte après 20 300 cycles. En conclusion, la présence de seulement deux cycles lents, d'environ 400 s au total, suffit à faire diminuer la température dans une partie non négligeable des premiers 100 000 cycles de l'essai.

Evidemment, les essais de type A n'ont pas pu profiter de ce refroidissement. Pour cela, on peut supposer qu'ils ont subi une évolution de température généralement croissante, qui peut saturer ou pas à un certain moment de l'essai, mais ne peut pas diminuer. Ceci constitue une première différence tangible entre les essais des deux groupes. En outre, la présence d'autres différences ayant pu produire une prolongation systématique des durées de vie a été recherchée. L'alignement de fibres dans les éprouvettes a été évalué à travers d'une analyse par transformée de Fourier (FFT) des clichés des éprouvettes acquis par thermo-flash (Marquez, 2006). L'importance de ce paramètre dans les performances de l'UD a été déjà décrite dans la section I. 4. 1. Toutefois, aucune variation significative de l'alignement des fibres par rapport à l'axe de l'éprouvette n'a été trouvée. De plus, une comparaison de la microstructure entre couples d'éprouvettes appartenant aux deux différents groupes a été faite par analyse MEB. L'idée était d'identifier la variation du taux de fibre, la présence de pores, défauts de production, etc... dans les éprouvettes de type A, qui ne seraient pas présent dans celles de type B, et qui auraient pu amener à une rupture prématurée. Cependant, aucune différence significative n'a été trouvée entre les deux lots d'éprouvettes.

Au vu des investigations menées qui ont permis d'écarter certaines hypothèses, il semble que le refroidissement induit par les cycles lents, répétés plusieurs fois pendant l'essai, a été bénéfique pour l'UD en fibres de carbone sollicité en traction-traction dans cette campagne d'essais. En plus, l'insertion des cycles lents peut permettre une restauration des phénomènes visqueux qui peuvent exister localement (au voisinage des ruptures de fibre).

Par ailleurs, le suivi par thermographie passive a mis en évidence un autre effet du rapport de charge : plus le rapport de charge diminue (l'amplitude augmente), plus il y a une augmentation de la température. Et on vient de constater l'influence de la température sur la DDV de l'UD. Ceci semble confirmer encore une fois le lien entre la diminution du rapport de charge et la réduction de la durée de vie de l'UD, dans l'espace $0 \leq R \leq 1$.

Dans la suite vont être analysés les aspects mécaniques macroscopiques du comportement en fatigue de l'UD en fibres de carbone : la rigidité et les performances résiduelles après fatigue.

II. 9. SUIVI DE L'ÉVOLUTION EN FATIGUE DE LA RIGIDITÉ LONGITUDINALE

Dans cette section, les courbes contrainte-déformation de l'essai E61-3 sont analysées (*Figure II-33 a*), ensemble à l'évolution du module d'élasticité longitudinal correspondant (*Figure II-33 b*). Les valeurs du

module d'élasticité ont été calculées comme fait pour les essais de traction monotone (section I. 5. 1), c'est-à-dire en suivant les indications de la norme (ASTM, 2014).

On considère l'essai E61-3. L'éprouvette a rompu à 424 551 cycles, mais le dernier enregistrement du cycle lent a eu lieu à environ 100 000 cycles. Tout d'abord on peut constater le durcissement dû au redressement des fibres, déjà observé sur les *Figure I-19* et *Figure I-20* concernant les essais de traction monotone (section I. 5. 1). Ensuite, les valeurs du module avant et après durcissement ne changent pas de façon significative au cours de l'essai. Elles restent similaires à celles des essais de traction monotone : entre 120 et 130 GPa avant durcissement, et entre 140 et 150 GPa après durcissement.

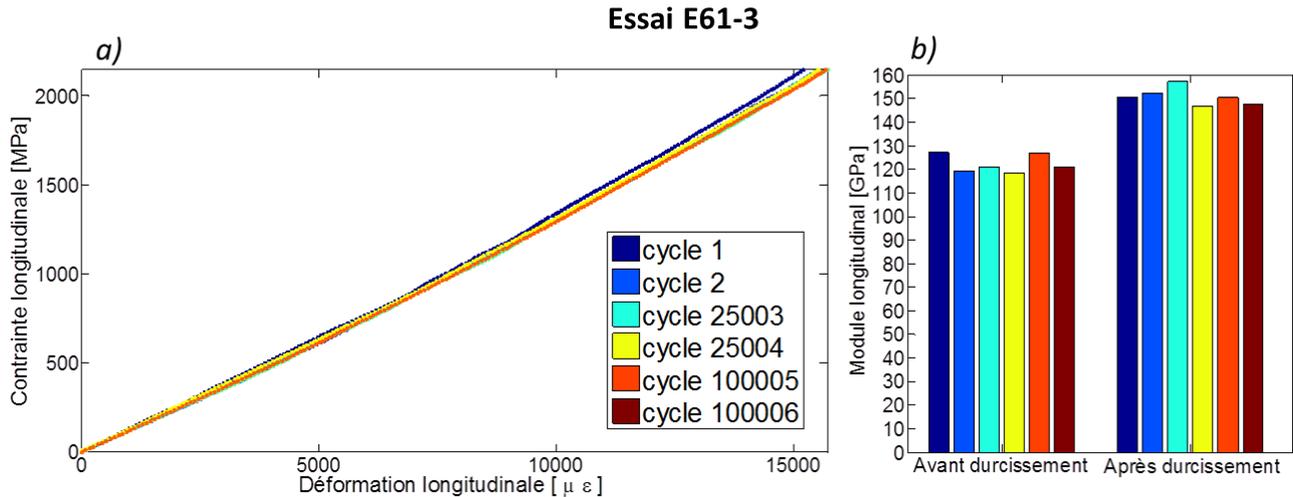


Figure II-33 : Courbes contrainte-déformation et évolution en fatigue du module longitudinal - essai E41-3 :

$$\sigma_L^{MAX} = 0.8\sigma_L^R, R=0.1, f=5\text{Hz}, DDV = 424\ 551 \text{ cycles.}$$

Les autres essais ont montré un comportement mécanique similaire. En général, il n'a pas été observé de chute significative de la rigidité longitudinale pour les configurations de chargements testées.

II. 10. EVALUATION STATISTIQUE DES PROPRIETES RESIDUELLES

Six essais de fatigue ont été réalisés et interrompus avant rupture. Ensuite, la contrainte à rupture après fatigue a été obtenue, pour chaque essai, en réalisant une traction monotone. Ces données sont reportées dans le *Tableau II-2*. Les essais interrompus étant réalisés pour différentes valeurs de R , σ_L^{MAX} , N , cela permet d'évaluer les performances résiduelles sous différents chargements de fatigue.

La contrainte à rupture moyenne des performances résiduelles est $\bar{X}_{P,R} = 2664$ MPa, et l'écart type est $S_{P,R} = 75$ MPa. Ces valeurs diffèrent respectivement de 1% et 36% de celles obtenues pour les essais de traction monotone en quasi-statique : $\bar{X} = 2647$ MPa et $S = 55$ MPa (section I. 5. 2). Le CV^8 pour les essais de performances résiduelles est 2.8%, alors que pour les essais de traction monotone est 2.1%. Une différence si exigüe entre $\bar{X}_{P,R}$ et \bar{X} (1%) nous amène à conclure qu'aucune chute significative de la contrainte à rupture n'a été observée. Ces résultats sont en accord avec (Naderi and Maligno, 2012; Taheri-Behrooz et al., 2010) : ils n'observent pas de chute de contrainte à rupture après fatigue au moins jusqu'à 70% de la DDV des éprouvettes UD à fibres continues de carbone et matrice époxy (*Figure II-34*).

⁸ Le Coefficient de Variation, rapport entre l'écart type et la moyenne, est un indicateur qui quantifie la dispersion.

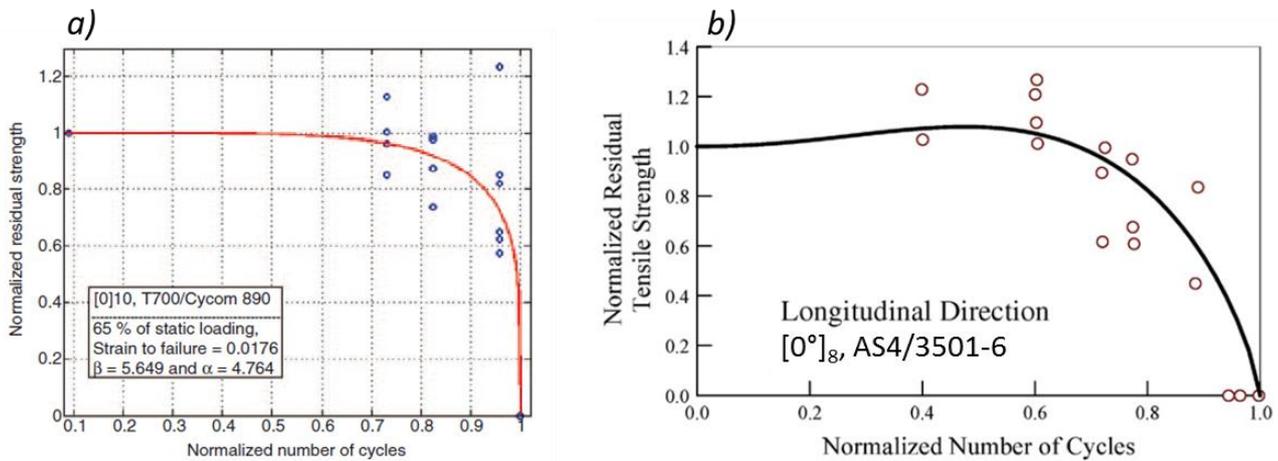


Figure II-34 : Contrainte à rupture après fatigue sur UD à fibres continues de carbone et matrice époxy ; a) (Taberi-Bebrooz et al., 2010) ; b) (Naderi and Maligno, 2012).

Par contre, on a souhaité vérifier si la différence de 36% entre les écarts types - $S_{p,R}$ et S - des deux d'échantillons⁹ est statistiquement significative. Le premier échantillon contient les valeurs à rupture des essais de traction monotone quasi-statique (Tableau I-2), le deuxième regroupe les valeurs à rupture des essais de performances résiduelles (Tableau II-2). Ces données doivent être traitées prudemment car elles sont en nombre restreint. De plus, elles proviennent d'un ensemble hétérogène (essais avec différents R , σ_L^{MAX} , N). L'idée était alors d'utiliser une approche statistique pour déterminer, avec une probabilité donnée, si les différences constatées au niveau des écarts types des deux d'échantillons sont imputables au hasard de l'échantillonnage, ou si elles sont suffisamment importantes pour signifier qu'il y a un effet de la fatigue sur la dispersion¹⁰ de la contrainte à rupture. Cette approche peut être vue comme englobant à la fois les problèmes de reproductibilité et des variations sur les conditions d'essai.

Pour cela, nous avons appliqué un test d'hypothèse sur l'égalité de variance (carré de l'écart type) de ces deux d'échantillons. Un test d'hypothèse est un procédé d'inférence statistique¹¹ permettant de contrôler (accepter ou rejeter) la validité d'hypothèses relatives à une ou plusieurs populations, à partir de l'étude d'un ou plusieurs échantillons aléatoires (Veyseyre, 2002). L'hypothèse dont on veut tester la validité (égalité de variance/écart type) est dénommée H_0 , « hypothèse nulle ». Il y a un risque de rejeter à tort l'hypothèse nulle H_0 alors qu'elle est vraie (en d'autres termes, risque de conclure à tort à une différence alors qu'elle n'existe pas dans la réalité). Il s'agit de la probabilité α , appelée seuil de signification du test, dont on peut se fixer la valeur a priori :

$$\alpha = P(\text{rejeter } H_0 \mid H_0 \text{ vraie}) \tag{Équation 9}$$

Avec H_0 = égalité de variance. Sous l'hypothèse nulle H_0 , la probabilité d'observer une valeur de variance Z au moins aussi grande que la valeur observée Z_0 est définie par la « valeur-p » (Figure II-35).

⁹ En statistique, un échantillon est un ensemble d'individus représentatifs d'une population.

¹⁰ A iso-moyenne, une variation de l'écart type est équivalente à une variation de la dispersion, le CV étant le rapport entre écart type et moyenne.

¹¹ L'inférence statistique consiste à induire les caractéristiques inconnues d'une population à partir d'un échantillon issu de cette population (Casella and Berger, 2001).

Elle est déterminée a posteriori par le modèle statistique du test d'hypothèse. Pour conclure sur le résultat du test, il faut comparer la valeur-p au seuil de signification du test : si $\text{valeur-p} > \alpha$, H_0 ne peut pas être rejetée (il n'y a pas assez d'évidence pour rejeter H_0). Généralement, $\alpha = 0.05$ (Military Handbook, 2002), cela signifie que l'on admet d'avance que la variable d'échantillonnage peut prendre, dans 5% des cas, une valeur se situant dans la zone de rejet de H_0 , bien que H_0 soit vraie et ceci uniquement d'après le hasard de l'échantillonnage.

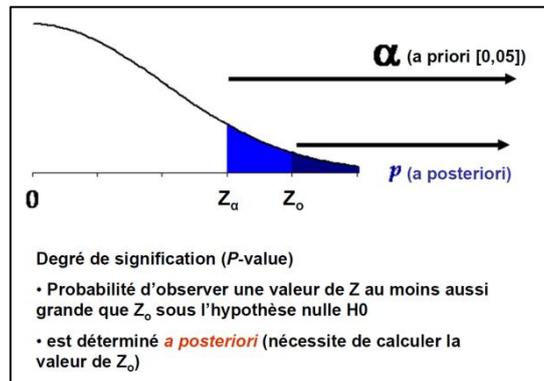


Figure II-35 : Significat de la valeur-p (Labarere, 2011).

Deux différents tests d'égalité de variance ont été utilisés : le test de Levene et le test de Bartlett. Ces deux tests sont également conseillés (et documentés) par le manuel (U.S. Department of Defense, 2002). Ils sont disponibles dans la toolbox Statistique de Matlab ("Hypothesis Tests, MATLAB," 2018). Ces tests ont donné une valeur-p supérieure au seuil de signification choisi, $\alpha = 0.05$. Il n'y a donc pas assez d'évidence pour conclure que la variance de la contrainte à rupture des performances résiduelles est différente, au sens statistique, de celle des essais en quasi-statique. Les 36% de différence entre les deux écarts types (racine carrée de la variance) semblent être potentiellement attribuables au caractère aléatoire de l'échantillonnage.

Cependant, il est important de s'intéresser à la puissance des tests statistiques effectués. En effet, les règles de décision que nous avons déterminées acceptaient un risque α de rejeter à tort l'hypothèse nulle H_0 , c'est-à-dire le risque de rejeter H_0 alors que H_0 est vraie. Ce risque est autrement dit risque de première espèce. Toutefois, la règle de décision du test comporte également un risque de deuxième espèce β , à savoir la probabilité de ne pas rejeter l'hypothèse nulle alors qu'elle est fautive :

$$\beta = P(\text{ne pas rejeter } H_0 \mid H_0 \text{ fautive})$$

Équation 10

La puissance du test est la probabilité complémentaire de β , c.à.d. $(1-\beta)$. Elle représente l'aptitude d'un test à rejeter H_0 alors qu'elle est fautive. Plus β est petit, plus le test est puissant. Par ailleurs, moins il y a de mesures, plus la puissance est faible (Castelloe, 2000). Ainsi, dans ce cas avec très peu des mesures, il est difficile de rejeter H_0 . Les différentes notions α et β peuvent être résumées dans la Figure II-36.

		Rejet H0	Non-rejet H0
Réalité (population)	H0 vraie	Erreur 1 ^{ère} espèce α	$1-\alpha$
	H0 fausse	Puissance $1-\beta$	Erreur 2 ^{ème} espèce β

$\alpha = 0,05$ (5%) fixé a priori (donc connu)
 β méconnu → le non-rejet de H0 ne permet pas de conclure que H0 est vrai (on ignore le risque β de ne pas rejeter à tort H0)

Figure II-36 : Risque de première espèce α et risque de deuxième espèce β (Labarere, 2011).

A titre d'exemple, la puissance du test de Levene a été calculée, afin de vérifier la fiabilité de son résultat. Dans un premier temps, deux échantillons, chacun de 5 mesures, ont été générées aléatoirement. Le nombre de mesures choisi est celui des mesures des contraintes à rupture quasi-statique. Ces échantillons ont la même moyenne, donnée par la moyenne entre les contraintes à rupture des essais quasi-statiques et de performances résiduelles. Par contre, ils ont des écarts types différents : S et $S_{P,R}$. On sait donc a priori que H_0 est fausse (la variance est différente). Ensuite, le test de Levene a été appliqué un nombre de fois suffisant. Le pourcentage de cas où le test a dit de rejeter H_0 ($\alpha < 0.05$), alors que H_0 est fausse, a été calculé : cela représente la puissance du test, estimée à 13%. Or, pour considérer qu'un test est d'une puissance satisfaisante, celle-ci doit être au minimum de 80% (Mazen et al., 1985). Dans la suite, nous avons calculé le nombre de mesures nécessaires pour avoir une puissance égale à 80% : il aurait fallu avoir au moins une répétition de 23 mesures pour chacun de deux groupes (performances résiduelles et quasi-statiques) afin de considérer la différence entre S et $S_{P,R}$ comme statistiquement significative.

Concernant la rigidité longitudinale, aucune variation significative n'a été remarquée dans les essais de performances résiduelles par rapport au cas quasi-statique (section I. 5. 1).

En résumé, la campagne d'essais de fatigue sur cet UD en fibres de carbone ne semble pas avoir engendré, dans la limite des mesures dont on dispose, une altération du comportement mécanique macroscopique du matériau.

C'est la raison pour laquelle nous nous intéresserons dans la suite à l'endommagement généré à une échelle plus petite, l'échelle microscopique (celle des constituants, fibres et matrice).

II. 11. ENDOMMAGEMENTS OBSERVES A L'ECHELLE MICROSCOPIQUE

Des exemples d'endommagements observés à l'échelle microscopique dans les éprouvettes UD $[0^\circ]_4$, testées en traction monotone quasi-statique et en fatigue sont illustrés dans cette section. Tout d'abord, un aperçu de la microstructure du matériau est donné, au travers de l'analyse d'une micro-tomographie post-mortem réalisée sur l'éprouvette E61-3 ($\sigma_L^{MAX}=0.8 \sigma_L^R$, R = 0.1, DDV = 424 551 cycles).

II. 11. 1. Microstructure du matériau

La micro-tomographie a été conduite par le laboratoire « μ -VIS CT Imaging Centre » de l'Université de Southampton (UK), sur un morceau de l'échantillon E61-3 ayant un volume de $\approx 1.8 \text{ mm}^3$. Par contre,

L'analyse a été réalisée en interne, dans le cadre de ces travaux de thèse, avec le logiciel Image J (Schindelin et al., 2012) et Matlab. La *Figure II-37 a)* montre un extrait 3D du volume analysé, où l'axe z représente la direction des fibres.

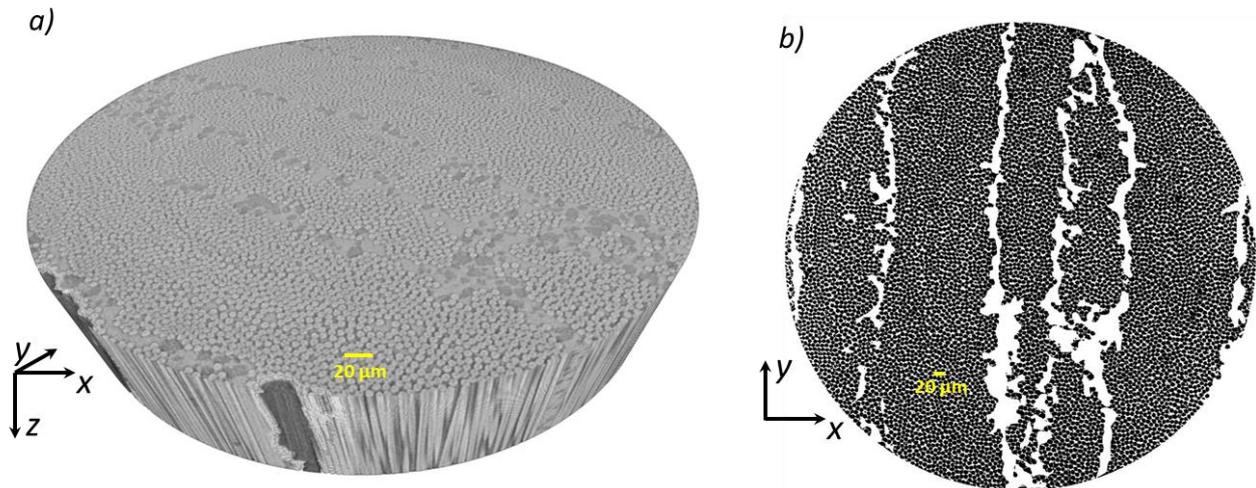


Figure II-37 : a) extrait 3D, et b) section 2D de la micro-tomographie réalisée sur l'éprouvette E61-3 (Tableau II-1).

Une opération de filtrage combinée à un algorithme de segmentation a rendu possible l'identification des fibres, de la matrice et des nodules thermoplastiques, les trois composants du matériau. La *Figure II-37 b)* montre une section 2D du volume (dans le plan xy), obtenue après ce type de traitement. Un total d'environ 7000 fibres a été dénombré. Les fibres ont un diamètre assez régulier, autour de $7\ \mu\text{m}$; par contre, les nodules thermoplastiques ont des formes et des dimensions plus variées, avec un diamètre caractéristique d'environ $50\text{-}100\ \mu\text{m}$. Les zones blanches sur la *Figure II-37 b)* sont des poches de matrice : il s'agit de zones où il n'y a pas de fibres ; elles se situent à peu près dans les interfaces entre les plis. Ces zones sont riches de nodules thermoplastiques. Comme on a constaté que la distribution des fibres à l'intérieur du matériau n'est pas régulière, le taux volumique des fibres V_f , a été calculé. On a ainsi découvert que la mesure du $V_f \approx 57\%$ donnée par le fournisseur (section I. 2. 1) correspond en effet seulement à la moyenne sur les sections (plans xy). En revanche, dans les plis, le V_f moyen est $\approx 77\%$. Ces valeurs sont cohérentes avec celles de (Garcea, 2015; Scott et al., 2011), obtenues par micro-tomographie in-situ sur des stratifiés croisés de type $[90\ 0]_s$ du même matériau¹².

La distance d'une fibre à sa plus proche voisine est un paramètre très important pour la compréhension des mécanismes de rupture des fibres (*Chapitre III*). Selon (Swolfs et al., 2013) la seule analyse du V_f ne semble pas être suffisante, car la distribution des fibres est aléatoire même dans les plis. (Rosini et al., 2018) ont identifié une distance moyenne d'une fibre à sa plus proche voisine d'environ $7.7\ \mu\text{m}$, pour le T700/M21. Cette distance est mesurée entre les centres des fibres, sur un même plan xy. Dans ces travaux de thèse la distance moyenne a été mesurée en prenant en compte la variabilité statistique. La même convention de mesure de (Rosini et al., 2018) a été adoptée (distance entre les centres des fibres), ayant vérifié que le diamètre des fibres T700 est effectivement constant. Tout d'abord, il a été trouvé que ces mesures suivent une distribution normale, de moyenne $7.39\ \mu\text{m}$ et écart type $0.36\ \mu\text{m}$. Cependant, la queue basse de cette distribution doit être tronquée à $7\ \mu\text{m}$, car les centres des fibres ne

¹² T700/M21. Cependant, dans leurs travaux les auteurs ne détaillent pas de quel type de fibre T700 il s'agit (« S », « G » ou « GC »).

peuvent pas se rapprocher de plus d'un diamètre de fibre. Cette limite physique est mieux visualisée dans la *Figure II-38*, qui représente la fonction quantile de la distance d'une fibre à sa plus proche voisine, c.à.d. la probabilité cumulée de mesures inférieures ou égales à une certaine valeur de cette distance.

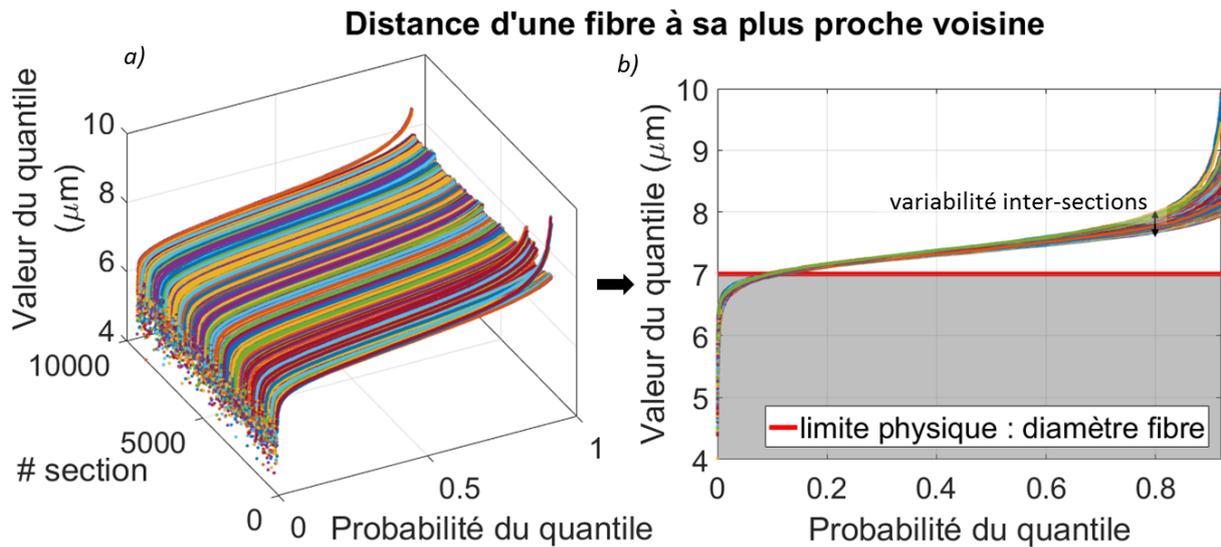


Figure II-38 : Fonction quantile de la distance d'une fibre à sa plus proche voisine. Mesures effectuées pour chaque section de la micro-tomographie sur l'échantillon E61-3. Distance mesurée entre les centres des fibres.

On voit que 10% des objets « fibres » détectés par la procédure de segmentation ne sont pas physiques et/ou ne correspondent pas à des fibres, car leur distance au plus proche voisin est inférieure à 7 µm. Ensuite, on constate que la fonction quantile a une certaine variabilité d'une section à l'autre. En effet, cette fonction a été calculée pour chaque section (*Figure II-38 a*), car la tomographie est partitionnée en sections selon le plan xy ($\approx 10\ 000$ sections). La variabilité augmente avec la valeur du quantile, c.à.d. pour les plus grandes mesures de distance d'une fibre à sa plus proche voisine.

80% des fibres ont leur plus proche voisin à moins de 8 µm. Pour cette distance, la variabilité selon la section reste limitée à 5%. Cette valeur (8 µm) sera utilisée plus loin (*Chapitre III*) pour la modélisation à l'échelle microscopique.

II. 11. 2. Fibres rompues sans et avec décohésions

Le volume observé au micro-tomographe contient une longueur totale de fibres mises bout à bout d'environ 26 m. Le nombre des fibres rompues dans ce volume a été estimé par un comptage visuel, *Tableau II-4*. Un i-plet est un cluster de i fibres rompues, c.à.d. un ensemble de i fibres rompues dans le même plan xy (plan perpendiculaire à l'axe longitudinal z).

Taille i-plet	Nombre i-plet
1	180
2	19
3	2
4	2

Tableau II-4 : Taille et nombre des i-plets observés dans le volume de l'échantillon E61-3 par micro-tomographie.

L'ordre de grandeur des clusters observés est cohérent avec celui de (Garcea, 2015; Scott et al., 2011). Cependant, il n'a pas été possible de suivre leur formation pendant l'essai, car on rappelle qu'il s'agit d'une analyse post-mortem. Par conséquent, on s'est limité à faire une analyse qualitative. Les ruptures de fibres uniques (clusters de 1 fibre) sont beaucoup plus fréquentes que les clusters composés de plusieurs fibres. Les clusters les plus grands observés sont composés de 4 fibres rompues (comme celui de la *Figure II-39 a*) ; aux alentours de ces clusters, le V_f local augmente jusqu'à environ 80 %.

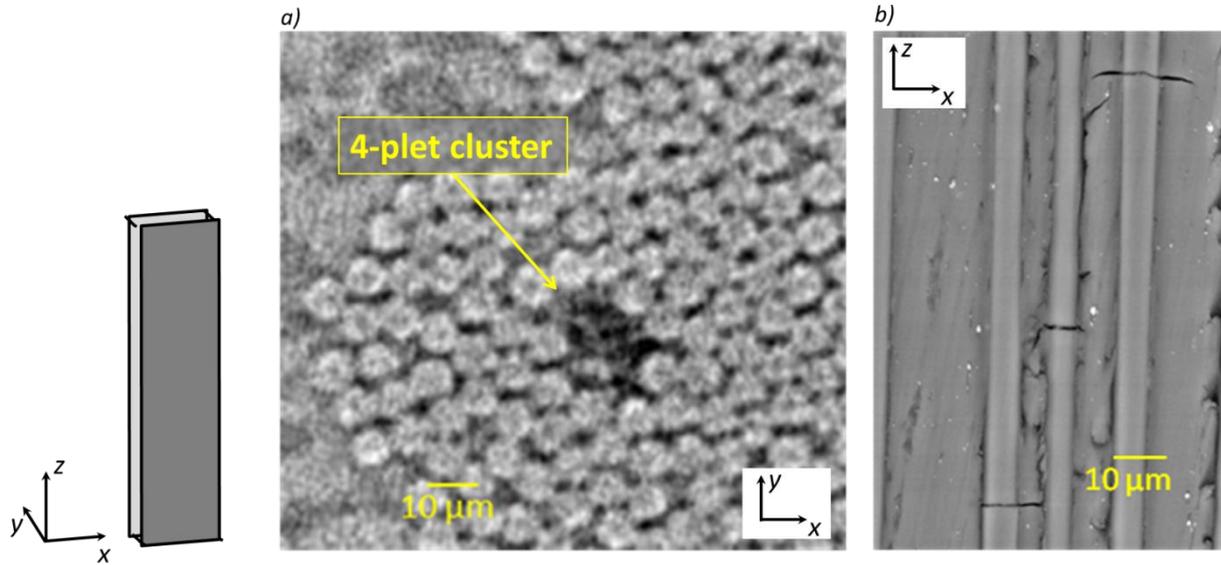


Figure II-39 : a) fibres rompues dans le même plan xy (micro-tomographie dans le volume, plan xy) ; b) fibres rompues en fin de décohésion d'une fibre adjacente (MEB sur la surface, plan xz). Echantillon E61-3.

Un autre mécanisme d'endommagement observé est la décohésion, c.à.d. la rupture de l'interface entre la fibre et la matrice. Pour le matériau de cette étude, elle s'amorce généralement au niveau de la rupture d'une fibre isolée. Parmi les ruptures des fibres uniques (1-plet), il y en a une partie qui suit le schéma caractéristique de la *Figure II-39 b*). Sur cette figure on observe des fibres adjacentes rompues sur des plans xy différents (c'est pourquoi elles ne sont pas considérées comme un seul cluster) et les plans de rupture sont liés par une fissure de décohésion (schéma *Figure II-40*). Dans les endroits où ce phénomène est observé, les longueurs de décohésion ont été mesurées. Elles varient de 10 μm à 100 μm.

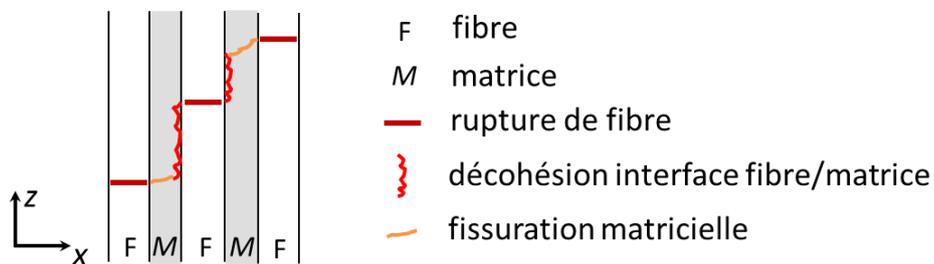


Figure II-40 : Fibres rompues en fin de décohésion d'une fibre adjacente. Schéma explicatif de la *Figure II-39 b*).

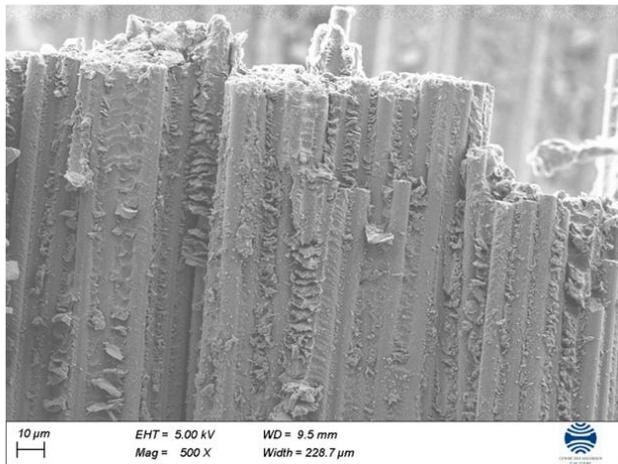
Par ailleurs, il faut préciser que la *Figure II-39 b*) est un cliché MEB pris sur la surface de l'échantillon (plan xz , où z est l'axe longitudinal). En effet, la fissure de décohésion est mieux visible en surface, car elle est « ouverte ». En outre, des clichés MEB ont été également pris sur la surface des échantillons

testés en traction monotone. Les mêmes types d'endommagements que ceux obtenus pour les essais en fatigue ont été observés.

II. 11. 3. Endommagement de la matrice

Les clichés MEB réalisés sur la surface des éprouvettes ont mis en évidence la formation de stries et de points de rebroussement dans la matrice, montrés sur la *Figure II-41*. Ces structures semblent apparaître à intervalles réguliers le long de l'axe des fibres, également sur les essais en quasi-statique et de fatigue. Il a été vérifié qu'elles ne sont pas produites par la rupture explosive de l'UD, car elles ont aussi été observées avant la rupture. Ces types d'endommagements sont plus amplement documentés dans (Hiley, 2001).

a) Essai de traction monotone



b) Essai de fatigue

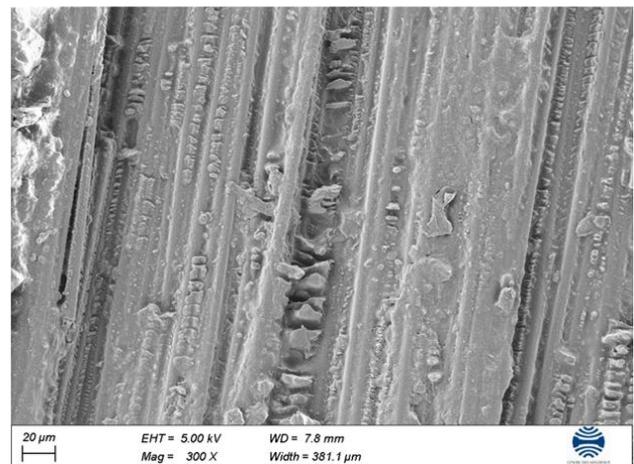


Figure II-41 : Endommagement de la matrice : stries et points de rebroussement sur la surface de l'échantillon observés par clichés MEB post mortem. a) éprouvette E41-2 (Tableau I-2) ; b) éprouvette E41-4 (Tableau II-1). Clichés MEB réalisés au Centre des Matériaux de l'Ecole des Mines.

II. 11. 4. Analyse des faciès de rupture

Les faciès de rupture des éprouvettes ont été observés par analyse MEB post-mortem. Ces faciès sont organisés selon une structure hiérarchique, montrée sur la *Figure II-42* : les fibres rompues sont réparties en clusters de plus en plus gros en s'éloignant du plan de rupture ; chaque cluster se trouve à l'intérieur du cluster suivant, le suivant étant plus éloigné et plus gros que le précédent. Cette morphologie est typique pour l'UD rompu en traction sous chargement quasi-statique (Bullegas, 2017) et de fatigue (Alves and Pimenta, 2018b). Par ailleurs, la *Figure II-42* montre un détail du faciès de rupture généré par un essai de traction monotone après fatigue. Qualitativement, aucune différence notable n'a été observée par rapport au faciès de rupture des essais quasi-statiques et de fatigue.

En conclusion, l'analyse des micro-tomographies met en évidence la présence des clusters de taille plutôt restreinte. Dans la littérature, le plus gros cluster observé est composé de 14 fibres (Scott et al., 2011) pour le même matériau. En outre, la présence des clusters est observable également sur les faciès de rupture des éprouvettes. Sachant que la résistance de l'UD est donnée par celle des fibres, ces observations montrent que les clusters semblent avoir un rôle important dans la rupture de l'UD. La formation d'un cluster de « dimension critique » qui, ne s'arrêtant pas à une zone confinée, s'étalerait sur tout le plan de rupture de l'éprouvette, pourrait être le phénomène générant la rupture explosive de

l'UD (Harlow and Phoenix, 1981; Mahesh et al., 2002; Swolfs et al., 2015c; Wisnom and Green, 1995). Aussi loin qu'ils ont pu progresser dans leurs observations in-situ au micro-tomographe (Garcea, 2015) n'ont pu observer ce type de cluster, puisque une telle dynamique rend difficile son observation.

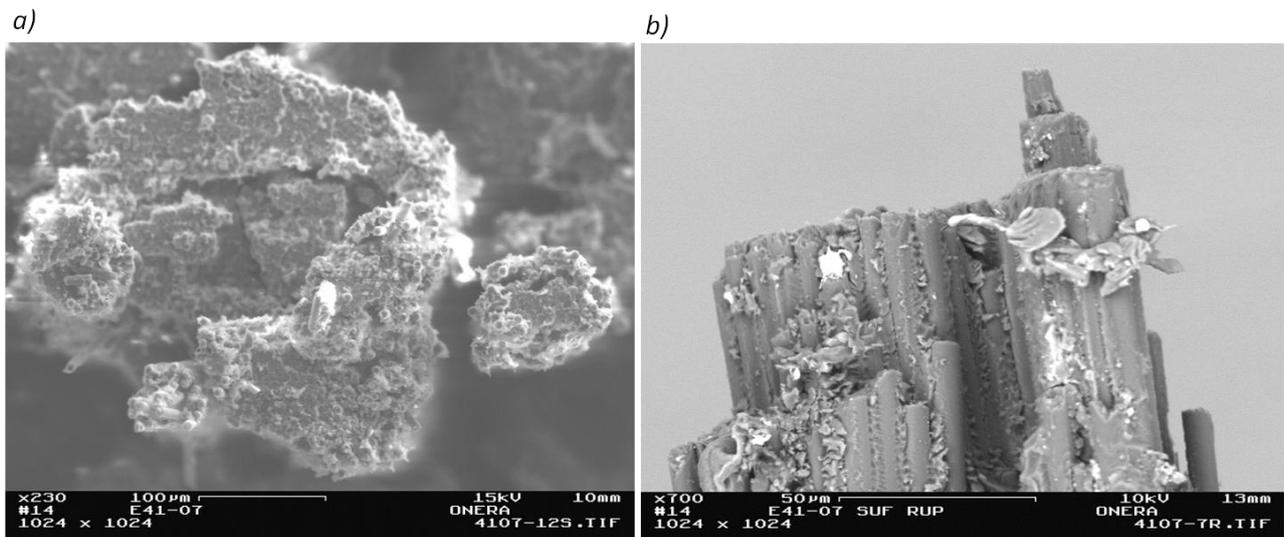


Figure II-42 : Détail MEB du faciès de rupture de l'éprouvette E41-7 (Tableau II-2).

II. 12. CONCLUSION DU CHAPITRE

Une campagne d'essais de fatigue a été réalisée sur le stratifié UD dans le domaine traction-traction ($0 < R \leq 1$). Cette campagne a révélé une dégradation du matériau en mode fibres. La dégradation s'est manifestée pour des valeurs de σ_L^{MAX} comprises entre 75% et 85% de la contrainte à rupture, et a amené à une durée de vie limitée de l'ordre d'environ 30 000 cycles pour certains essais. Cette dégradation a tout d'abord été observée visuellement : de nombreuses fibres et des paquets de fibres ont cassé et se sont détachés de l'éprouvette. Ce phénomène s'amplifie au cours de l'essai, causant une détérioration de l'intégrité structurelle de l'éprouvette. Il est plus marqué pour un petit rapport de charge R (et amplitude élevée, avec σ_L^{MAX} constante). Ceci constitue une première évidence du rôle de l'amplitude de chargement cyclique. Par ailleurs, ce phénomène a produit une intense activité acoustique pendant les essais. En fait, le bruit produit par ce phénomène a été enregistré par les capteurs, et localisé dans la longueur utile acoustique, malgré toutes les précautions prises auparavant. Pour cela, des procédures de classification des événements acoustiques ont été développées en post-traitement, afin d'identifier le groupe d'événements acoustiques qui correspond aux clusters de fibres rompues (l'endommagement principal de l'UD) et le discriminer par rapport à tous les autres événements enregistrés. Toutefois, les signatures acoustiques de ces deux groupes se sont révélées très similaires. Alors une procédure d'identification des EA enregistrés à la charge et à la décharge du cycle a été utilisée. Elle a permis d'identifier la signature acoustique du bruit. Ensuite, un modèle de mélange gaussien a permis de séparer les ruptures de fibres de toutes les autres sources d'EA au moyen d'une classification basée sur une approche probabiliste. Enfin, l'évolution des ruptures de fibres a été tracée pour les essais sollicités cycliquement de façon continue. La densité d'énergie cumulée de cette classe d'EA augmente en continu pendant les essais, avec la présence de sauts énergétiques que l'on attribue à des clusters de fibres rompues. Par ailleurs, une deuxième preuve du rôle de l'amplitude du chargement a été mise en évidence : parmi les essais réalisés à σ_L^{MAX} constante, ceux avec un rapport de charge R petit (0.1, 0.2, 0.3) ont produit un nombre de salves (et une densité d'énergie cumulée) supérieur à ceux

des essais avec un grand R (0.5, 1), ces derniers étant interrompus à 100 000 cycles sans rupture. De plus, l'augmentation de l'amplitude de chargement induit une augmentation de l'échauffement de l'éprouvette. En général, la rupture en fatigue intervient pour une valeur plutôt constante du logarithme de la densité d'énergie cumulée. Cette valeur peut être associée à une densité approximativement constante de clusters de fibres rompues en fatigue ; ce résultat pourrait être considéré comme base pour la proposition des critères de rupture en fatigue, contrôles non destructifs, etc. Par ailleurs, une différence d'échauffement entre les essais qui ont cyclé en continu à fréquence constante et les essais avec des cycles lents a été observée, ce qui pourrait expliquer les différences également observées sur les durées de vie. Plus précisément, les éprouvettes qui ont subi un refroidissement lié aux cycles lents ont montré des durées de vie supérieures aux éprouvettes ayant été sollicitées en continu. Les cycles lents ont permis de suivre l'évolution en fatigue du module d'élasticité longitudinal, et de vérifier qu'il n'y a aucune chute significative de la raideur de l'UD en fatigue. De plus, aucune dégradation des propriétés mécaniques du matériau n'a été observée par l'analyse statistique des performances résiduelles obtenues lors d'un essai de traction monotone après fatigue. Par contre, des endommagements ont été observés à l'échelle microscopique, celle des constituants. Le rôle des clusters de fibres rompues comme phénomène d'endommagement critique a été mis en évidence. Enfin, la décohésion de l'interface entre fibre et matrice semble également avoir un rôle dans la liaison entre ruptures des fibres sur différents plans (perpendiculaires à l'axe des fibres).

Une première perspective des travaux présentés dans ce chapitre est la réalisation d'autres essais de fatigue, réalisés sous conditions identiques (R , σ_L^{MAX} , f , cycles lents ou pas) afin d'obtenir une meilleure fiabilité statistique des durées de vie. Selon la norme ASTM D3479/D3479M (ASTM, 2002), un nombre minimal de 6 éprouvettes pour chaque point de la courbe S-N est nécessaire afin d'effectuer une analyse «préliminaire et exploratoire». Ces essais seront utiles également pour augmenter la base de données d'événements acoustiques, et rendre donc les algorithmes de classification plus efficaces. De plus, au lieu de regrouper les données de tous les essais et les classifier ensuite, une démarche alternative pourrait consister à classifier les données d'EA de chaque essai séparément, en s'appuyant toujours sur la différence entre densités de probabilité des événements dans la charge et la décharge du cycle. Pour ce faire, le critère de partitionnement présenté dans (Ghani et al., 2017) semblerait convenir. Par ailleurs, la procédure d'identification des événements dans la charge/décharge pourrait être améliorée, en prenant en compte les courbes de Lissajous (Castiñeira Merino, 2003) apparaissant dans la *Figure II-22 b*). Un autre point d'amélioration de cette procédure consiste à l'optimiser pour la rendre applicable à des essais dont la fréquence n'est pas constante (par exemple à cause de l'insertion des cycles lents). Quant à la fréquence de cyclage, sachant que nous avons constaté que la température influence la durée de vie, il serait intéressant de réaliser des essais pour différentes fréquences, afin de tester l'influence de ce paramètre sur l'endommagement et la durée de vie de l'UD. Enfin, pour ce qui concerne les endommagements observés à l'échelle microscopique, une micro-tomographie in-situ pendant un essai de fatigue pourrait sûrement apporter de plus amples renseignements sur l'évolution des ruptures des fibres en fatigue.

Aucune dégradation des propriétés mécaniques macroscopiques du matériau n'a été observée. En revanche, des endommagements ont été observés à l'échelle microscopique. C'est donc tout naturellement que nous nous sommes orientés vers une modélisation des mécanismes d'endommagement à cette échelle, détaillée dans le chapitre suivant.

Chapitre III

Modélisation des mécanismes d'endommagement et rupture de l'UD soumis à des chargements de traction quasi-statique et de fatigue

Sommaire

III. 1. Synthèse bibliographique des mécanismes d'endommagement et leur modélisation.....	80
III. 2. Objectifs de la modélisation	87
III. 2. 1. Scenario d'endommagement et rupture.....	87
III. 2. 2. Motivations de la modélisation	88
III. 3. Choix et justification des hypothèses de la modélisation.....	89
III. 3. 1. Description du Volume Élémentaire représentatif (VER).....	89
III. 3. 2. Lois de comportement utilisées pour les constituants.....	93
Fibre	93
Matrice	94
III. 4. Estimation de la surcontrainte au bord de la fibre voisine	98
III. 5. Evolution des surcontraintes autour des clusters.....	103
III. 5. 1. Etude du profil des surcontraintes dans le plan de rupture, à iso- V_f	103
III. 5. 2. L'influence du V_f	108
III. 6. Surcontraintes générées par la décohésion.....	109
III. 7. Sur la complémentarité entre deux mécanismes de ruptures de fibres	114
III. 8. Modes de chargement de l'interface fibre/matrice sous sollicitation quasi-statique et de fatigue	116
III. 8. 1. Sollicitation quasi-statique.....	116
III. 8. 2. Fatigue.....	118
III. 8. 3. Sur l'origine du changement de modes.....	118
III. 9. Evolution de la contrainte axiale en fatigue	119
III. 10. Probabilité de rupture d'une fibre sous contrainte hétérogène.....	124
III. 11. Conclusion du chapitre	129

Dans le chapitre précédent, nous avons montré que le stratifié unidirectionnel à fibres continues de carbone T700GC/M21 voit sa durée de vie diminuer sous chargements de traction longitudinale ($0 < R \leq 1$), à température ambiante. La dégradation en fatigue augmente avec la contrainte maximale et avec l'amplitude de chargement. Une augmentation de l'un de ces deux paramètres provoque une croissance de l'activité acoustique et de l'échauffement de l'éprouvette. Si les effets sont observables à l'échelle macroscopique, ces dégradations sont également observables à l'échelle microscopique : nombreuses fibres rompues, isolées, regroupées en clusters ou liées par la décohésion de l'interface fibre/matrice (*Figure III-1*).

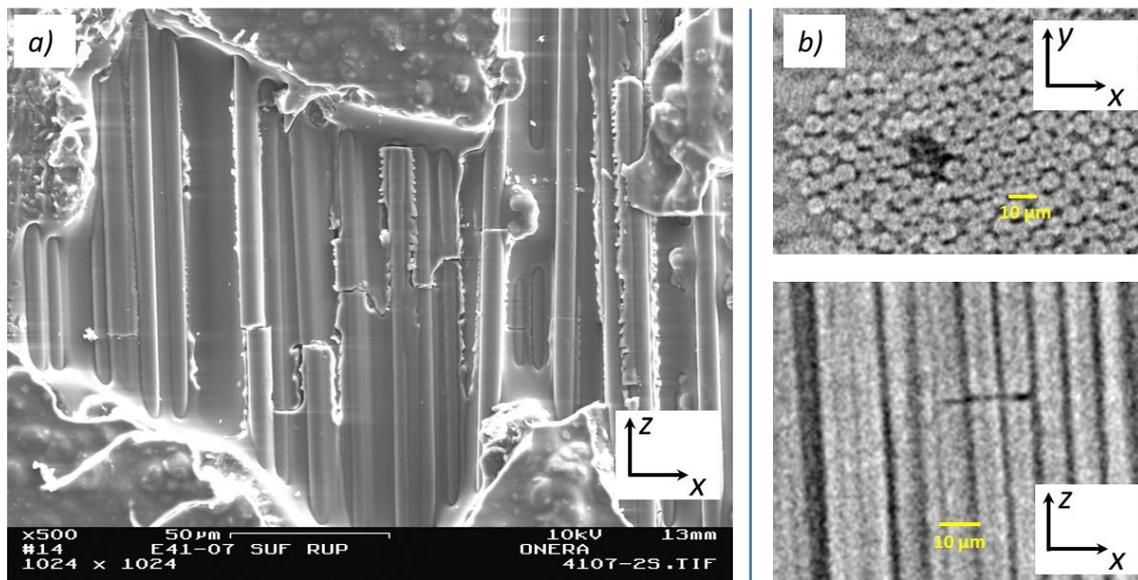


Figure III-1 : a) fibres rompues liées par la décohésion ; éprouvette E61-7 (MEB). b) fibres rompues regroupées en cluster (4-plet) ; échantillon E61-3 (micro-tomographie réalisée par le laboratoire « μ -VIS CT Imaging Centre », UK).

La modélisation de ces phénomènes à l'échelle microscopique est l'objet de ce chapitre. Parmi les mécanismes pilotés par la rupture des fibres en traction, on se focalise sur l'endommagement critique, c.à.d. la rupture des fibres, et sur quelle manière elles sont influencées par la décohésion. Une recherche bibliographique sur ce sujet a été le point de départ de l'étude.

III. 1. SYNTHÈSE BIBLIOGRAPHIQUE DES MÉCANISMES D'ENDOMMAGEMENT ET LEUR MODÉLISATION

Jusqu'aux années 80 les composites à fibres continues de carbone étaient considérés comme très peu sensibles (voire insensibles) à la fatigue dans le sens des fibres (Curtis, 1991). Les études se focalisaient plutôt sur la prévision de la résistance à rupture en quasi-statique. Dans ce contexte, (Harlow and Phoenix, 1981; Hedgepeth, 1961; Rosen, 1964) ont, parmi d'autres, proposé des modèles analytiques pour la prévision de la résistance en traction d'un UD (ou d'un stratifié MD pilotée par la rupture des fibres en traction) à fibres continues. Le seul mécanisme d'endommagement pris en compte par ces modèles est la rupture fragile des fibres, suivant une distribution de type Weibull (Weibull, 1951). Dans ce cadre, la théorie du maillon le plus faible est utilisée, selon laquelle la fibre est supposée constituée d'un assemblage de maillons ayant chacun leur résistance propre à la rupture (donnée par une distribution Weibull) ; la rupture de la fibre intervient quand le maillon le plus faible rompt. Une fibre rompue surcharge alors les autres et cela entraîne une augmentation de la probabilité de rupture de ces

dernières. Par hypothèse de ces modèles, appelés Shear Lag Models (SLM), le transfert de charge se fait seulement par cisaillement de la matrice. Généralement, les fibres peuvent soutenir seulement des contraintes axiales (ou longitudinales). Le calcul et la répartition des surcontraintes (axiales) sur les autres fibres est fait avec des formules analytiques, à partir du chargement extérieur appliqué. Selon (Batdorf, 1981) ce mécanisme de surcharge génère, à un moment donné, un cluster « critique » de i fibres rompues (i-plet), qui engendre une dynamique instable des ruptures de fibres, causant la rupture explosive de l'UD. Cependant, ces modèles ne prennent pas en compte (i) l'anisotropie des fibres, (ii) la fissuration matricielle, (iii) la variation locale du taux volumique des fibres et leur distribution aléatoire. Enfin, ils supposent une adhésion parfaite de l'interface fibre/matrice.

Pour les fibres longues de carbone de génération récente, la déformation longitudinale à rupture ϵ_L^R des fibres a largement augmenté (Meziere et al., 2005), et donc les performances des composites aussi. Par conséquent, le niveau des contraintes cycliques qui sollicitent le matériau est augmenté, et ceci a mis en évidence la présence d'une dégradation en fatigue aussi dans le sens de fibres (*Figure III-2*).

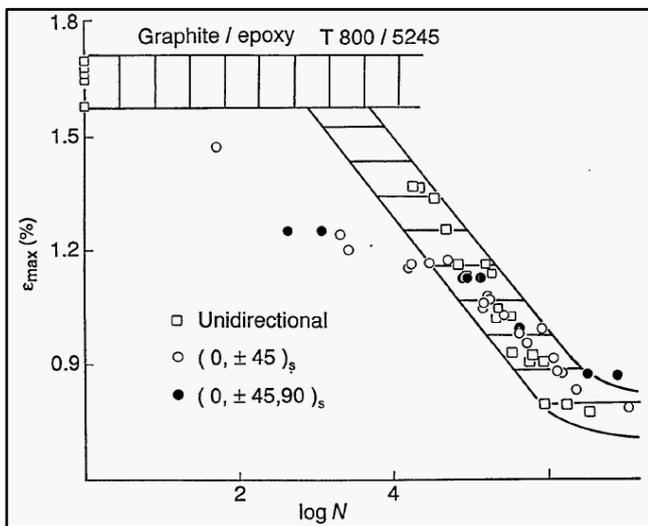


Figure III-2 : Diagramme de fatigue $\epsilon_L^{MAX} - N$ pour trois empilements différents du composite à fibres continues T800/5245. (Corum et al., 1995)

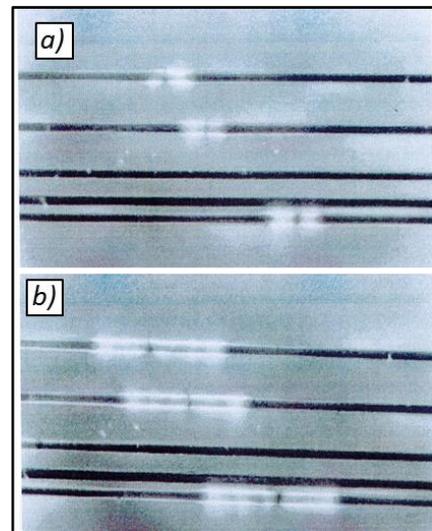


Figure III-3 : Micrographies à la lumière polarisée d'un système multifibres de carbone et matrice époxy. Distance inter-fibre égale à 3 diamètres de fibres. $\sigma_L^{MAX} = 0.8\sigma_L^R$; a) 10 cycles ; b) 70 cycles. (Goutianos and Peijs, 2001)

Toutefois, la fibre de carbone est insensible à la fatigue à température ambiante (Bunsell and Somer, 1992). Par contre, (Goutianos and Peijs, 2001; Pupurs et al., 2013) ont montré que la décohésion amorcée au niveau d'une fibre rompue progresse en fatigue, à partir d'un certain niveau de contrainte maximale cyclique. Ceci a été observé expérimentalement sur des systèmes de fibres unitaires et des systèmes de plusieurs fibres noyées dans une matrice transparente (*Figure III-3*). (Pupurs et al., 2013) ont proposé une loi de Paris pour décrire la progression de décohésion ainsi observée. De plus, (Goutianos and Peijs, 2001) ont observé qu'une réduction de la distance entre les fibres augmente la probabilité d'avoir des ruptures de fibres coplanaires (clusters). (Gamstedt, 2000) a proposé une version modifiée du SLM, capable de prendre en compte l'influence de la décohésion d'une fibre rompue sur la surcontrainte de fibres voisines : la *Figure III-4* montre que la longueur de la fibre voisine sollicitée par la surcontrainte augmente avec la longueur de décohésion de la fibre rompue. Sur le graphe, l'ordonnée est normalisée par la valeur de la contrainte axiale dans une fibre du matériau sain ou une fibre non

affectée par l'endommagement des fibres voisines, que nous appellerons dans la suite « contrainte de référence ». La valeur normalisée est alors appelée facteur de surcontrainte (« stress concentration factor » ou SCF). Les contraintes utilisées sont celles moyennes sur la section (force longitudinale sur la fibre divisée par la section). Ces conventions sont couramment utilisées dans la littérature. Sur la *Figure III-4* on voit également que le profil de surcontrainte présente un pic qui apparaît à la fin de la décohésion. Cette augmentation des surcontraintes entraîne donc une augmentation de la probabilité de rupture des fibres surchargées. Pour l'estimer, l'auteur utilise la théorie du maillon le plus faible.

Enfin, il est reconnu que le développement d'un réseau de fissures à l'interface fibre/matrice (décohésion) est le mécanisme d'endommagement directement induit par la fatigue des plis à 0° (Gamstedt, 2000; Goutianos and Peijs, 2001; Pupurs et al., 2013). Ce phénomène est dit sous-critique, car il entraîne l'augmentation des ruptures de fibres (*Figure III-5*).

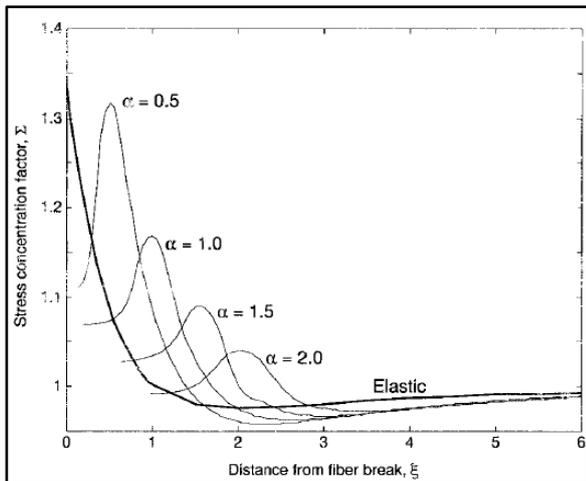


Figure III-4 : Evolution du facteur de concentration de contrainte (axiale) d'une fibre adjacente à une fibre rompue, pour différentes longueurs de décohésion, α . $V_f = 63\%$. La courbe « elastic » correspond à une fibre rompue sans décohésion. (Gamstedt, 2000)

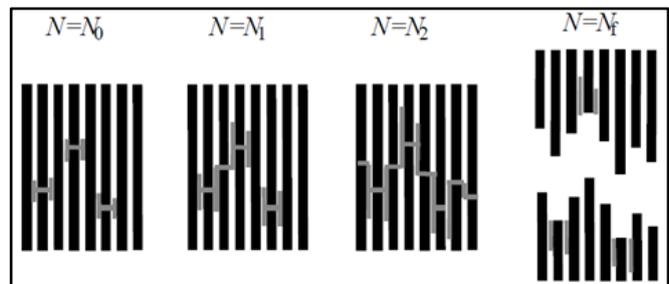


Figure III-5 : Schéma d'endommagement et rupture en fatigue d'un plis à 0° sous chargement de traction longitudinale, $N_0 < N_1 < N_2 < N_f$. (Gamstedt, 2000)

La modélisation par Eléments Finis permet d'avoir une meilleure estimation des surcontraintes des fibres que les méthodes analytiques. (Nedele and Wisnom, 1994) ont développé un modèle axisymétrique aux éléments finis pour la compréhension des mécanismes de rupture en traction d'un UD à fibres de carbone et matrice époxy. Il s'agit d'un Volume Élémentaire Représentatif (VER)¹³ simplifié du composite, constitué de plusieurs cylindres concentriques autour d'une fibre, modélisés avec des éléments 3D (*Figure III-6*). Le premier cylindre qui entoure la fibre représente la matrice, ayant une loi de comportement plastique (modèle de plasticité parfaite) ; le deuxième anneau a les propriétés

¹³ En micromécanique, un Volume Élémentaire Représentatif (VER) est formé par l'ensemble des constituants choisis pour la description du matériau étudié (ex : fibre, matrice). Le VER doit (i) être plus grand que la taille caractéristique des constituants, afin que leur nombre soit suffisant pour permettre une représentation statistique correcte du matériau étudié ; (ii) être plus petit que la taille caractéristique d'une structure mécanique (par exemple, une éprouvette) pour pouvoir éventuellement être remplacé par un matériau homogène équivalent lors d'un calcul de structure. En résumé, un VER doit être mécaniquement représentatif de l'hétérogénéité du matériau.

homogénéisées de six fibres et enfin le dernier anneau a les propriétés homogénéisées du composite avec un volume de fibres V_f de 60%. Ce modèle prend en compte la présence d'une éventuelle décohésion entre la fibre et le premier anneau (la matrice), et le frottement entre les parties décohésionnées. Les auteurs montrent qu'une telle modélisation, plus complète que celle utilisée par les modèles analytiques (SLM), conduit à des facteurs de surcontrainte plus bas que ceux prévus par les SLM. Les simulations aux éléments finis montrent que également la fibre rompue reprend la charge, de façon graduelle, à partir d'une certaine distance du plan de rupture. La longueur nécessaire à la fibre rompue pour reprendre 90% de sa charge (avant rupture) est appelée « longueur inefficace ». Cette longueur augmente avec la plasticité de la matrice et avec la diminution du coefficient de frottement. Enfin, pour estimer l'augmentation de la probabilité de rupture des fibres surchargées (avec la théorie du maillon le plus faible), les auteurs choisissent de considérer la valeur de contrainte au centre de la section de la fibre. A leur avis, celle-ci est plus représentative que le pic de surcontrainte à proximité de l'interface (*Figure III-6*), car ce pic s'étend sur une zone assez restreinte. Pour des raisons similaires, (Zhuang et al., 2016) préfèrent prendre la contrainte moyenne sur la section de la fibre. La structure de leur VER est similaire à celle de (Nedele and Wisnom, 1994). Ils modélisent la présence d'une fissure matricielle qui se propage à partir d'une fibre rompue et s'étend jusqu'à une fibre voisine. La *Figure III-7* montre les facteurs de surcontrainte calculés.

Dans ces modèles de compréhension des mécanismes, le VER est certainement idéalisé avec d'importantes hypothèses simplificatrices. De plus, l'influence du V_f n'est pas considérée. Enfin, il n'y a pas de passage à l'échelle macroscopique, par homogénéisation, pour la prévision de la rupture de l'UD.

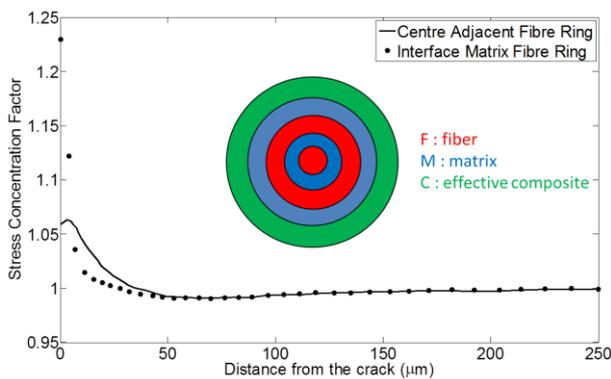


Figure III-6 : Facteur de surcontrainte dans l'anneau qui représente les fibres adjacentes à une fibre rompue, calculé pour deux distances radiales différentes depuis la fibre rompue. $V_f = 60\%$. (Nedele and Wisnom, 1994)

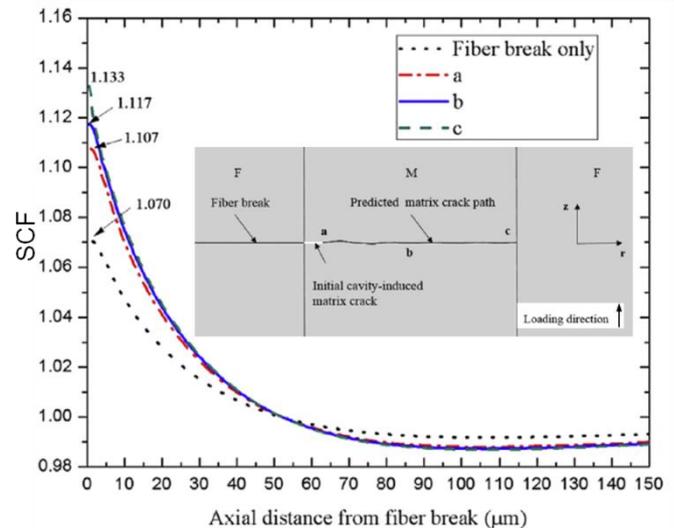


Figure III-7 : Facteur de surcontrainte dans l'anneau qui représente les fibres adjacentes à une fibre rompue, calculé pour différentes longueurs de fissuration matricielle. $V_f = 60\%$. (Zhuang et al., 2016)

(Blassiau, 2005) propose un modèle pour la prévision de la résistance d'un UD à fibres continues sous chargement de traction longitudinale quasi-statique. Ce modèle vise à prévoir la résistance en traction longitudinale et l'évolution du nombre des fibres rompues au sein de l'UD, au travers d'un dialogue entre la structure à l'échelle macroscopique (éprouvette) et le VER à l'échelle microscopique. Les deux sont modélisés par éléments finis 3D. Le VER est constitué de 32 fibres, avec une distribution hexagonale régulière, noyées dans une matrice viscoélastique. Selon le chargement de traction appliqué, transmis par la structure macroscopique, un nombre différent de fibres peut rompre (jusqu'à 32). La

variabilité sur le V_f local est prise en compte et également celle sur la résistance des fibres, avec une distribution de Weibull. Pour le calcul de la surcontrainte, l'auteur choisit de prendre la contrainte moyennée sur tous les éléments composant une tranche de fibre. Ces tranches ont des longueurs différentes, dont les plus petites sont proches du plan de rupture de la première fibre rompue. La longueur de décohérence n'augmente pas, elle reste fixée à 35 μm , celle-ci étant, selon l'auteur, la configuration qui produit le plus grand facteur de surcontrainte. Ce modèle a été comparé aux observations de micro-tomographie in-situ de (Scott et al., 2012) sur le T700/M21. Il est en bon accord avec les données expérimentales pour la prévision des petits clusters (1- et 2- plets) pour des chargements jusqu'à environ 80% de la contrainte à rupture (Figure III-8). Par contre, le modèle surestime le nombre de clusters plus grands (à partir de 3-plets).

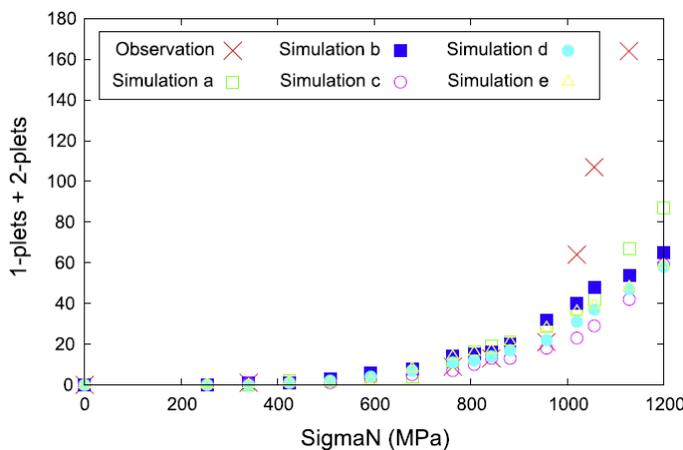


Figure III-8 : Somme de 1-plets et 2-plets observés par (Scott et al., 2012) et prévus par le modèle de (Blassiau, 2005).

Différentes distributions de Weibull pour la résistance des fibres ont été utilisées dans les simulations (a-e).

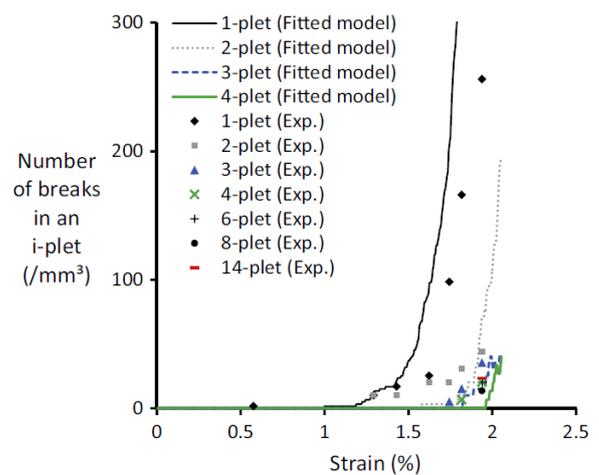


Figure III-9 : i -plets observés par (Scott et al., 2012) et prévus par le modèle de (Swolfs et al., 2015b).

Une stratégie de modélisation différente est proposée par (Swolfs et al., 2015b) toujours avec l'objectif de prévoir de la résistance d'un UD à fibres continues sous chargement de traction longitudinale quasi-statique. Le VER est composé par des fibres modélisées avec des éléments finis de type poutres (2D). Ceci a permis d'augmenter considérablement le nombre de fibres dans le VER (≈ 5500). Elles sont distribuées de façon aléatoire, avec un V_f de 55% ; cependant pour ce matériau (T700/M21) le V_f moyen dans les plis est d'environ 77% (présence de zones pauvres en fibre au voisinage des interfaces entre plis, cf. II. 11. 1). Le modèle se base sur la théorie du maillon le plus faible de (Rosen, 1964). Les fibres sont divisées en tranches. Pour chacune d'elles, la contrainte moyenne longitudinale est calculée à partir du chargement appliqué. Une valeur à rupture est assignée à chacune, suivant une distribution de Weibull. Si, dans une tranche de fibre, cette valeur est inférieure ou égale à la contrainte moyenne longitudinale, la fibre est considérée rompue et ne portera plus aucune charge dans toute sa longueur. Ce modèle a été également confronté aux données expérimentales de (Scott et al., 2012). Les auteurs affirment que la résistance de l'UD et le nombre de fibres rompues (Figure III-9) prévues par le modèle sont « légèrement sous-estimés ». De plus, le modèle prévoit qu'un même cluster peut s'agrandir avec l'augmentation du chargement, ce résultat étant en contradiction avec les observations de (Garcea et al., 2017) selon lesquelles les clusters déjà créés ne s'agrandissent pas, dans le même plan, avec la charge. Enfin, l'influence de la propagation de la décohérence et de la longueur inefficace sur la surcharge des fibres voisines n'est pas prise en compte. Par contre, ces phénomènes sont pris en compte dans le

modèle aux éléments finis de (Tavares et al., 2016), où un VER d'environ 20 fibres est représenté, avec des éléments 3D pour les fibres et la matrice. Deux stratégies de modélisation de la décohésion sont comparées : l'insertion à l'interface fibre/matrice soit (i) de zones cohésives¹⁴, ou (ii) d'une couche d'éléments endommageables avec les propriétés de la matrice. Selon les auteurs, ces deux stratégies amènent à des prévisions similaires de résistances à rupture. Enfin, les auteurs affirment que le modèle engendre plutôt la création de fibres rompues sur des plans différents au lieu de clusters (rupture de fibres coplanaires).

Dans la littérature, les modèles de prévision de durée de vie d'un UD à fibres continues ne sont pas nombreux. Parmi eux se trouve celui de (Rousset, 2008), pour la fatigue axiale d'un stratifié unidirectionnel SiC/Ti (fibres céramiques et matrice métallique). Ces travaux visent à améliorer le modèle SIRCUD¹⁵ déjà existant (Legrand, 1997; Molliex, 1995). Il s'agit d'un modèle analytique, basé sur l'approche SLM. L'intensité et la longueur de surcharge des fibres voisines augmentent en fonction de la décohésion des fibres rompues, et la longueur de décohésion augmente avec le nombre des cycles. Les apports des travaux de (Rousset, 2008) interviennent essentiellement sur (i) l'amélioration de l'évaluation du coefficient de surcharge au travers d'une modélisation EF 3D, (ii) la prise en compte du comportement non-linéaire de la matrice, modélisé avec une loi élasto-visco-plastique, et son influence sur la surcharge des fibres voisines, (iii) une meilleure estimation des coefficients de la loi de Weibull pour la résistance des fibres SiC, obtenues par des essais de fragmentation sur fibres unitaires. De plus, l'auteur s'intéresse aux surcontraintes générées dans les fibres autour d'un 2-plet (cluster de deux fibres rompues). Pour cela, il s'appuie sur les études de (González and Llorca, 2001), qui proposent une formulation analytique basée sur une méthode de superposition : la surcharge induite par les deux fibres rompues est répartie entièrement sur le premier anneau seulement des fibres environnantes, selon des considérations géométriques, *Figure III-10* : les fibres de type B ont deux fibres rompues voisines, pour cela elles prennent le double de la surcharge des fibres de type A, qui ont seulement une fibre rompue voisine.

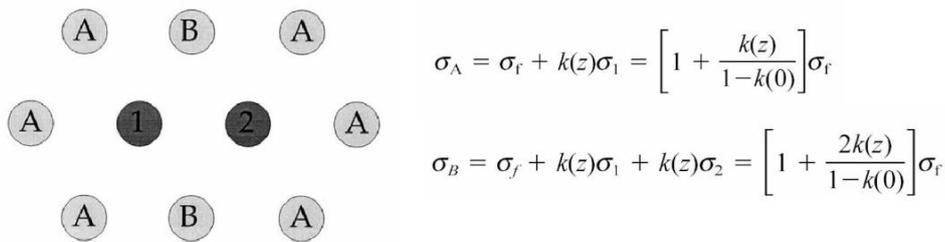


Figure III-10 : Principe de la méthode de superposition utilisée pour calculer la surcontrainte dans les fibres voisines (fibres A et B) d'un 2-plet (fibres rompues 1 et 2). Le facteur $k(z)$ modifie la surcontrainte en fonction de la distance axiale du plan de rupture z . Il est maximal pour $z=0$ ($k(0)$). (González and Llorca, 2001)

(Rousset, 2008) modifie ce critère pour prendre en compte l'historique de chargement et la présence d'éventuelles zones de plasticité localisées dans la matrice. Pour cela, il introduit un coefficient qui

¹⁴ Les modèles à zones cohésives permettent de modéliser l'amorçage et la propagation de fissures à travers l'utilisation combinée de critères en contrainte et des critères en énergie. (Elices et al., 2002)

¹⁵ SIRCUD : Simulation de la Rupture d'un Composite UniDirectionnel. (Legrand, 1997; Molliex, 1995; Rousset, 2008)

dépend du caractère visco-plastique de la matrice dans des formules analytiques dérivées de celles de (González and Llorca, 2001).

Le modèle « Hierarchical Scaling Law » (HSL) de (Pimenta and Pinho, 2013), pour la prévision de la résistance longitudinale à rupture d'un UD à fibres longues a été étendu à des chargements de fatigue axiale par (Alves and Pimenta, 2018a), pour la prévision des courbes S-N. Il s'agit d'un modèle analytique, qui se base sur un principe de rupture en cascade d'un bloc de fibres de dimension de plus en plus grande, selon un processus récursif illustré sur la *Figure III-11*. La théorie du maillon le plus faible est utilisée pour modéliser la rupture des fibres, et une approche de type SLM est utilisée pour modéliser le transfert de charge d'une fibre rompue à la voisine, passant par le cisaillement de la matrice. La décohésion, modélisée au moyen de zones cohésives, progresse en fatigue suivant une loi de Paris. Par conséquent, la longueur inefficace et la longueur de surcharge des fibres voisines augmentent avec le nombre de cycles. Ceci augmente la probabilité de rupture des fibres voisines en fatigue. Le modèle peut être utilisé pour différentes fibres/matrices, à condition de connaître certains paramètres caractéristiques des constituants (loi de Weibull pour la fibre, taux de restitution de l'énergie critique et loi de progression en fatigue de la décohésion, etc.). Les auteurs ont fait une étude paramétrique sur les paramètres d'identification du modèle. Pour certaines valeurs de ces paramètres, on observe un bon accord entre la courbe S-N donnée par le modèle et celle expérimentale obtenue par (Meziere et al., 2005) pour un UD pultrudé en fibre de carbone. Cependant, les paramètres nécessaires à l'identification du modèle sont difficiles à connaître, parfois même pas disponibles dans la littérature. Ensuite, les simplifications importantes sur les mécanismes de transfert de charges faites par les modèles de type SLM (discutées précédemment) influencent la surcharge dans les fibres voisines, mécanisme principal d'endommagement de l'UD. De plus, l'étude s'est limitée à l'analyse d'une distribution spatiale idéalisée des fibres (*Figure III-11*) et ne prend pas en compte la variation du V_f . Enfin, le modèle se base sur l'accroissement d'un bloc de fibres rompues ; cette logique est en contradiction avec les observations de (Garcea et al., 2017), où aucun agrandissement de cluster dans son plan de rupture n'a été observé.

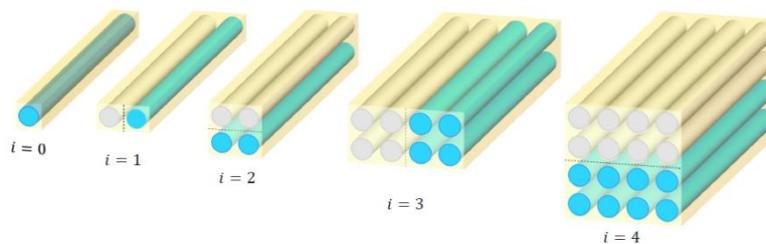


Figure III-11 : Principe d'accroissement d'un bloc de fibres rompues selon le modèle « Hierarchical Scaling Law » (HSL) de (Pimenta and Pinho, 2013) étendu à la fatigue par (Alves and Pimenta, 2018a).

Ce résumé a eu pour intention de donner au lecteur un aperçu bibliographique, non exhaustif, sur les travaux existants de modélisation des mécanismes de rupture de l'UD pilotée par la rupture des fibres en traction, en quasi-statique et en fatigue. Il existe des modèles analytiques pour la prévision de la résistance à rupture et de la durée de vie qui essaient d'estimer l'évolution du nombre de fibres rompues au sein de l'UD. D'un autre côté, il existe des modèles numériques aux EF pour la compréhension fine des mécanismes. Ils permettent une meilleure modélisation des constituants (fibre/matrice) et une meilleure représentation de leurs interactions (par rapport aux modèles analytiques). Cependant, ces études ne semblent pas encore capables de prendre en compte la complexité des interactions entre les mécanismes engendrés par les ruptures des fibres : décohésion et frottement entre les parties

décohésionnées, plasticité de la matrice, pic de surcontrainte au bord de fibre, rupture coplanaire de plusieurs fibres, etc. De plus, il n'existe pas encore un vrai consensus sur la stratégie de passage d'échelle du VER endommagé à la rupture macroscopique de l'UD.

III. 2. OBJECTIFS DE LA MODELISATION

III. 2. 1. Scenario d'endommagement et rupture

On fait maintenant un point sur le scenario d'endommagement et rupture en fatigue, afin de définir les objectifs de la modélisation. Pour cela, on propose le schéma de la *Figure III-12*. On s'appuie sur des considérations issues de l'analyse bibliographique précédente, et sur les résultats expérimentaux obtenus dans ces travaux de thèse.

Un certain nombre de fibres rompues isolées a été observé par (Garcea et al., 2016) dès le premier cycle, pour une contrainte $\sigma_L^{\text{MAX}} = 0.8 \sigma_L^{\text{R}}$ (probablement à cause de la dispersion statistique de la contrainte à rupture des fibres). (Garcea et al., 2016) ont également observé que le nombre de fibres rompues uniques, 1-plet, augmente en fatigue, et qu'il est considérablement plus grand que sous sollicitation quasi-statique, à même σ_L^{MAX} . Par contre les auteurs n'ont pas constaté d'augmentation significative en fatigue des clusters de i -fibres rompues, avec $i > 1$, par rapport au cas quasi-statique. D'un autre côté, des nouveaux clusters plus grands apparaissent avec des chargements σ_L^{MAX} plus élevés (en statique et en fatigue). Ces observations sont limitées à une zone d'observation restreinte, sous certaines conditions d'essais : plis à 0° dans un stratifié $[90\ 0]_s$ avec entaille. Toutefois, elles semblent quand même cohérentes avec les conclusions sur l'analyse de l'émission acoustique de la campagne d'essais menée dans ces travaux de thèse sur le stratifié unidirectionnel (*Chapitre II*). On rappelle que la technique de l'émission acoustique utilisée dans ces études est plus sensible à la détection des clusters et moins aux ruptures de fibres isolées (*II. 4*). Dans ce contexte, nous avons vu que la rupture en fatigue intervient de que une certaine valeur du logarithme de l'énergie acoustique cumulée est dépassée. L'influence de la contrainte σ_L^{MAX} sur l'énergie cumulée a également été discutée. Ces considérations suggèrent un scenario selon lequel le phénomène de formation des clusters semble peu sensible aux effets de fatigue, mais a plutôt une dynamique instable et rapide qui dépend essentiellement de la contrainte σ_L^{MAX} .

La même dynamique caractérise la rupture explosive de l'UD, également en quasi-statique et en fatigue. De plus, les faciès de rupture en fatigue présentent également une structure hiérarchique organisée en clusters comme celles en quasi-statique (*II. 11. 4*). En quasi-statique, le phénomène déclenchant la rupture du composite est soupçonné être la formation d'un cluster d'une taille « critique » (Harlow and Phoenix, 1981; Mahesh et al., 2002; Swolfs et al., 2015c; Wisnom and Green, 1995), dont le nombre caractéristique de fibres rompues n'est pas encore connu. Tout d'abord, il faudrait vérifier l'existence du cluster de taille critique, prévu pour le moment seulement par des modèles et jamais observé expérimentalement (à cause des contraintes pratiques liées au temps nécessaire pour effectuer une micro-tomographie). Si ce phénomène de rupture instable est effectivement responsable de la rupture explosive de l'UD, il faudrait comprendre pourquoi et sous quelles conditions il a lieu aussi en fatigue, pour des chargements inférieures à la contrainte à rupture quasi-statique, après un certain nombre des cycles. Une explication peut être proposée sur la base des considérations expérimentales discutées précédemment : l'augmentation de fibres rompues causée par la progression en fatigue de la décohésion

(III. 1), pourrait amener à une certaine valeur « critique » de densité volumique des fibres rompues dans le matériau. Ceci amorcerait ensuite le phénomène de rupture instable. Enfin, les résultats du *Chapitre II* font penser que cet enchaînement de mécanismes se développerait plus vite avec des grandes amplitudes de chargement, à iso- σ_L^{MAX} , car la durée de vie diminue. Ceci peut par ailleurs expliquer l'augmentation de l'échauffement de l'éprouvette constaté avec l'augmentation de l'amplitude (cf. section II. 8).

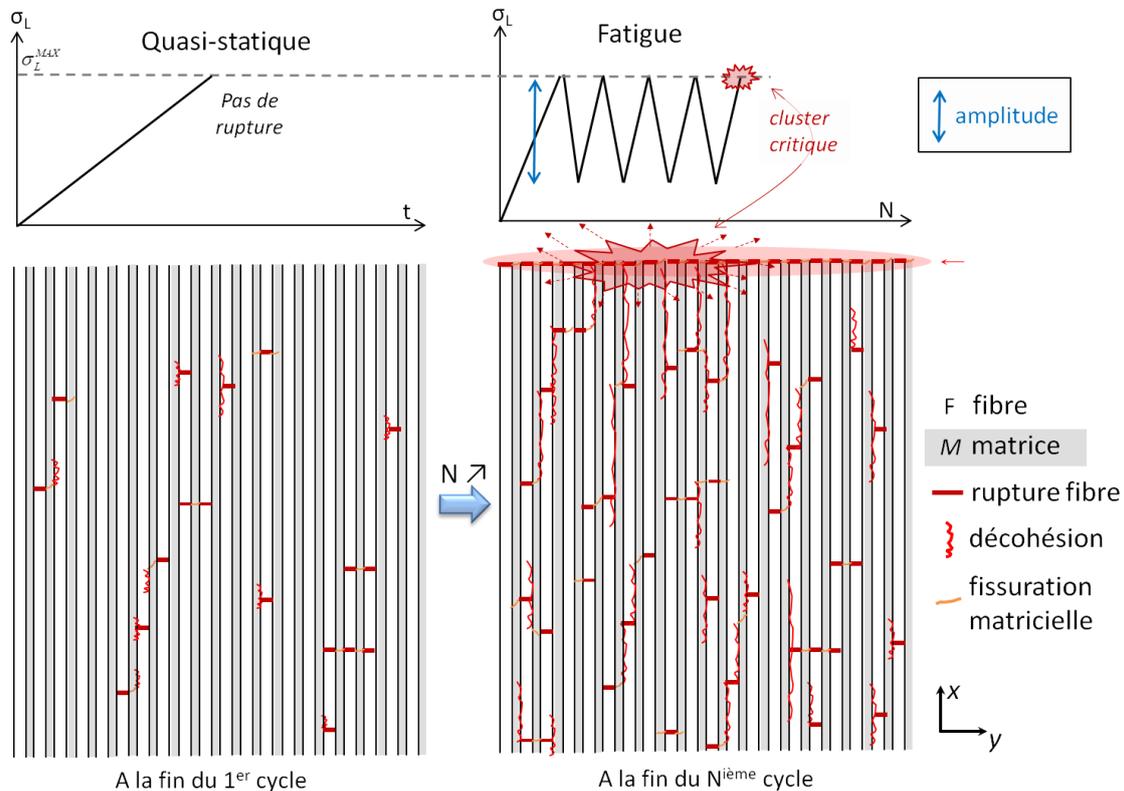


Figure III-12 : Scenario d'endommagement et rupture de l'UD sous chargement cyclique de traction longitudinale.

Un bref aperçu du scénario d'endommagement et rupture de l'UD sous chargement de traction axiale a été donné ; les travaux de modélisation à l'échelle microscopique menés dans cette thèse s'inscrivent dans ce cadre. Les motivations de ces travaux sont définies dans la section suivante.

III. 2. 2. Motivations de la modélisation

On veut étudier les mécanismes d'endommagement et rupture à l'échelle microscopique, et leur évolution en fatigue, qui ont lieu dans l'UD sous chargement de traction axiale. On s'intéresse surtout aux ruptures de fibres (endommagement critique pour l'UD), et sur la manière dont elles sont influencées par la décohésion. Par l'étude bibliographique, on a vu que la surcharge des fibres voisines sur une fibre rompue est le mécanisme clé dans ce contexte. Un premier objectif consiste à identifier le profil de surcontraintes dans les fibres surchargées, et la manière dont elles sont influencées d'une part par la distance inter-fibre et d'autre part par la loi de comportement de la matrice. Ensuite, la détermination de la contrainte dimensionnante à rupture des fibres surchargées est essentielle pour les modèles de prévision de durée de vie. On a vu que la littérature sur le sujet n'est pas restreinte : certains auteurs prennent la moyenne de la contrainte sur la section, d'autres la contrainte au centre de la section, ou encore la moyenne de la contrainte sur une tranche de fibre d'épaisseur variable. Il ne semble pas y avoir de consensus dans la bibliographie. On essaiera de répondre à cette question au

travers d'une approche basée sur la mécanique de la rupture des matériaux fragiles. Ensuite, nous nous intéressons aux clusters : il y a peu d'études en littérature (plutôt analytiques) sur les surcontraintes générées dans les fibres voisines d'un cluster. Cet aspect sera donc également traité. De plus, le fait que seuls des clusters de petite taille ont été observés, et qu'ils ne s'agrandissent pas (dans le même plan), nous amène à nous interroger sur les mécanismes d'arrêt de la croissance d'un cluster. Par ailleurs, les observations de i -plet avec $i > 2$ sont bien moins nombreuses que celles de fibres rompues uniques (1-plet). D'un autre côté, il y a de nombreux 1-plet adjacents, rompus sur des plans différents, dont les plans de rupture sont liés par une décohésion. On voit donc bien que deux mécanismes d'interaction de ruptures de fibres coexistent : c.à.d. rupture coplanaire de plusieurs fibres ou rupture de fibres adjacentes sur différents plans liées par une décohésion. Nous allons donc essayer d'établir les conditions qui font qu'à partir d'une fibre rompue, un mécanisme plutôt qu'un autre est privilégié. Cet aspect est, à notre connaissance, peu approfondi dans la littérature. Concernant la décohésion, l'influence du chargement cyclique et de l'amplitude du chargement sera discutée, en lien avec le comportement de la matrice, pour comprendre pourquoi la durée de vie diminue pour des grandes amplitudes de chargement, à iso- σ_L^{MAX} . Enfin, sachant que la rupture des fibres en traction obéit à une loi de Weibull, une approche probabiliste sera proposée pour évaluer l'augmentation de la probabilité de rupture des fibres voisines en fatigue.

La méthode des éléments finis est bien adaptée pour modéliser ces phénomènes : nous allons nous orienter vers un modèle numérique basé sur un VER à l'échelle microscopique qui permet de modéliser explicitement les constituants (fibre/matrice) et de représenter proprement leur interaction.

III. 3. CHOIX ET JUSTIFICATION DES HYPOTHESES DE LA MODELISATION

III. 3. 1. Description du Volume Élémentaire représentatif (VER)

Le VER utilisé dans cette modélisation est ici présenté. Son architecture est inspirée par l'étude bibliographique de la section III. 1, et en particulier par les travaux de (Blassiau, 2005). Il répond au besoin de représenter le comportement et la réponse mécanique du matériau quand il est soumis aux phénomènes d'endommagement et rupture décrits dans la section précédente.

Le VER choisi est composé de 30 fibres noyées dans la matrice (*Figure III-13*). Les fibres ont un diamètre constant et égal à 7 μm . Ce choix, justifié par les observations microscopiques montrées dans la section II. 11. 1, est courant dans la littérature afin de modéliser des fibres de carbone de qualité aéronautique (comme la T700). Comme (Blassiau, 2005), la distribution des fibres est choisie hexagonale régulière. Dans une configuration sans endommagement, cette distribution crée un matériau homogénéisé isotrope transverse. Cette configuration idéalise ce qui peut exister dans la réalité où l'arrangement des fibres est aléatoire (II. 11. 1). Toutefois on estime que cette configuration régulière est la moyenne autour de laquelle les autres configurations évoluent et que les variations induites par le caractère aléatoire de l'arrangement des fibres sont du second ordre. Plus en détail, on s'appuie sur les travaux de (Swolfs et al., 2015c), ayant montré qu'à iso- V_f , les différences de déformation à rupture dans le sens des fibres d'un UD, entre une distribution hexagonale et aléatoire du VER, sont négligeables (moins de 2%). Leurs résultats sont issus d'une modélisation des fibres avec des éléments finis de type poutres (2D) : ils supposent que la surcharge d'une fibre rompue sur les voisines se distribue de façon homogène sur la section ; de plus, ils ne prennent pas en compte la décohésion.

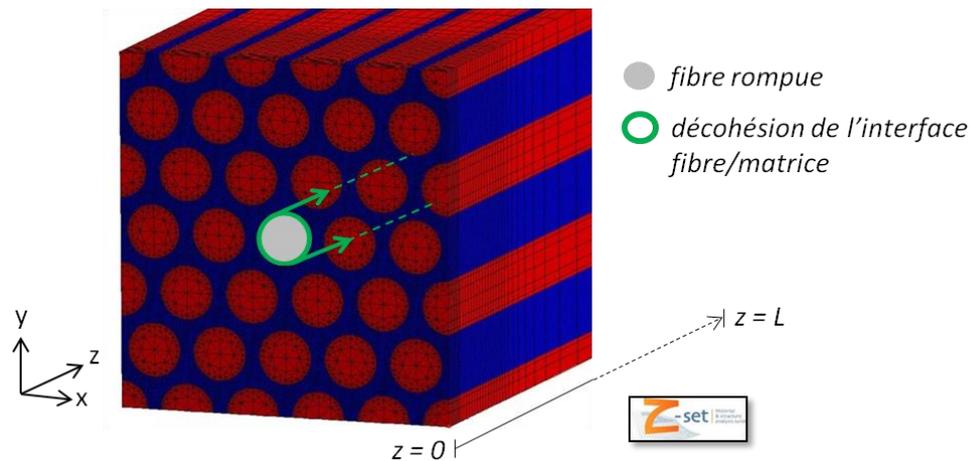


Figure III-13 : Extrait du VER ($V_f = 57\%$) composé par les fibres (rouge) et la matrice (bleu). Les deux constituants sont modélisés avec des prismes triangulaires 3D, d'ordre quadratique (éléments « c3d15r »).

Le choix du nombre de fibres est inspiré par les travaux de (Blassiau, 2005; Tavares et al., 2016). Un nombre minimal de fibres a été choisi afin de pouvoir imposer une rupture de plusieurs fibres sur le même plan, c.à.d. un cluster, sans avoir des effets artificiels de surcontraintes générées à cause des conditions aux limites appliquées sur les bords. En fait, le VER est périodique dans les directions x et y (plan transverse), mais pas dans la direction de l'axe des fibres, z , où aucune condition périodique n'est imposée. On crée de l'endommagement (rupture de fibres, décohésions) seulement sur les fibres centrales du VER, et on va s'assurer que celles sur les bords ne soient pas affectées par des surcontraintes conséquentes. Dans ce contexte, la taille du cluster est le facteur dimensionnant, car la rupture coplanaire de plusieurs fibres génère le plus de surcontraintes (ceci sera discuté plus en détail dans la section III. 5). Le nombre de fibres choisi (30 fibres) nous permet de modéliser correctement les effets d'un cluster d'une taille maximale de 4 fibres, ceci étant la taille du plus grand cluster observé par la micro-tomographie discuté dans la section II. 11. 1. L'Annexe B donne des compléments d'information sur les conditions de périodicités utilisées.

Pour ce qui concerne les conditions aux limites, les nœuds sur le plan $z=0$ ont les composantes de déplacement u_z nulles (condition de symétrie). Un déplacement u_z est imposé sur les nœuds dans le plan $z = L$, afin de mettre le VER sous traction (Figure III-14). La longueur L est choisie en fonction de la longueur inefficace des fibres rompues. En effet, comme discuté dans la section III. 1, une fibre rompue nécessite une certaine longueur axiale afin de reprendre la valeur de la contrainte de référence ; cette longueur augmente avec la longueur de décohésion. La décohésion maximale utilisée pour les calculs est de $65 \mu\text{m}$; cette valeur est mesurée à partir du plan de rupture de la fibre, $z=0$ (Figure III-15). En raison de la symétrie du problème, ceci correspond à une longueur totale de $130 \mu\text{m}$, qui, à notre connaissance, est la longueur maximale de décohésion mesurée dans la littérature (Goutianos and Peijs, 2001). Dans cette situation, on a constaté qu'une longueur du VER de $L = 276 \mu\text{m}$ (Figure III-15) est suffisante afin que toutes les fibres atteignent au loin la contrainte de référence¹⁶, pour les trois V_f utilisés.

¹⁶ La contrainte engendrée seulement par le déplacement imposé, sans l'influence de l'endommagement.

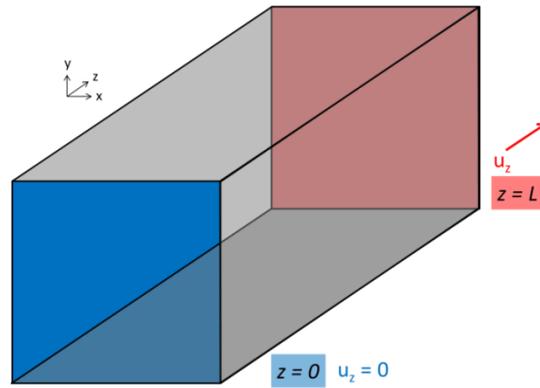


Figure III-14 : Conditions aux limites du VER

Les calculs ont été effectués pour trois V_f différents: (i) 77%, (ii) 57% et (iii) 37%. Le premier modèle ($V_f = 77\%$) comporte une distance inter-fibres de $8\ \mu\text{m}$ (distance entre centres des fibres voisines). En fait, dans la micro-tomographie discutée dans la section II. 11. 1, 80% des fibres ont leur plus proche voisine à moins de $8\ \mu\text{m}$ (Figure II-38). Le deuxième modèle présente le taux volumique moyen du composite ($V_f = 57\%$) ; il est donc représentatif des propriétés homogénéisées du matériau. Enfin, les zones du matériau à faible densité de fibres (situées aux interfaces entre les plis et observées dans la micro-tomographie discutée dans la section II. 11. 1) ont un V_f autour de 35~40% ; ainsi, une valeur approximative de 37% a été choisie.

Concernant l'endommagement, seules la rupture des fibres et la décohésion de l'interface sont modélisées. (Swolfs et al., 2015a) ont montré que l'influence de la fissuration matricielle sur la résistance à rupture d'un UD est négligeable. La fissuration matricielle et en général le caractère endommageable de la matrice sont négligés dans ces travaux de thèse et pourraient être une perspective de l'étude. Enfin, les nodules thermoplastiques présents dans la matrice (Figure II-37 a), pour dévier et ralentir les fissures (Garcea, 2015), ne sont pas modélisés.

Une rupture de fibre est modélisée par dédoublement de nœuds, ou par condition de bord libre si la rupture se produit dans les sections extrêmes du VER. Le dédoublement des nœuds à l'interface fibre/matrice est la technique utilisée également pour modéliser la décohésion, dont la longueur peut varier graduellement (en vert sur la Figure III-15). Le maillage (de toutes les fibres et de la matrice) est plus fin à proximité (i) du plan de rupture d'une fibre, (ii) du début et (iii) de la fin de la décohésion d'une fibre rompue, comme montré sur les Figure III-15 et Figure III-16. Pour cela, à iso- V_f , des longueurs de décohésion différentes impliquent des maillages différents. Toutefois, afin de comparer proprement les résultats des calculs, il a été fait en sorte d'avoir une finesse de maillage similaire dans les zones de surcontrainte.

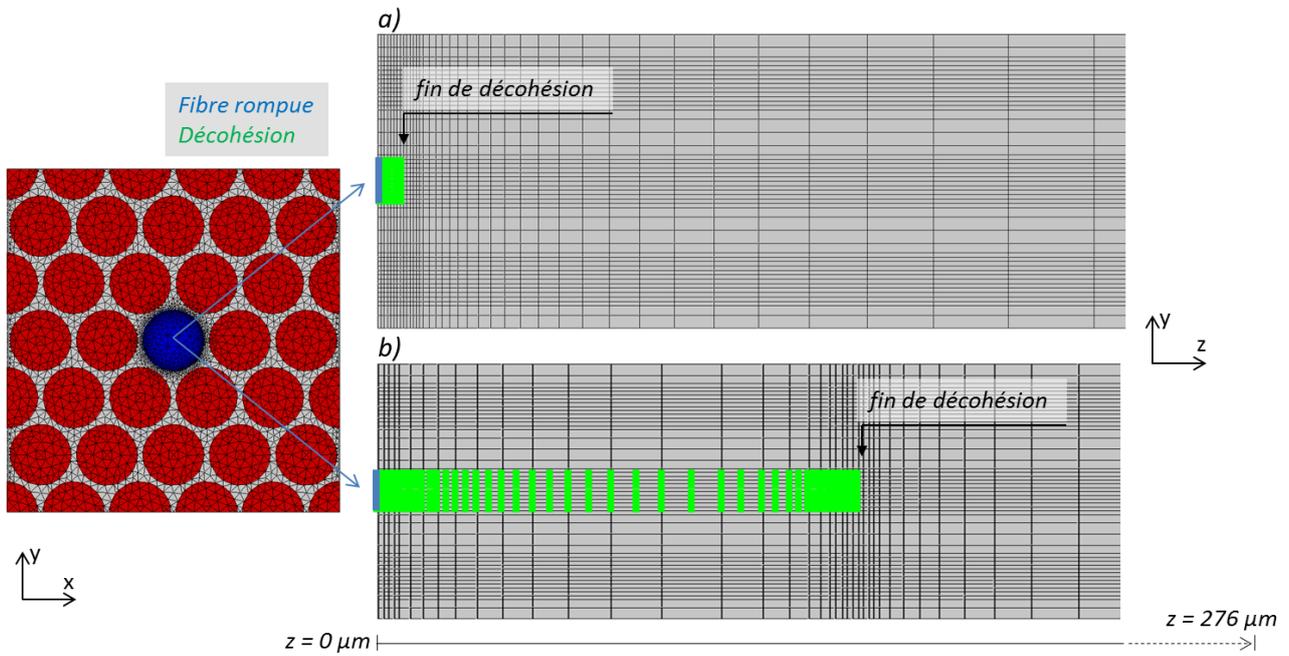


Figure III-15 : Rupture de fibre et décohesion modélisées dans le VER.

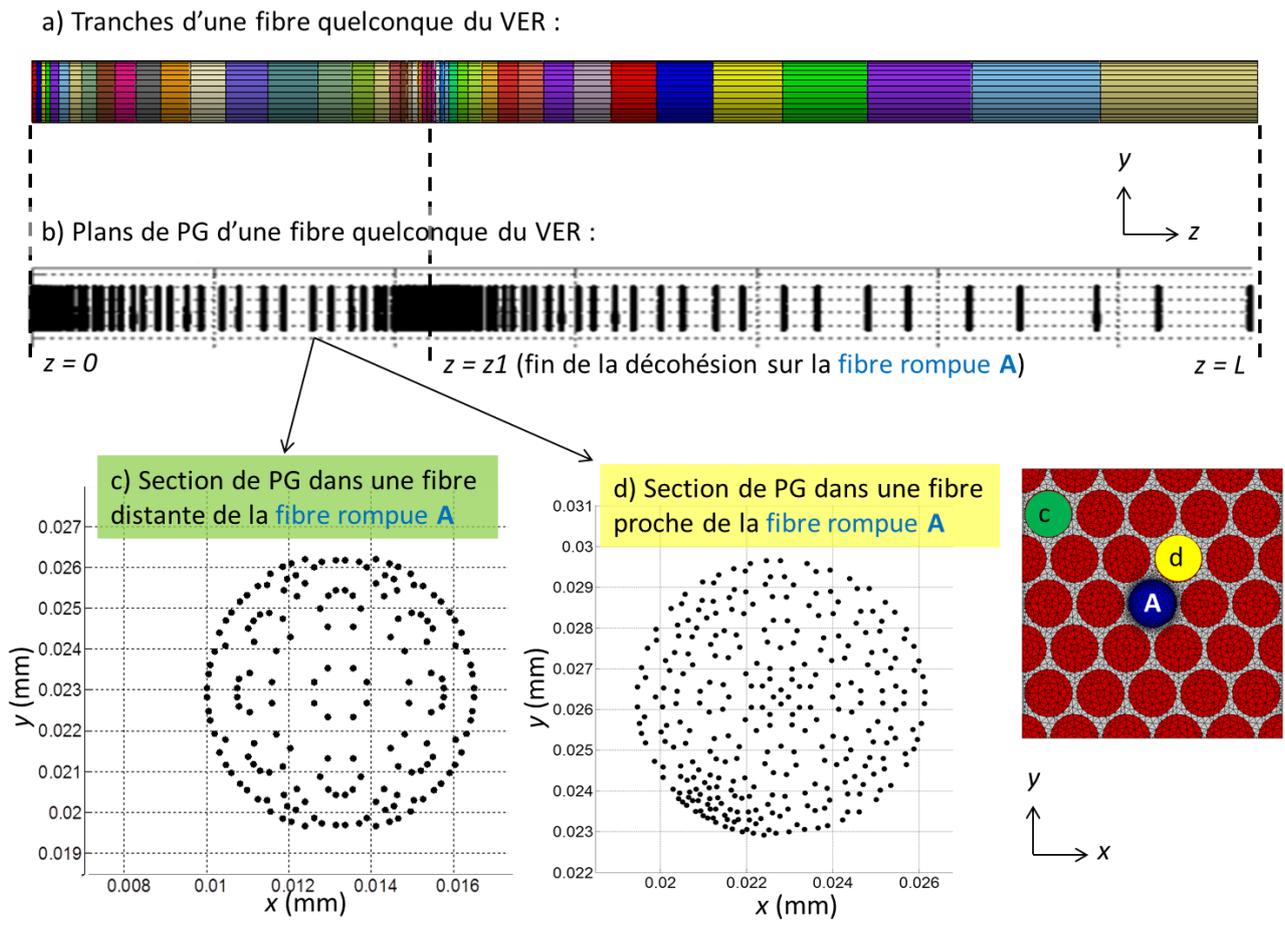


Figure III-16 : Structure du maillage du VER ; a) fibre divisée par tranches selon la direction axiale ; b), c), et d) répartition des Points de Gauss (PG) dans la section des fibres.

Concernant le calcul des contraintes dans les fibres, deux méthodes sont utilisées. Sachant que le VER est subdivisé en tranches dans la direction z (*Figure III-15* et *Figure III-16*), une première façon consiste à calculer la contrainte moyenne dans chaque tranche de fibres : la moyenne est faite sur tous les éléments composant la tranche. Toutefois, il faut remarquer que les tranches n'ont pas toutes la même longueur axiale, le maillage est raffiné au voisinage d'une rupture de fibre ou de la fin d'une décohésion (*Figure III-16 a*). De plus, cette méthode lisse considérablement les surcontraintes présentes au bord des fibres (ce point sera discuté en détail dans les sections suivantes). Pour ces raisons, la deuxième méthode, plus originale par rapport à la littérature, consiste à analyser directement les contraintes aux points d'intégrations (ou PG, Points de Gauss ; *Figure III-16 b, c* et *d*). Le code EF utilisé pour les maillages et pour les calculs, ZéBuLoNTM (Mines ParisTech et ONERA, 2018), offre cette possibilité.

Les lois de comportement utilisées pour la fibre et la matrice seront discutées dans la section suivante.

III. 3. 2. Lois de comportement utilisées pour les constituants

Cette section présente les lois de comportement utilisées pour la fibre et pour la matrice, et les paramètres utilisés pour les calculs EF. Une identification précise du comportement de la fibre T700GC et de la résine M21 n'est pas l'objet de cette étude. Il s'agit seulement d'analyser l'influence de certains paramètres clés et de dégager des tendances générales du comportement. Pour cela, les paramètres choisis servent uniquement à décrire de façon qualitative et simple la réponse mécanique d'une fibre de carbone et d'une matrice époxy de qualité aéronautique, tout en étant suffisamment représentatifs des vrais constituants du matériau (T700GC/M21).

Fibre

La fibre est modélisée avec un comportement isotrope transverse, linéaire élastique. Le module longitudinal E_T , selon l'axe de la fibre, et le module transverse E_T sont reportés dans le *Tableau III-1*. Les valeurs utilisées sont inspirées des travaux de (Huchette, 2005) sur le même matériau. L'approche probabiliste, présentée plus loin dans ce chapitre, nécessite l'utilisation de paramètres de la loi de Weibull pour l'ajustement de la probabilité de rupture en traction. Or, dans ces travaux de thèse on a choisi une formulation de probabilité de rupture (fonction de répartition de la loi de Weibull) à deux paramètres, le paramètre d'échelle Σ et le paramètre de forme m , selon l'équation suivante :

$$P(\sigma_{33}) = 1 - e^{\left(-\frac{\sigma_{33}}{\Sigma}\right)^m} \quad \text{Équation 11}$$

σ_{33} ¹⁷ est la contrainte de traction axiale dans la fibre. Les valeurs de Σ et m sont reportées dans le *Tableau III-1*. Elles sont identifiées grâce aux essais de traction à rupture sur fibres unitaires de (Islam et al., 2018), dont les données sont montrées sur la *Figure III-17* (points noirs). La ligne noire représente l'ajustement de la loi de Weibull correspondante, obtenue avec l'*Équation 11*. Dans leurs travaux, (Islam et al., 2018) ne détaillent pas de quel type de fibre T700 il s'agit (« S », « G » ou « GC »...) ; par contre, ils précisent que la longueur des fibres testées est de 30 mm. En fait, la notion de volume est importante dans la loi de Weibull étant donné qu'une augmentation du volume augmente la probabilité de trouver un défaut, et donc augmente la probabilité de rupture. Afin d'apprécier qualitativement ce phénomène, sur la *Figure III-17* sont montrées également les données de (Chou, 2011) sur des fibres T700 sollicitées

¹⁷ Dans ce chapitre, on utilise l'indice « 33 » pour la composante du tenseur de contrainte selon l'axe de la fibre. Cette notation est couramment utilisée pour les modèles à l'échelle microscopique.

en traction (points gris), dont la longueur pour l'identification est de 25 mm. On voit que la réduction du volume induit un décalage vers des contraintes à rupture plus élevées ; l'ajustement de la loi de Weibull pour les données de (Islam et al., 2018) présente une valeur de contrainte médiane de 4 GPa, celui pour les données de (Chou, 2011) a une valeur médiane de 5.2 GPa. On a choisi d'utiliser les paramètres issus des données de (Islam et al., 2018) car il y a un nombre plus grand de points pour l'identification.

Par ailleurs, (Swolfs et al., 2015b) proposent une loi de Weibull « bimodale » qui comporte deux paramètres d'échelle et deux paramètres de forme, dans le but d'avoir une meilleure estimation de la probabilité de rupture des fibres. (Islam et al., 2018) utilisent une version modifiée de l'Équation 11, afin d'améliorer la qualité d'ajustement des données pour les basses valeurs de contrainte. Dans ces travaux de thèse, le choix d'utiliser une version plus basique de la loi de Weibull est issu du fait que l'Équation 11 permet une dérivation simple (et analytique) pour les changements de volume, opérations qui seront détaillées dans la section III. 10.

Fibre			
Paramètres mécaniques		Paramètres de la loi de Weibull	
E_L	220 GPa	Σ	4.43 GPa
E_T	15,6 GPa		
ν_{TT}	0,36	m	3.65
ν_{IT}	0.25		

Tableau III-1 : Paramètres mécaniques et de la loi de Weibull utilisés pour modéliser la fibre T700GC.

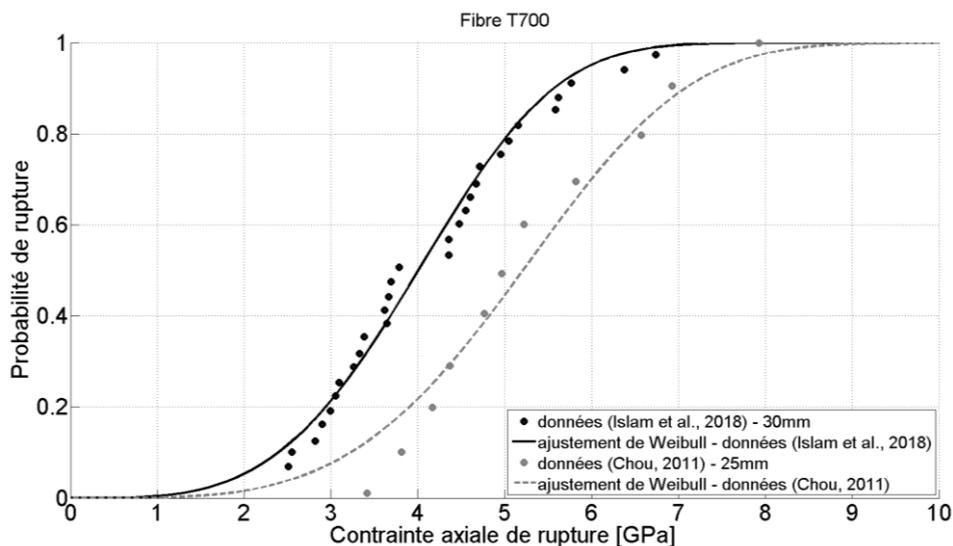


Figure III-17 : Probabilité de rupture sous contrainte de traction axiale pour deux différentes longueurs de fibre T700 (essais de traction sur fibres unitaires), et ajustement avec loi de Weibull (Équation 11).

Matrice

Nous n'avons pas trouvé suffisamment de données expérimentales pour l'identification du comportement en quasi-statique et en fatigue de la matrice M21. Nous nous sommes alors inspirés des travaux d'identification de (Nguyen et al., 2016; Shen et al., 2004; Tao and Xia, 2007) sur des matrices époxy avec un comportement similaire. Sous chargement de traction, ce type de matrice présente une rupture macroscopique fragile, pilotée essentiellement par des défauts de surface (Nguyen et al., 2016).

Toutefois, à l'échelle microscopique, elles ont localement des déformations plastiques importantes (Chevalier et al., 2016; Hobbiebrunken et al., 2005). (Chevalier et al., 2019, 2016) ont montré que le comportement en traction à l'échelle microscopique (celui que nous voulons modéliser) est phénoménologiquement similaire à celui macroscopique en compression. Pour ces raisons, on a utilisé les points noirs sur la *Figure III-18*, qui dérivent de (Nguyen et al., 2016) et concernent le comportement en compression d'une éprouvette de résine RTM6. Plus en détail, ces points correspondent à une vitesse de déformation de $1.4 * 10^{-6}$ s ; en fait, la matrice montre un comportement élasto-visco-plastique. La limite d'élasticité est très faible (<50 MPa). Il y a un premier durcissement pour une déformation autour de 0.1, suivi par un adoucissement jusqu'à une déformation d'environ 0.3. Enfin la matrice rentre dans une phase de durcissement important causée par l'étirement des chaînes du polymère (Nguyen et al., 2016).

Il s'agit d'un comportement assez complexe. Une approche progressive a été mise en place dans ces travaux de thèse, avec l'utilisation des trois lois de comportement différentes pour effectuer les calculs, toujours dans l'esprit de dégager des tendances générales et comprendre l'influence des paramètres clés. Dans chacune de ces lois, le matériau reste isotrope.

Loi linéaire élastique

Initialement, un comportement linéaire élastique a été utilisé, observable par la droite σ - ϵ rouge de la *Figure III-18* ; les paramètres correspondants sont reportés dans le *Tableau III-2*.

Loi viscoélastique

Dans le but d'avoir une estimation de la surcharge axiale des fibres engendrée par la relaxation de la matrice par effet visqueux, on propose une loi de Maxwell généralisée très simple, avec un seul mécanisme visqueux (Besson et al., 2010), caractérisé par un temps caractéristique de relaxation τ . Quatre différentes valeurs de τ ont été testées afin de dégager les tendances (*Tableau III-2*). La valeur plus grande, $\tau = 500$ s, correspond environ à la durée des simulations de fatigue effectuées (*III. 9*). Les autres valeurs sont de plus en plus petites, comportant des temps de relaxation du matériau de plus en plus rapides. Sachant que la viscosité est supposée agir essentiellement sur la partie déviatorique (cisaillement), on a choisi un G relaxé (G_∞) significativement plus faible que celui élastique. La valeur de G_∞ est choisie arbitrairement afin d'avoir une relaxation importante de la matrice. Cette valeur peut être interprétée comme le module de cisaillement correspondant à un temps de chargement infini.

Loi élastoplastique

Enfin, on a voulu reproduire un comportement qui devient plastique à partir d'une contrainte très faible (et qui comporte donc des déformations résiduelles), et qui présente un durcissement final (phénomène d'étirement de chaînes), pour être représentatif d'une matrice époxy à l'échelle microscopique. On a donc construit une loi avec le nombre minimal d'ingrédients nécessaires pour modéliser cela. Tout d'abord, un simple critère de plasticité isotrope de Von Mises est utilisé, avec une limite d'élasticité $R_0 = 35$ MPa identifié sur les points de la *Figure III-18*. Ensuite, on a introduit une loi d'écrouissage cinématique avec recouvrance dynamique de type Armstrong et Frederick (Armstrong and Frederick, 1966) typiquement utilisé pour ces types de résines. L'introduction d'un terme de restauration (ou recouvrance) dynamique fait évoluer la contrainte de rappel (Chaboche, 2008) : « C » est la valeur du module d'écrouissage initiale et « D » est la valeur de la contrainte de rappel à saturation. Enfin, une loi d'écrouissage de Gent est utilisée pour modéliser le durcissement de la matrice aux grandes déformations (Horgan, 2015). Il y a deux paramètres : (i) E_G , module d'écrouissage de Gent et (ii) I_m , valeur maximale que le premier invariant du tenseur de Cauchy-Green gauche (utilisé pour les

grandes déformations) peut atteindre. En pratique, ce dernier paramètre recrée le comportement asymptotique à grandes déformations observable sur la *Figure III-18*. Enfin, ce mélange de lois génère la courbe bleue sur cette figure ; les valeurs de paramètres choisis sont reportées dans le *Tableau III-2*.

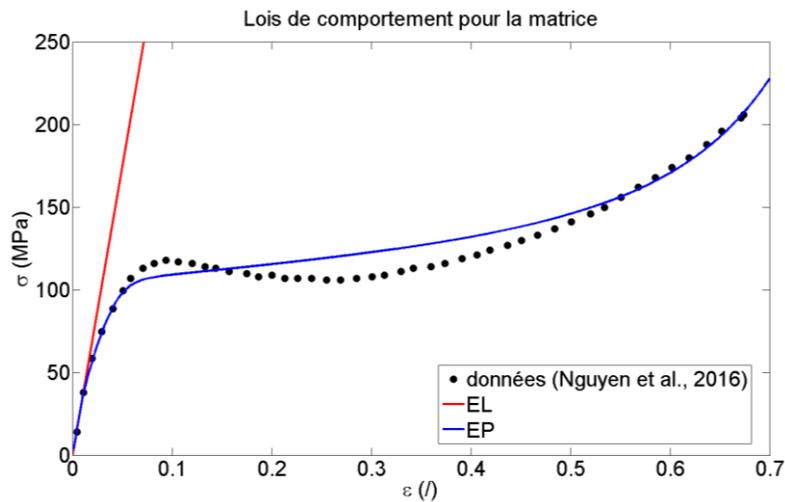


Figure III-18 : Données de (Nguyen et al., 2016) sur le comportement quasi-statique de la résine RTM6 pour une vitesse de déformation de $1.4 \cdot 10^{-6}$ s (points noirs). Loi de comportement élastique (« EL ») et élastoplastique (« EP ») utilisées dans les simulations.

Propriétés mécaniques de la matrice					
Modèle élastique		Modèles viscoélastiques		Modèle élastoplastique	
E_0	3500 MPa	E_0	3500 MPa	E_0	3500 MPa
G_0	1250 MPa	G_0	1250 MPa	G_0	1250 MPa
		G_∞	200 MPa	R_0	35 MPa
		τ	1 s	C	6800 MPa
			10 s	D	97 MPa
			100 s	E_G	40 MPa
			500 s	I_m	5.35

Tableau III-2 : Propriétés mécaniques de la matrice pour les trois lois de comportement utilisées dans les simulations.

L'écroûissage cinématique conduit à un cumul de déformation résiduelle sous certains types de chargement cyclique : la quantité de déformation résiduelle cumulée dépend de l'amplitude du chargement cyclique. Ce phénomène est connu comme « effet rochet » (Lemaître and Chaboche, 1985). Afin d'apprécier qualitativement ce phénomène, et n'ayant pas des données expérimentales sur le cumul des déformations résiduelles en fatigue de la matrice M21, on a simplement regardé ce que la loi de comportement élastoplastique choisie donne sous chargements cycliques. Un chargement cyclique uniaxial avec $\sigma_L^{MAX} = 80$ MPa a été appliqué : ceci correspond à 80% de la résistance en traction identifiée par (Nguyen et al., 2016). Différents rapports de charge R ont été testés. Les courbes σ - ϵ correspondantes sont tracées sur la *Figure III-19*. Pour avoir un cumul de déformation résiduelle (effet de rochet) il faut que l'amplitude de chargement soit supérieure à 2 fois la limite d'élasticité. Celle-ci se déplace dans l'espace des contraintes, car l'écroûissage est cinématique. Une amplitude plus grande comporte un cumul de déformation résiduelle plus grand. Si l'amplitude de chargement est trop faible (inférieure à 2 fois la limite d'élasticité), il y a adaptation : le cumul de déformation progressive s'arrête en un cycle (« cycle élastoplastique stabilisé »), car le matériau ne sort pas de sa limite d'élasticité. C'est le cas de $R=0.5$ par exemple. Il y a adaptation également si la contrainte est alternée symétrique ($R=-1$) : dans ce cas, il n'y a pas d'effet rochet car le parcours fait en traction est compensé exactement par celui

fait en compression (car le critère de plasticité de Von Mises est symétrique dans l'espace des contraintes). Enfin, ces simulations montrent le rôle de l'amplitude du chargement cyclique sur le cumul des déformations résiduelles, quand une telle loi élastoplastique est utilisée pour modéliser le comportement de la matrice. Les déformations résiduelles augmentent pour des grandes amplitudes, à même σ_L^{MAX} (sauf dans le cas de contrainte alternée symétrique).

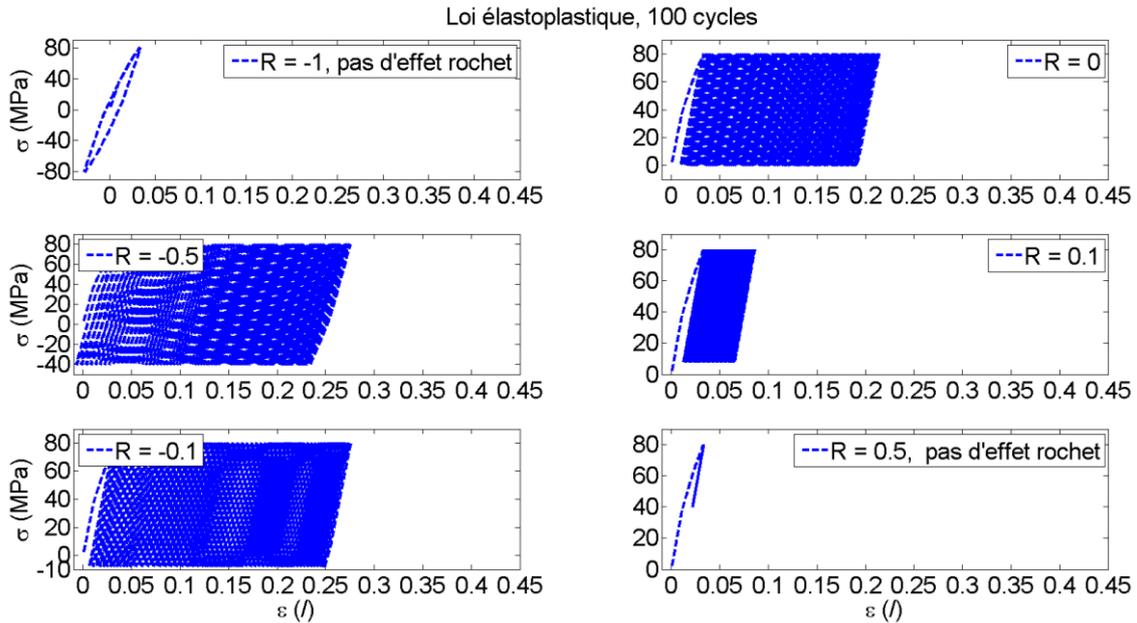


Figure III-19 : Cumul de déformations résiduelles obtenu par la loi élastoplastique (Tableau III-2) sous chargement cyclique de traction axiale longitudinale. Contrainte cyclique maximale de 80 MPa. 100 cycles.

L'utilisation d'un critère d'écoulement plastique non symétrique (choix plus courant dans la littérature pour les polymères, car ils montrent une limite d'élasticité en compression plus grande, en valeur absolue, que celle en traction) aurait amené à de l'adaptation pour un rapport de charge légèrement différent de $R=-1$; toutefois cela aurait compliqué l'implémentation de la loi. Plus de détails sont fournis dans (Chaboche, 2008). Compte-tenus des objectifs qualitatifs de la simulation, on accepte ces simplifications. L'adoption d'un critère de plasticité asymétrique pourrait faire partie des perspectives de cette étude, couplé à une étude expérimentale du comportement de la matrice M21, pour améliorer la loi de comportement de la matrice et identifier le cumul des déformations résiduelles en fatigue.

III. 4. ESTIMATION DE LA SURCONTRAINTÉ AU BORD DE LA FIBRE VOISINE

Nous allons étudier le profil de surcontraintes σ_{33} dans une fibre, généré par la rupture en traction d'une fibre voisine. Nous nous intéressons également à la manière dont la rupture est influencée par la distance inter-fibre et par la loi de comportement de la matrice.

Un déplacement u_z est imposé au VER (sur le plan $z=L$, *Figure III-14*) tel qu'une contrainte de référence $\sigma_{33}^0 = 4900$ MPa soit générée dans les fibres. Il s'agit de la valeur à rupture en traction de la fibre T700G donnée par le fournisseur (Torayca, 2014) ; c'est une valeur qui se trouve entre les deux médianes de Weibull identifiées par (Chou, 2011) et par (Islam et al., 2018), *Figure III-17*. En tous cas, la valeur est indicative et son choix n'influe pas sur la démarche qui suit. Ensuite, une rupture de fibre est imposée dans le plan $z=0$; la fibre rompue est celle au centre du VER (*Figure III-15*). Cette situation génère des surcontraintes principalement dans le premier anneau des fibres autour de celle rompue. La *Figure III-20* montre les contraintes aux PG dans le plan $z=0$ des fibres surchargées. Les trois champs de contraintes sur cette figure correspondent à des calculs faits pour trois V_f différents (*III. 3. 1*) ; une loi de comportement élastique est utilisée pour la matrice (*Tableau III-2*). On voit que la section des fibres est soumise à un état hétérogène de contraintes axiales σ_{33} : elles sont plus grandes sur le bord des fibres les plus proche de la fibre rompue.

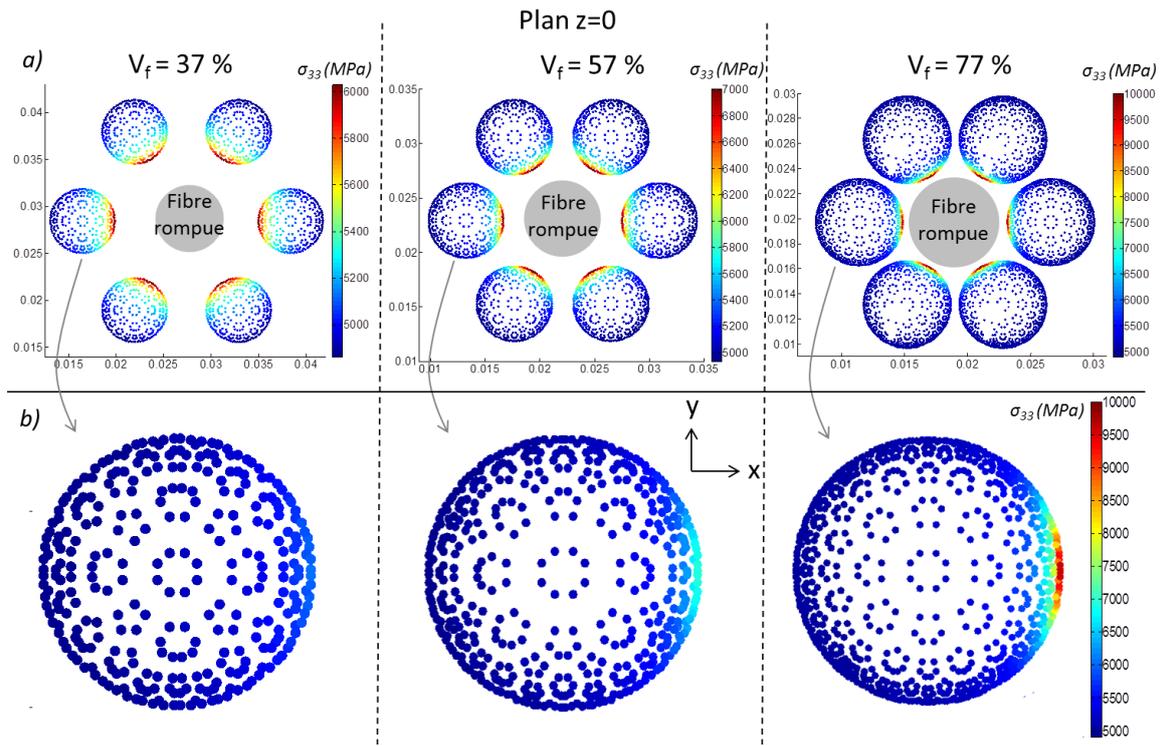


Figure III-20 : Surcontraintes σ_{33} aux PG dans les fibres voisines à une fibre rompue, dans le plan de rupture de la fibre ($z=0$), pour trois V_f différents. Matrice élastique (*Tableau III-2*).

La *Figure III-21* montre l'évolution de ces surcontraintes le long de l'axe de la fibre. On voit que le V_f influence les valeurs et la forme du champ de contraintes : plus la fibre rompue est proche, plus la surcontrainte est concentrée, même en direction z . Plus en détail, la *Figure III-21 a*) représente la contrainte axiale moyennée par tranches de fibres : il s'agit de la représentation classique qui se trouve dans la bibliographie. Par contre, la *Figure III-21 b*) montre les contraintes aux PG : on voit que, proche du plan de rupture $z=0$, pour $V_f = 77\%$ le pic de surcontraintes est environ 35% plus élevées que celui

pour $V_f = 57\%$; ce dernier étant plus grand d'environ 15% que celui pour $V_f = 37\%$. Ces différences sont très réduites quand on regarde les valeurs moyennées sur les tranches : elles descendent respectivement à 1.6% et 1.4%. Ceci est tout d'abord expliqué par le fait que l'opération de moyenne masque le pic de surcontrainte axiale qu'il y a sur le bord de la section des fibres surchargées ; de plus, comme une tranche a une longueur z donnée, la moyenne est faite aussi sur la direction z . A ce propos, sur la *Figure III-21* on voit que les surcontraintes diminuent rapidement en s'éloignant du plan de rupture $z=0$. Pour $z=L$ (pas montré sur la *Figure III-21*), elles tendent vers la contrainte de référence $\sigma_{33}^0 = 4900$ MPa. De la même façon, les différences entre calculs à différents V_f tendent à s'annuler pour $z=L$.

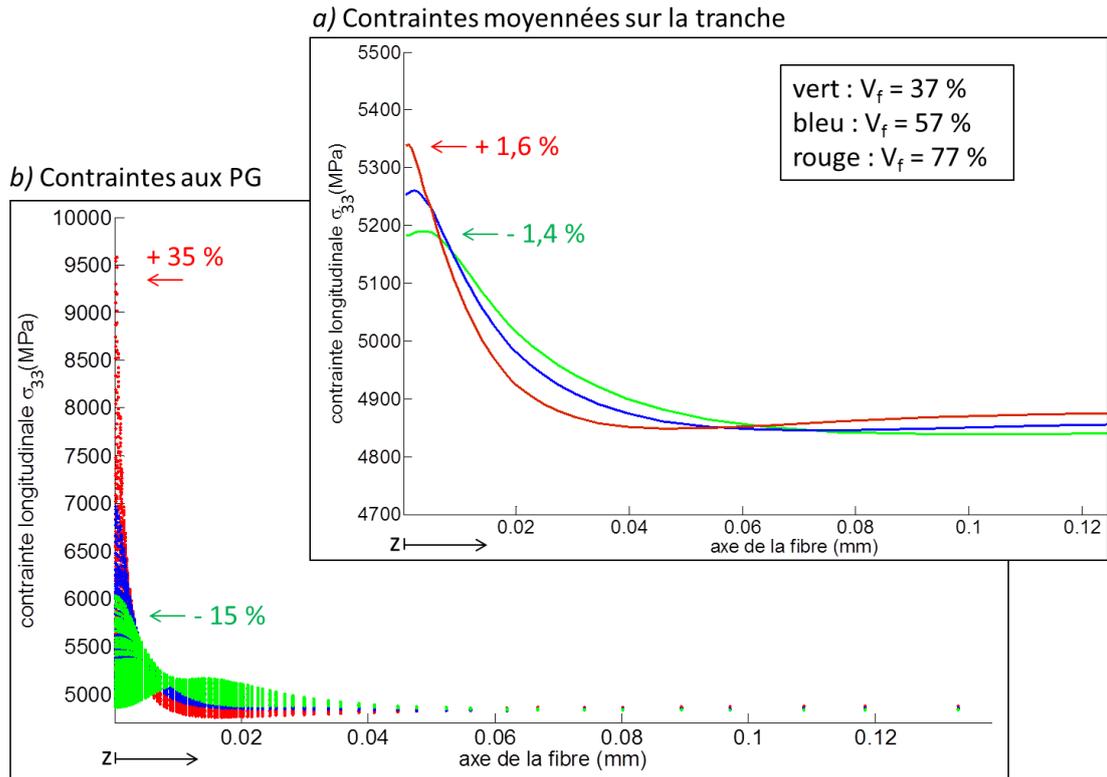


Figure III-21 : Evolution de la surcontrainte σ_{33} dans les fibres voisines à une fibre rompue, en fonction de l'axe des fibres z_f pour trois V_f différents. Différences en pourcentage par rapport au cas $V_f = 57\%$ (bleu). a) contraintes aux PG ; b) contraintes moyennées par tranches. Matrice linéaire élastique.

Dans la littérature, l'ordonnée de ces figures est généralement normalisée avec la valeur de contrainte de référence : c'est ainsi qu'on parle de facteur de surcontrainte « K » (cf. III. 1). Dans ces travaux de thèse, on préfère garder la valeur de contrainte en ordonnée et on explicite toujours la valeur de contrainte de référence. Cette dernière influence de façon non proportionnelle la surcontrainte dans les fibres quand les calculs sont faits avec la loi élastoplastique pour la matrice. De plus, visualiser les contraintes en ordonnée permet de faire directement le lien avec les valeurs de contrainte à rupture de la loi de probabilité de rupture de la fibre (*Figure III-17*). Toutefois, pour faire une comparaison avec ce qui est fait dans la littérature, on reporte dans le *Tableau III-3* les facteurs de surcontraintes maximaux, K_{MAX} , calculés pour les trois V_f . Ce facteur est calculé en divisant la valeur maximale de chaque courbe de la *Figure III-21* par la valeur de la contrainte de référence, en l'occurrence $\sigma_{33}^0 = 4900$ MPa. Les facteurs K_{MAX} pour les contraintes moyennées sur la tranche sont comparables avec ceux trouvés dans la littérature (Blassiau, 2005), obtenus par une modélisation aux éléments finis ; par contre l'utilisation de

modèles analytiques ou semi-analytiques engendre des facteurs plus grands que celui obtenu, par exemple, pour $V_f=57\%$ (Figure III-4, Figure III-6 et Figure III-7). Evidemment, les K_{MAX} calculés aux PG sont supérieurs, car ils arrivent à capter le pic de surcontrainte en bord de fibre. Cependant, il faut être prudent dans l'utilisation de ces valeurs, car elles sont proches d'une singularité géométrique dans le modèle EF (fibre rompue). Même si la taille du maillage utilisée dans les simulations est issue d'une étude convergence du maillage (non présentée ici pour plus de concision), l'analyse des K_{MAX} aux PG veut faire comprendre l'importance de considérer le pic de contrainte en bord de fibre (masqué par l'opération de moyenne par tranches et/ou par section), plutôt que être l'objet d'une analyse quantitative.

K_{MAX}		
V_f	PG	Moyenne sur la tranche
37%	1.22	1.06
57%	1.42	1.07
77%	1.94	1.09

Tableau III-3 : Comparaison des facteurs de surcontraintes maximaux, K_{MAX} , sur une fibre voisine d'une fibre rompue (faire référence à la Figure III-21). « PG » : calculés directement sur les contraintes aux PG. « Moyenne sur la tranche » : calculés à partir des contraintes moyennes sur la tranche. Calculs faits avec une matrice linéaire élastique.

L'utilisation de la loi élastoplastique pour la matrice engendre des facteurs K_{MAX} plus faibles par rapport au cas élastique, car la matrice plastique transfère la charge plus graduellement aux fibres voisines. Cette différence est observable sur la Figure III-22, qui se réfère à un calcul similaire à celui de la figure précédente ; seul le cas $V_f=77\%$ est montré. Dans la légende, « EL » signifie que la loi élastique a été utilisée pour la matrice, et « EP » est une abréviation pour la loi élastoplastique. Notons par ailleurs que la différence entre les K_{MAX} évolue de façon non linéaire pour différentes contraintes de référence utilisées (Tableau III-4), à cause de l'évolution du comportement non-linéaire la matrice (élastoplastique) en fonction de la contrainte de référence. Ceci met en évidence l'importance de la contrainte de référence pour les calculs non-élastiques.

Facteurs de surcontraintes maximaux aux PG, K_{MAX}		
σ_{33}^0 (MPa)	élastique	élastoplastique
1000	1.94	1.66
2000	1.94	1.51
3000	1.94	1.48
4000	1.94	1.52
4900	1.94	1.58

Tableau III-4 : Comparaison des facteurs de surcontraintes maximaux aux PG sur une fibre voisine d'une fibre rompue, avec la loi élastique et élastoplastique pour la matrice. $V_f = 77\%$. Faire référence à la Figure III-22.

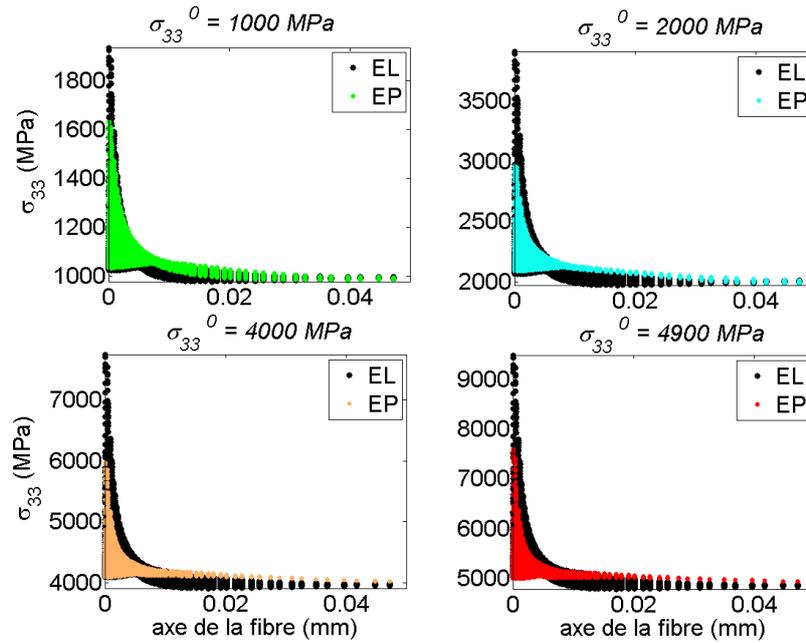


Figure III-22 : Evolution des surcontraintes σ_{33} aux PG dans les fibres voisines à une fibre rompue, en fonction de l'axe des fibres, pour différentes contraintes de référence σ_{33}^0 . $V_f = 77\%$. Matrice élastique et élastoplastique (Tableau III-2).

Les abscisses dans la Figure III-22 sont limitées à 0.05 mm (pour plus de clarté de l'image) ; toutefois on a bien vérifié que les contraintes axiales tendent respectivement vers les différentes contraintes de référence σ_{33}^0 utilisées lorsque z tend vers L .

Ces résultats montrent les effets de la prise en compte de la plasticité de la matrice dans les calculs de surcontrainte des fibres. On ne peut pas faire de comparaison directe des K_{MAX} « plastiques » avec ceux de la littérature, car à notre connaissance, il n'y a pas des travaux similaires où une telle loi, adaptée aux matrices de type époxy, a été utilisée.

En résumé, nous avons vu qu'il y a un pic de surcontrainte sur le bord de la fibre voisine la plus proche de la fibre rompue, qui ne concerne seulement qu'une partie de la section de la fibre ; la surcontrainte décroît rapidement sur la section et dans la direction axiale (Figure III-20 et Figure III-21). Dans le but de déterminer s'il faut considérer la contrainte au bord de fibre comme valeur dimensionnante à rupture (pour la fibre), ou s'il suffit de considérer simplement la contrainte moyennée sur la section ou sur la tranche, des simulations numériques avec une loi linéaire élastique ont été réalisées. Des fissures planes de différentes tailles ont été insérées dans la fibre surchargée, sur le même plan que le plan de rupture de la fibre voisine rompue, pour une contrainte de référence de $\sigma_{33}^0 = 3000 \text{ MPa}$ (Figure III-23). Cette valeur se trouve dans la « partie » basse de la distribution de Weibull des contraintes à rupture de la fibre (Figure III-17). Sur la Figure III-23, l'évolution du taux de restitution d'énergie G^{18} est tracée en fonction de la taille de la fissure, jusqu'à rupture. G est calculé avec l'équation suivante :

$$G = \frac{W_1 - W_{2,S}}{\Delta S}$$

Équation 12

¹⁸ La notation « mode I » associée au G des fibres est sous-entendue et le sera également par la suite, car on parle de rupture des fibres en traction uni axiale.

W_1 est l'énergie de déformation élastique calculée pour une seule fibre rompue ; $W_{2,S}$ correspond au cas où, en plus de la fibre 1 rompue, il y a aussi une fissure de section S dans la fibre voisine surchargée 2. La fissure plus petite (A1) s'étend sur la partie de section qui correspond environ à la zone du pic de surcontrainte au bord de la fibre. La fissure la plus grande s'étend sur toute la section de la fibre 2 (elle est ainsi rompue).

Selon la théorie du « double critère » de (Leguillon, 2002), afin d'amorcer une fissure dans un matériau, le critère en contrainte et le critère en énergie doivent être satisfaits, les deux en même temps, dans la zone intéressée par la fissure. On suppose que la contrainte à rupture de la fibre surchargée est égale au pic de surcontrainte au bord de cette même fibre. Le critère en contrainte est donc satisfait a priori seulement dans la zone A1. Le taux de restitution d'énergie G calculé pour la plus petite fissure (A1) est de 524 J/m^2 . Le taux « critique » G_c , pour des fibres similaires à celle utilisée dans cette étude est considérablement plus bas ($\sim 8 \text{ J/m}^2$, (Ogihara et al., 2010)) car les fibres ont un comportement fragile. On peut donc considérer que le critère en énergie est largement satisfait : la fissure peut s'amorcer. Ensuite, on s'intéresse à la propagation de la fissure et donc on regarde seulement le critère énergétique. La valeur de G augmente encore plus avec la taille de la fissure : ainsi, il y a propagation instable de la fissure sur toute la section de fibre jusqu'à rupture complète de la fibre.

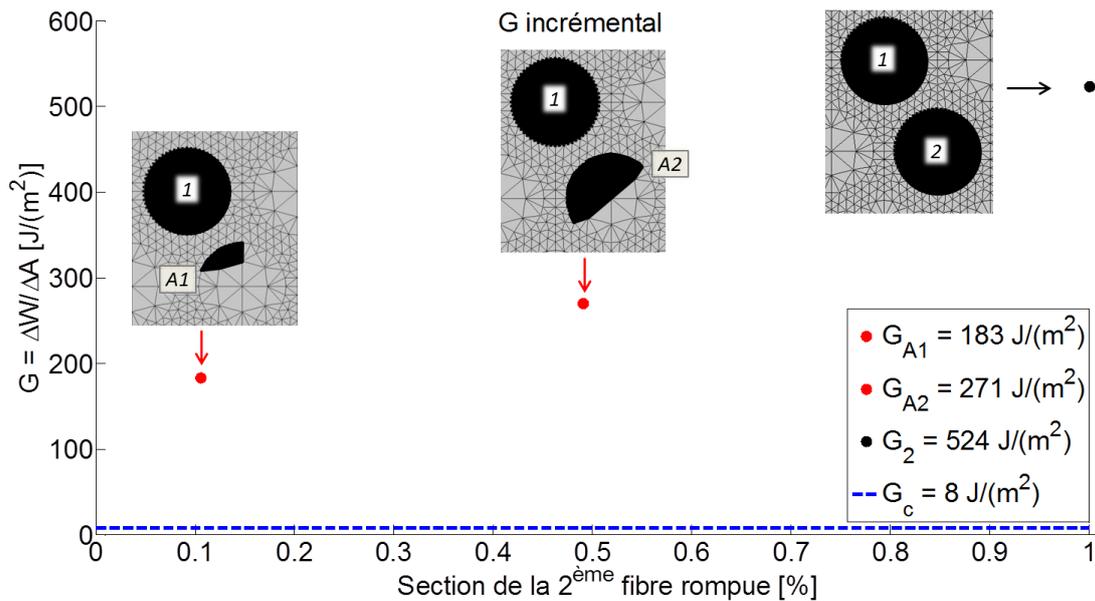


Figure III-23 : Taux de restitution d'énergie critique incrémental G_{inc} , pour une fibre surchargée par une fibre voisine rompue dans le plan $\varepsilon=0$. Fibre surchargée partiellement et totalement rompue dans le même plan. $\sigma_{33}^0 = 3000 \text{ MPa}$.

Une brève digression semble nécessaire concernant la différence entre le taux différentiel $G_{diff} (= \frac{\delta W}{\delta S})$ et le taux incrémental G_{inc} . L'Équation 12 donne, par définition, le taux incrémental G_{inc} . En effet, pour statuer sur la propagation de la fissure, il faudrait regarder l'évolution du taux différentiel G_{diff} en fonction de la taille de la fissure (Doitrand et al., 2017). Toutefois, l'allure du taux incrémental sur la Figure III-23 est monotone croissante, ainsi on se trouve avant le premier maximum local de G_{inc} . Dans cette condition, le G_{inc} est inférieur au G_{diff} (Doitrand et al., 2017). Le critère est donc également vérifié pour G_{diff} .

Il faut remarquer que les valeurs de G trouvées dépendent de la contrainte de référence, c.à.d. du chargement appliqué au VER. La valeur de contrainte $\sigma_{33}^0 = 3000$ MPa se trouve dans la queue basse de la distribution de Weibull des valeurs de rupture de la fibre. Pour des contraintes σ_{33}^0 plus élevées, les valeurs de taux G seront encore plus grandes (par rapport au G_0), car l'énergie de déformation relâchée est plus grande. Ces résultats montrent que la rupture d'une fibre est dominée par le critère en contrainte et qu'il est donc nécessaire et indispensable d'analyser le profil 3D des contraintes (gradient sur la section) dans les fibres surchargées. De plus, comme la valeur de contrainte à rupture en traction ($\sigma_{33} > 0$) de la fibre est pilotée par une loi de Weibull, il est important de considérer la notion de volume sur lequel les surcontraintes s'étendent, afin de quantifier leur impact « probabiliste » sur le critère en contrainte (probabilité de présence d'un « défaut » ou d'un point faible dans le volume considéré). Cet aspect sera discuté plus en détail dans la section III. 10.

Rappelons que, dans cette section nous nous sommes intéressés seulement à la composante σ_{33} du tenseur de contraintes. Bien que les démarches par EF permettent une analyse complète des champs de contraintes, cette vision uniaxiale est un choix couramment fait dans la littérature. En effet, la rupture d'une fibre génère un état de contraintes triaxial sur la fibre voisine. Cependant, la valeur de σ_{33} est de un à deux ordres de grandeur plus élevée que celle des autres composantes du tenseur des contraintes. Pour complément d'information, l'Annexe C montre que, dans ce contexte, les autres composantes du tenseur des contraintes sont négligeables par rapport à la contrainte σ_{33} . C'est la raison pour laquelle nous n'avons analysé que le profil de la contrainte σ_{33} afin d'étudier la rupture en traction axiale des fibres surchargées. A noter également que nous nous sommes uniquement intéressés au cas de la traction. En effet, la rupture en compression axiale des UD à 0° est pilotée par des mécanismes très différents (kinking) dont l'analyse dépasse le cadre de ces travaux de thèse.

Maintenant, on va analyser les profils de surcontraintes axiales générées par une rupture coplanaire de fibres, les clusters.

III. 5. EVOLUTION DES SURCONTRAINTES AUTOUR DES CLUSTERS

Dans cette section on s'intéresse aux surcontraintes générées par des clusters de différentes tailles sur les fibres voisines à celles rompues. Quatre différentes simulations numériques ont été réalisées : chacune d'elles a un nombre initial donné de fibres rompues dans le même plan ($z=0$) qui va d'une fibre rompue unique (1-plet) à un cluster de 4 fibres (4-plet), ceci étant la taille du plus grand cluster observé par la micro-tomographie discutée dans la section II. 11. 2.

III. 5. 1. Etude du profil des surcontraintes dans le plan de rupture, à iso- V_f

On va étudier par simulation numérique le profil des surcontraintes σ_{33} dans le plan $z=0$ (Figure III-24), plan de rupture des fibres, car c'est sur ce plan qu'elles sont les plus élevées. Maillages et conditions aux contours sont spécifiés dans la section III. 3. Les simulations sont faites avec le V_f nominal 57%. Pour la matrice, la loi élastique a été utilisée. La contrainte de référence est $\sigma_{33}^0 = 4900$ MPa : il s'agit simplement d'une valeur indicative car, sachant que les calculs sont réalisés avec une loi linéaire élastique, les facteurs de surcontraintes ne changent pas avec σ_{33}^0 .

Dans ce qui suit, on fait l'hypothèse que chaque cluster (coplanaire) étudié s'est formé par rupture dynamique simultanée des fibres, on ne s'intéresse donc pas à la formation des clusters en eux-mêmes mais aux surcontraintes « stabilisées » qu'un cluster de taille donnée va générer dans les fibres qui l'entourent. On se limitera à montrer sur la Figure III-24 les contraintes σ_{33} aux PG dans le plan $z=0$

jusqu'au premier anneau de fibres autour du 4-plet (le plus gros cluster simulé). Les fibres sont numérotées pour plus de clarté et celles rompues sont représentées en gris. Les fibres dont le numéro correspondant est rouge sont celles qui sont les plus affectées par les surcontraintes. Evidemment, la distribution hexagonale régulière des fibres influence la valeur et la forme du champ de contraintes. On s'intéresse tout d'abord au profil de contraintes σ_{33} (sur le plan $z=0$) des fibres voisines d'une seule fibre rompue. On constate que les contraintes σ_{33} aux PG des six fibres autour de la fibre rompue sont multipliées d'un facteur d'environ $1+1/6 = 1.17$ par rapport au cas sans fibre rompue. Ainsi, les 6 fibres voisines à celle rompue se répartissent équitablement presque la totalité de la charge de la fibre rompue, comme illustré sur la *Figure III-24 a)*. En fait, on a calculé que les fibres plus externes (du deuxième anneau) reprennent moins du 2% de la charge.

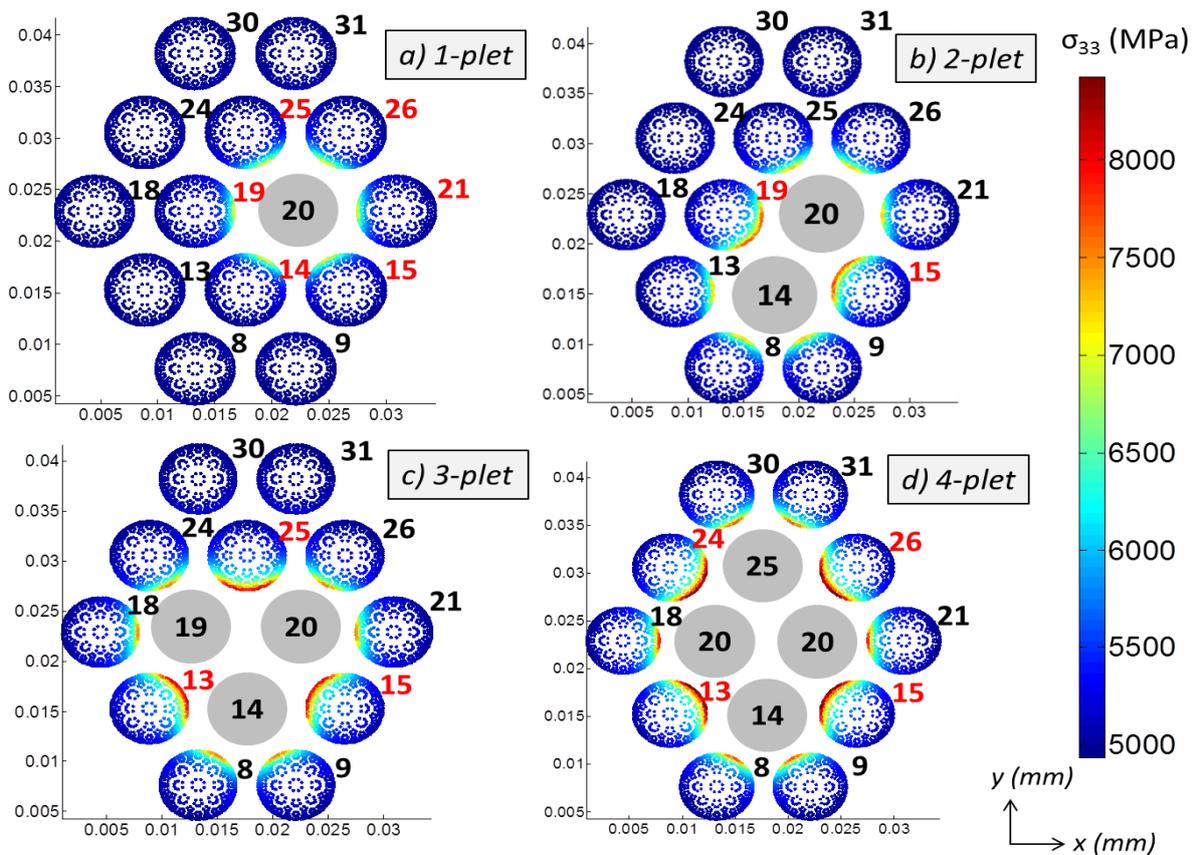


Figure III-24 : Surcontraintes σ_{33} aux PG dans les fibres voisines d'un cluster de taille croissante, de 1 à 4 fibres rompues. $V_f = 57\%$. Visualisation dans le plan $z=0$, plan de rupture des fibres. Matrice élastique.

Si maintenant on considère le 2-plet avec les fibres n°20 et n°14 rompues (*Figure III-24 b*), on remarque une distribution des surcontraintes qui n'est plus homogène autour des fibres rompues : l'intensité et la forme du profil de surcontraintes sont différentes selon qu'une fibre saine est proche d'une fibre rompue ou de deux fibres rompues. Tout d'abord, nous avons comparé les valeurs des profils de contraintes entre le 1-plet et le 2-plet pour les fibres n°8 et n°26 : la *Figure III-25* présente la différence de contraintes $\Delta\sigma_{33} = \sigma_{33} - \sigma_{33}^0$ aux PG, sur le plan $z=0$ en fonction de leur position dans le VER. Dans le graphe, « X_{1-p} » fait référence à la fibre X dans le 1-plet et « X_{2-p} » à la fibre X dans le 2-plet. La fibre n°8 étant très peu surchargée dans le 1-plet, on assume que le profil δ_{1-p} a une valeur uniforme proche à zéro (considérant la fibre uniformément contrainte, avec $\sigma_{33} \approx \sigma_{33}^0$). Par contre, elle est surchargée dans le 2-plet par une fibre voisine rompue, donc son profil δ_{2-p} n'est plus uniforme dans la section et présente un lobe comme on le voit sur la *Figure III-25*. Ensuite, on constate que la répartition

des surcontraintes générées par un 2-plet est symétrique, ainsi le profil 8_{2-p} est identique au profil 26_{2-p} (à moins d'une rotation par 180°). Enfin, on montre que le profil de surcontraintes 2-p des fibres n°8, 9, 13, 21, 25 et 26 peut être calculé à partir du profil de surcontraintes généré par le 1-plet au moyen du facteur multiplicatif $f_a = 1.14$ (valable pour $V_f=57\%$).

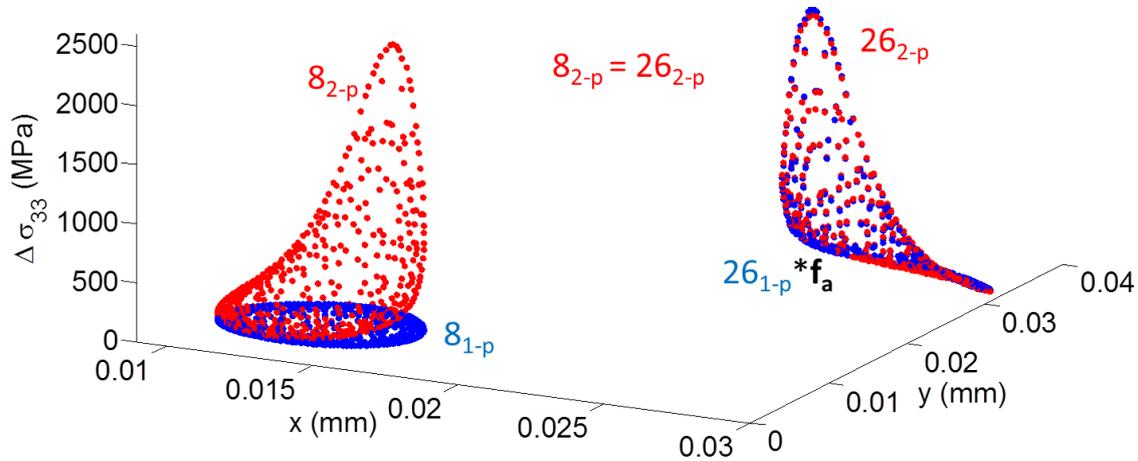


Figure III-25 : Profils $\Delta\sigma_{33}$ des fibres 8 et 26 : différence entre σ_{33} et σ_{33}^0 aux PG dans le plan $z=0$. « 1-p » : une fibre rompue (1-plet) ; « 2-p » : deux fibres rompues (2-plet).

La situation est différente pour les fibres n°19 et n°15. On voit que le profil de surcontraintes de ces fibres change aussi de forme (et pas seulement d'intensité) dans le 2-plet puisque chacune de ces deux fibres récupèrent la charge de la fibre rompue 20 et de la fibre 14. L'utilisation d'un simple facteur multiplicatif, comme fait par [(González and Llorca, 2001; Legrand, 1997; Molliex, 1995; Rousset, 2008), cf. section III. 1], n'est plus suffisante. Plus en détail, on montre sur la Figure III-26 que le profil 19_{2-p} peut être obtenu en sommant les profils des fibres 19_{1-p} et 25_{1-p} issus du 1-plet : c.à.d. il faut sommer les contraintes σ_{33} des PG correspondants à chaque profil. Cela permet d'obtenir la forme de profil à deux lobes de la fibre 19_{2-p} , Figure III-26 b). Après la sommation, un facteur f_b égal à 1.07 (valable pour $V_f=57\%$) doit être appliqué pour retrouver les valeurs du profil de la fibre 19_{2-p} , Figure III-26 c). Les mêmes considérations, et le même facteur f_b , sont valables pour retrouver le profil 15_{2-p} à partir des profils 15_{1-p} et 21_{1-p} .

En conclusion, il est intéressant de voir que les profils $\Delta\sigma_{33}$ (pour $z=0$) dans les fibres surchargées par un 2-plet peuvent ainsi être déduits des profils de contraintes générés dans un 1-plet comme illustré sur la Figure III-27.

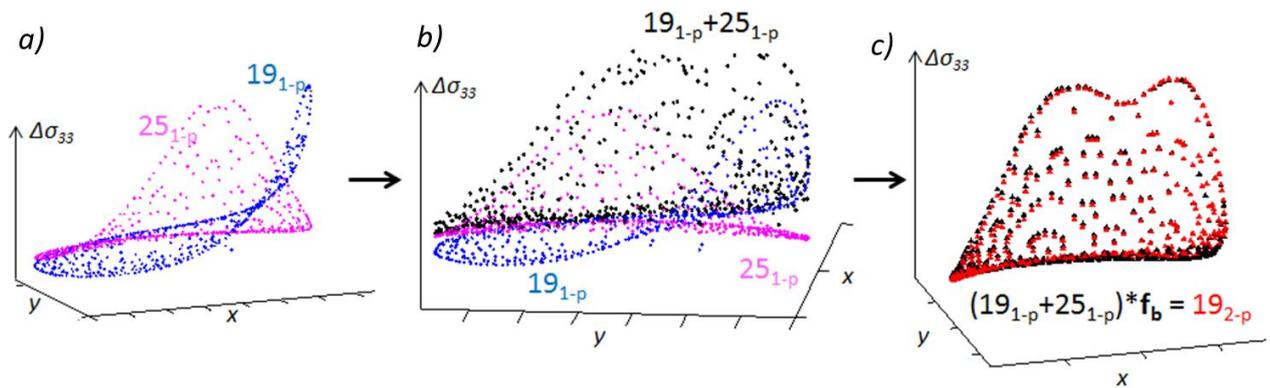


Figure III-26 : Profil $\Delta\sigma_{33}$ 19_{2-p} obtenu à partir des profils 19_{1-p} et 25_{1-p} .

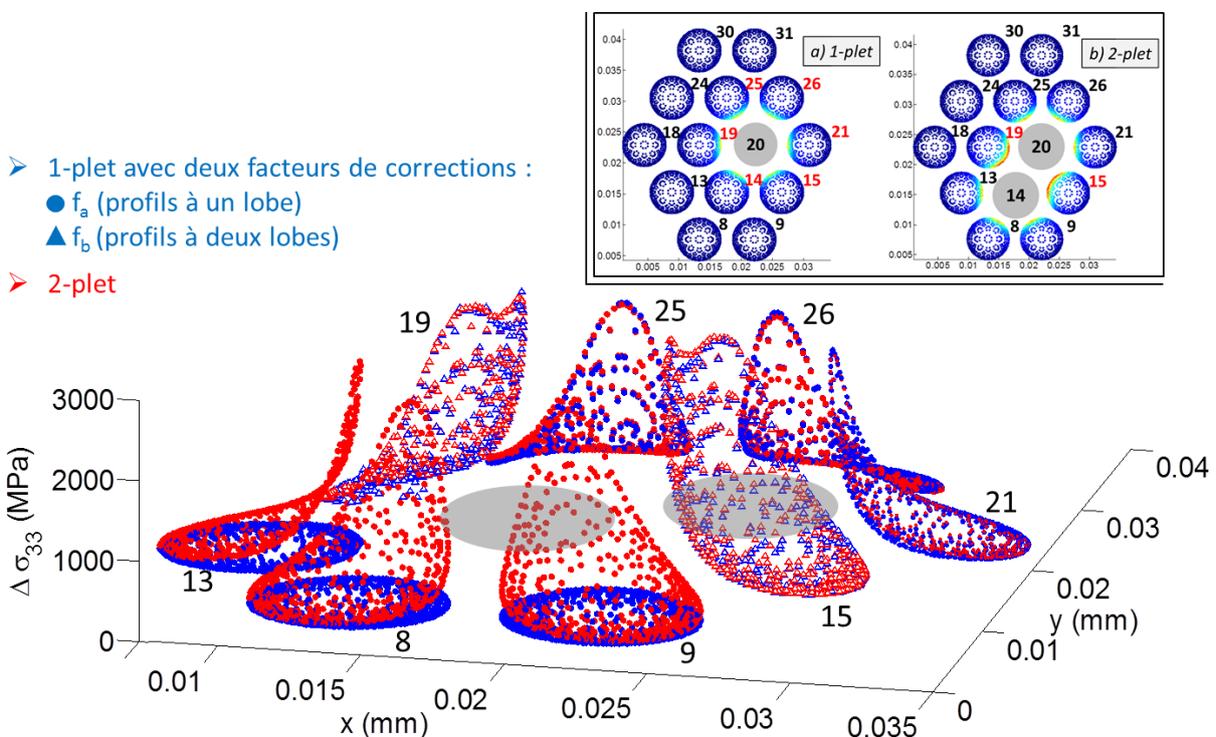


Figure III-27 : Profils $\Delta\sigma_{33}$ dans le plan de rupture d'un 2-plet obtenus à partir de ceux concernant un 1-plet.

Une analyse similaire a permis de montrer que les profils de surcontraintes des fibres autour d'un 3-plet peuvent être obtenus à partir des profils de surcontraintes autour d'un 2-plet, *Figure III-28*. Les mêmes facteurs ont été utilisés : $f_a=1.14$ et $f_b=1.07$. La fibre n°15 ayant déjà une forme à deux lobes dans le cas du 2-plet (étant voisine de deux fibres rompues), le profil 15_{2-p} a été multiplié par f_a pour obtenir le profil 15_{3-p} .

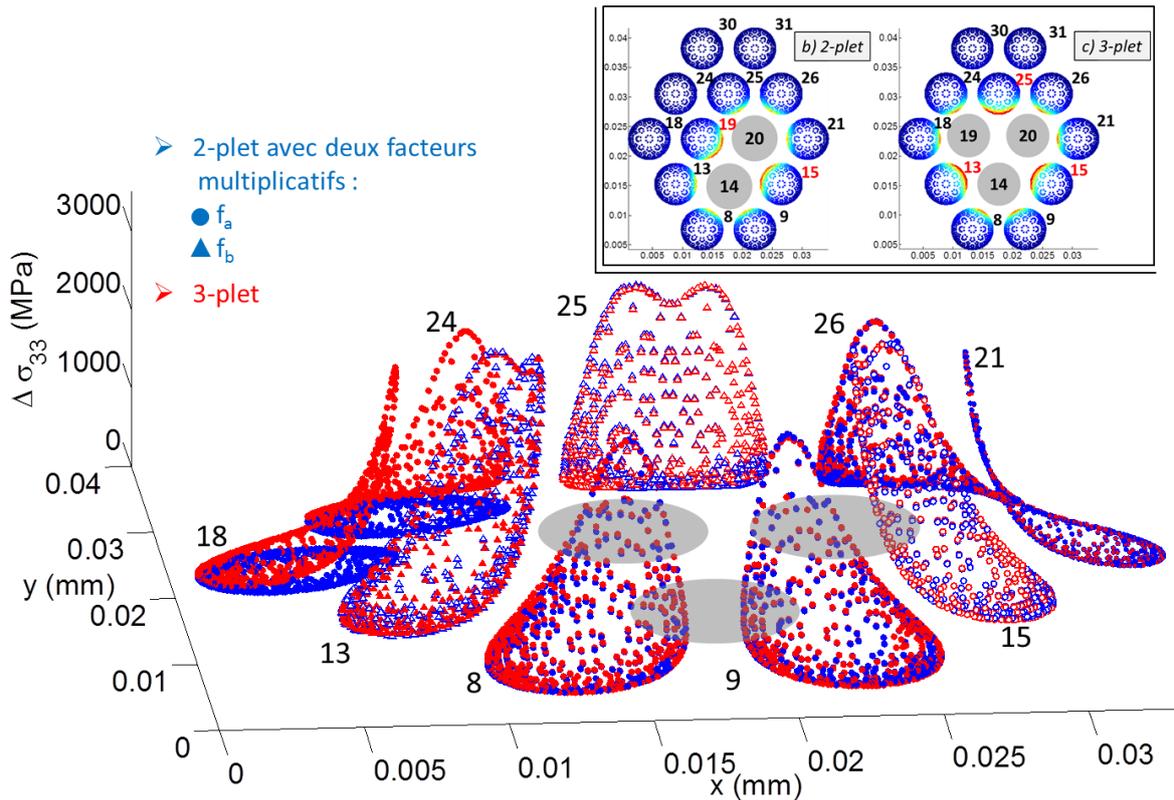
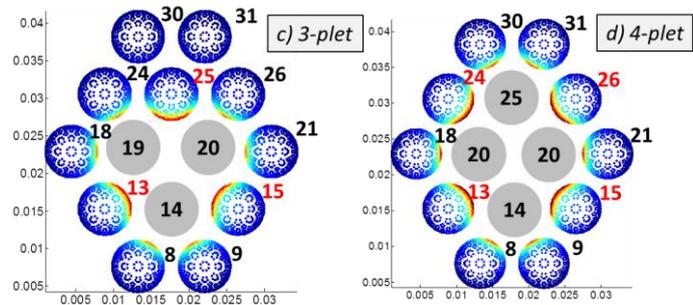


Figure III-28 : Profil $\Delta\sigma_{33}$ dans le plan de rupture d'un 3-plet obtenus à partir de ceux concernant un 2-plet.

En poursuivant le raisonnement pour un 4-plet, il a été nécessaire d'utiliser un nouveau facteur multiplicatif $f_c=1.035$. On reporte ci-dessous les opérations nécessaires pour retrouver le profil de surcontraintes dans le plan de rupture d'un 4-plet à partir de celui concernant le plan de rupture du 3-plet :

- $8_{4-p} = 8_{3-p} * f_c$; $9_{4-p} = 9_{3-p} * f_c$;
- $13_{4-p} = 13_{3-p} * f_b$; $15_{4-p} = 15_{3-p} * f_b$;
- $18_{4-p} = 18_{3-p} * f_a$; $21_{4-p} = 21_{3-p} * f_a$
- $24_{4-p} = (18_{3-p} + 24_{3-p}) * f_c$;
- $26_{4-p} = (21_{3-p} + 26_{3-p}) * f_c$



On constate qu'on a été amené à utiliser des facteurs multiplicatifs à chaque fois plus petits ; cela peut s'expliquer par le fait que la surcharge axiale σ_{33} reprise par la matrice et par les fibres plus externes (à celles faisant partie du premier anneau autour de l'i-plet considéré) pourrait augmenter en fonction de la taille du i-plet.

En résumé, en analysant successivement les profils de surcontraintes des fibres voisines de clusters de tailles croissantes, on s'est rendu compte qu'il pourrait être possible de déduire la distribution des surcontraintes autour d'un i-plet à partir de la distribution des surcontraintes autour du (i-1)-plet. Pour cela, on a montré qu'une simple application de facteurs de surcontraintes n'est pas suffisante, et il semble nécessaire de prendre en compte la variation du profil de surcontraintes dans les sections de fibres. En effet le profil de contraintes des fibres surchargées est différent, en forme et intensité, selon

leur position relative par rapport aux fibres rompues. La poursuite de ce travail serait une perspective intéressante dans le but de proposer un schéma incrémental systématique de répartition des surcontraintes sur les fibres voisines de clusters de tailles croissantes. Ceci permettrait d'extrapoler les résultats pour un cluster N-plet à partir de simulations réalisées sur seulement un 1-plet, limitant ainsi considérablement les coûts de simulations¹⁹. Par ailleurs, une analyse plus détaillée des champs de contraintes de toutes les fibres du VER permettrait de mieux estimer la surcharge reprise par les fibres, et l'utilisation de la loi élastoplastique pour la matrice permettrait de mieux estimer la surcharge reprise par la matrice. De plus, la matrice confinée autour du cluster pourrait s'endommager : ainsi, la prise en compte de son caractère endommageable est également une perspective de l'étude.

III. 5. 2. L'influence du V_f

La section précédente a montré comment la surcontrainte sur les fibres voisines à celles rompues augmente en fonction de la taille du cluster. L'influence du V_f local, c.à.d. de la distance inter-fibres, sur les valeurs de ces surcontraintes est montrée dans la suite.

Considérons par exemple un 2-plet. Pour $V_f=57\%$, les fibres voisines à une seule fibre rompue voient une augmentation de surcontraintes σ_{33} aux PG d'environ 14% ($f_a = 1.14$). La Figure III-29 montre que le pic de surcontraintes dans les fibres voisines à une ou deux fibres rompues diminue du 15% lors du passage du V_f de 57% à 37%. Donc, l'augmentation de la distance inter-fibre (qui réduit les surcontraintes) peut exercer une plus grande influence que l'augmentation du nombre de fibres rompues dans un cluster (qui augmente les surcontraintes). D'un autre côté, pour $V_f=77\%$ le pic de surcontraintes dans ces fibres augmente de 40% par rapport au $V_f=57\%$.

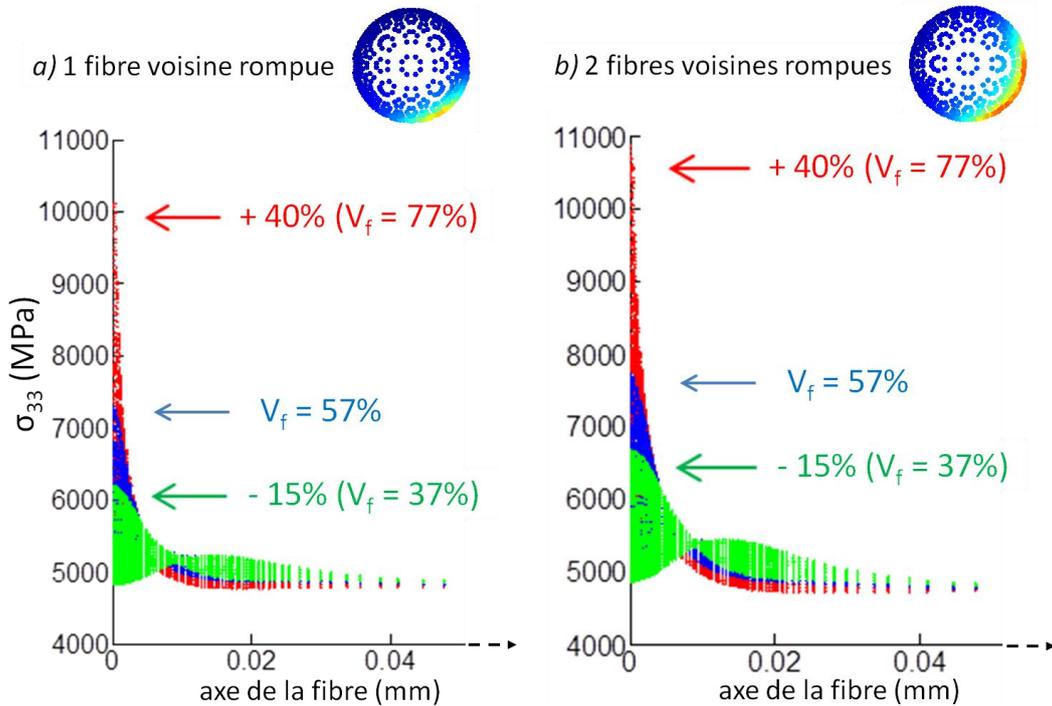


Figure III-29 : Evolution des surcontraintes σ_{33} aux PG dans les fibres voisines à un 2-plet, en fonction de l'axe des fibres. a) fibres voisines à une seule fibre rompue ; b) fibres voisines à deux fibres rompues. Différences en pourcentage par rapport au cas $V_f = 57\%$ (bleu). Matrice élastique.

¹⁹ La taille maximale du cluster dans les calculs EF est limitée par la taille du VER utilisé (cf. section III. 3. 1).

Ces considérations ont mis en évidence l'influence que le V_f exerce sur la valeur des surcontraintes dans les fibres autour d'un cluster. Or, la rupture de ces fibres est pilotée par une loi de Weibull. En conséquence, la probabilité d'avoir des clusters diminue fortement avec la réduction du V_f local. Les observations expérimentales discutées précédemment (III. 2. 1) montrent que le nombre de clusters i-plet avec $i \geq 2$, est bien moins nombreux que celui des fibres rompues uniques, 1-plet. Par contre, nombreux 1-plets adjacentes dont les plans de rupture sont liés par une décohésion (Figure II-40) sont observés (cf. section III. 2. 2). Ce sujet sera approfondi dans la section suivante.

III. 6. SURCONTRAINTE GENEREES PAR LA DECOHESION

Dans cette section on va analyser l'évolution de la surcontrainte σ_{33} le long d'une fibre voisine d'une fibre rompue avec différentes longueurs de décohésions. Pour le moment, on ne s'intéresse pas à la façon dont la décohésion se propage, on va simplement imposer une longueur de décohésion selon la procédure décrite dans la section III. 3. 1 : on dédouble les nœuds à l'interface entre la fibre rompue et la matrice. La décohésion démarre dans le plan de rupture de la fibre $z=0$ (et avance selon l'axe de la fibre z), comme montré par les observations expérimentales discutées dans la section III. 1.

Tout d'abord, on s'est assuré que nous retrouvions les mêmes tendances que celles observées dans la littérature : la Figure III-30 montre l'évolution de la contrainte σ_{33} moyenne par tranches, dans la fibre voisine à celle rompue, en fonction de la longueur de décohésion de la fibre rompue. Il s'agit d'une représentation classique dans la littérature (cf. III. 1). La contrainte de référence est $\sigma_{33}^0 = 4900$ MPa ; la loi élastique est utilisée pour la matrice ; le V_f est 57%. La ligne noire sur la figure correspond au cas sans décohésion (sur la fibre rompue).

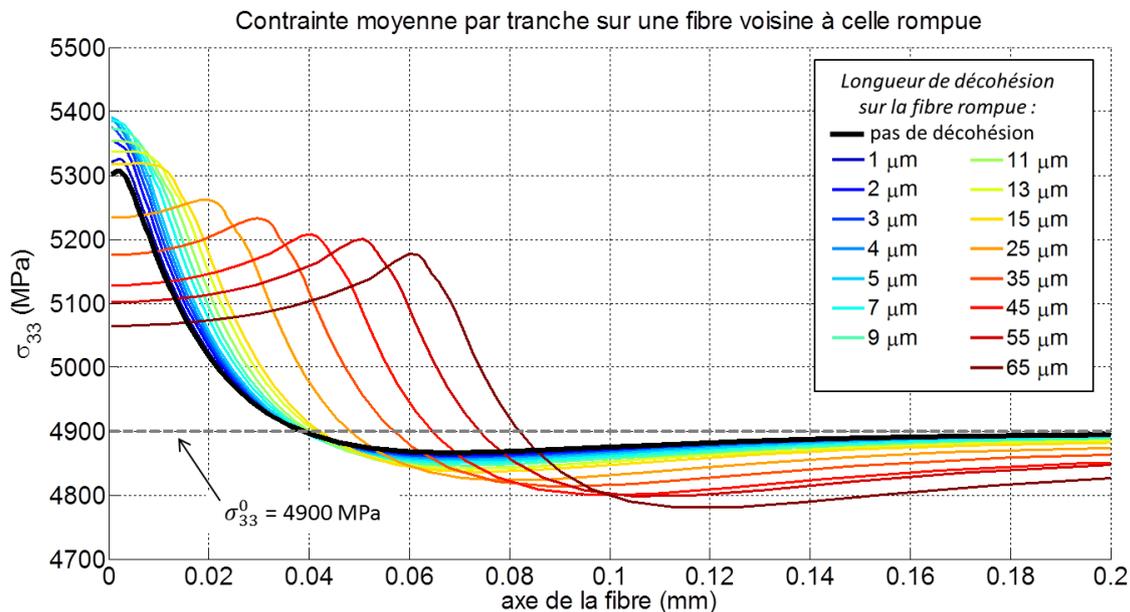


Figure III-30 : Evolution de la contrainte (σ_{33}) moyenne par tranche dans une fibre voisine à une fibre rompue, en fonction de l'axe de la fibre, pour différentes longueurs de décohésion sur la fibre rompue. $V_f = 57\%$. Matrice élastique.

La longueur de fibre où la contrainte moyenne est plus élevée que celle de référence (longueur de surcontrainte) augmente en fonction de la décohésion sur la fibre rompue. De plus, jusqu'à une décohésion de 7 μm (diamètre de la fibre), le pic de contrainte moyenne augmente avec la longueur de décohésion. Ensuite on observe une inversion de la tendance : avec l'augmentation de la longueur de décohésion la valeur du pic diminue et semble tendre vers une valeur constante. On observe même que la valeur de contrainte σ_{33} chute en dessous de celle de référence, suffisamment loin de la fin de

décohésion de la fibre rompue. Ce phénomène est une conséquence de la condition d'équilibre sur les déplacements du matériau (Nedele and Wisnom, 1994) : loin de l'endommagement le composite est sain, fibres et matrices voient le même déplacement imposé. En outre, toutes les fibres ont la même contrainte σ_{33}^0 . Comme elles sont élastiques, si l'une d'entre elle est surchargée en traction dans une zone délimitée, elle est forcément surdéformée dans cette zone. Pour garder l'équilibre, il doit y avoir une autre zone de cette fibre moins déformée, et donc avec une contrainte plus petite que celle de référence.

On va maintenant analyser plus en détail le profil de surcontraintes généré sur la fibre voisine par une fibre rompue qui présente une décohésion. La *Figure III-31* montre les contraintes aux PG de la fibre voisine à celle rompue ayant deux différentes longueurs de décohésions. Les courbes correspondant à la contrainte moyenne par tranches sont également tracées, afin d'effectuer une comparaison. L'influence du V_f est mise en évidence au travers de l'utilisation des différentes couleurs. La matrice est toujours élastique.

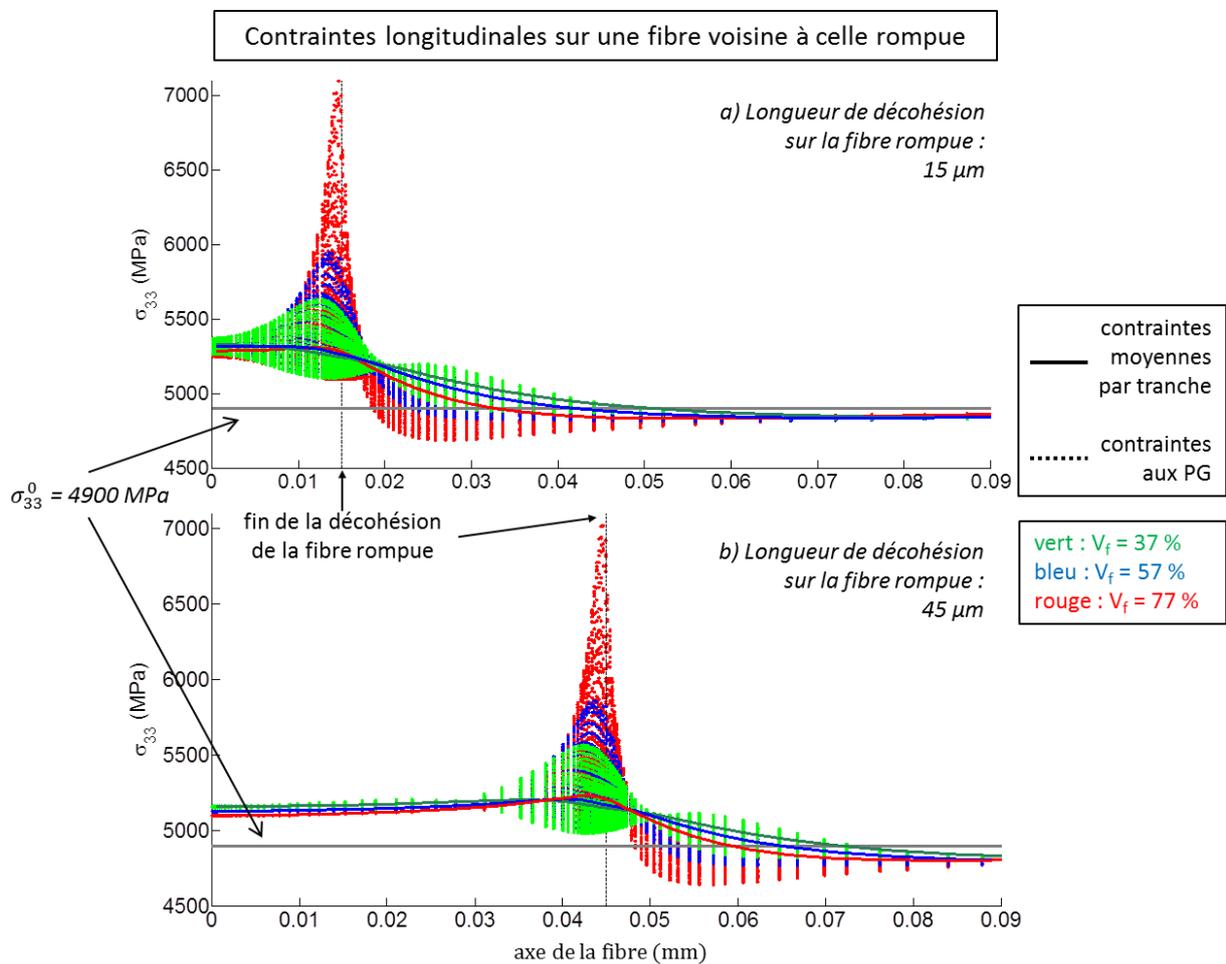


Figure III-31 : Evolution de la contrainte σ_{33} dans la fibre voisine à une fibre rompue avec décohésion, pour deux longueurs de décohésion et pour trois V_f différents. Matrice élastique.

Comme dans la *Figure III-30*, on remarque la présence d'une zone surchargée dans la fibre voisine, entre le plan de rupture et le plan de fin de décohésion de la fibre rompue. Toutefois, la *Figure III-31* permet de mieux visualiser le pic de contraintes σ_{33} aux PG, qui se situe juste avant la fin de la décohésion (de la fibre rompue). De plus, la valeur du pic de contrainte est clairement différente pour chaque V_f analysé.

Par contre, les courbes en trait continu sont presque superposées : l'opération de moyenne par tranche lisse considérablement les différences en termes de surcontraintes entre V_f différents.

On étudie plus en détail le profil de surcontraintes σ_{33} aux PG dans la section de la fibre voisine surchargée correspondant à la fin de la décohésion sur la fibre rompue, car c'est là que se trouve le pic de contrainte. Intéressons-nous par exemple à la section dans le plan $z=45\ \mu\text{m}$ sur la *Figure III-31 b*). La forme de ce profil est identique à celle correspondant au plan $z=0$ d'une fibre voisine à une fibre rompue sans décohésion, *Figure III-20* : le pic se situe sur le bord de la fibre le plus proche de celle rompue. Evidemment, les valeurs des surcontraintes sont différentes. Afin d'estimer ces différences, les valeurs de K_{MAX} (valeurs maximales du facteur de surcontrainte K) calculées aux PG, pour différentes longueurs de décohésion, sont reportées sur la *Figure III-32*. Sur l'abscisse de cette figure il y a la longueur de décohésion. Cette valeur correspond aussi à la longueur z de la fibre surchargée où se trouve la valeur K_{MAX} , car dans la *Figure III-31* on a vu que le pic de surcontrainte est localisé à la fin de la décohésion. Les K_{MAX} pour une longueur de décohésion nulle (triangles dans la *Figure III-32*) se réfèrent au cas sans décohésion sur la fibre rompue.

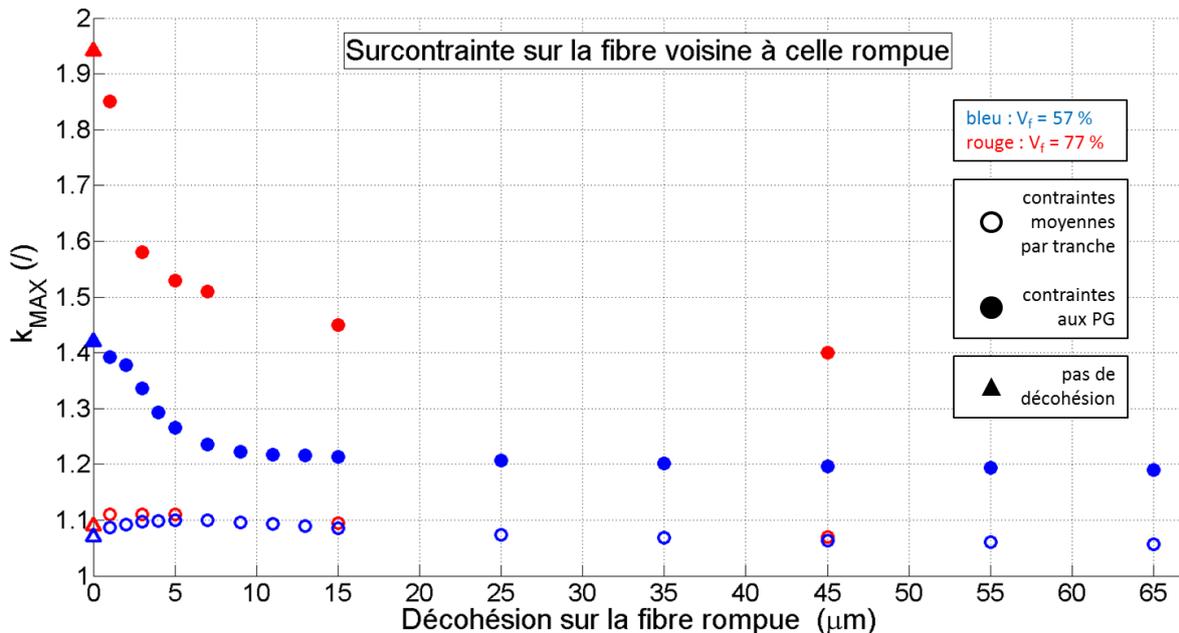


Figure III-32 : Facteurs de surcontraintes maximaux, K_{MAX} , sur une fibre voisine d'une fibre rompue avec décohésion. Evolution selon la longueur de décohésion sur la fibre rompue. Matrice élastique.

Jusqu'à une longueur de décohésion de 10 μm (un peu plus que le diamètre d'une fibre) le k_{MAX} calculé aux PG diminue considérablement avec l'augmentation de la longueur de décohésion : pour $V_f = 57\%$, il diminue de 15% entre le cas sans décohésion et celui avec une décohésion de 10 μm . Pour des décohésions plus longues, entre 10 μm et 65 μm , la variation des K_{MAX} en fonction de la longueur décohésion est plus faible : il diminue très légèrement restant proche de 1,2. Pour ce qui concerne l'influence du V_f , on a déjà vu que dans le cas sans décohésion, la valeur de K_{MAX} pour $V_f = 77\%$ est environ 40% plus élevée que celle pour un $V_f = 57\%$; cette différence se réduit à 20% pour une longueur de décohésion de 45 μm . Enfin, il reste à vérifier la présence d'une éventuelle tendance asymptotique de la valeur de k_{MAX} avec l'augmentation de la longueur de décohésion, suggérée par la *Figure III-31* et par la *Figure III-32* ; toutefois, le VER utilisé dans l'étude n'a pas permis de modéliser des décohésions plus longues que 65 μm (cf. III. 3. 1).

Ces résultats se réfèrent à des calculs où la loi linéaire a été utilisée pour la matrice. L'influence du comportement élastoplastique de la matrice est observable sur la *Figure III-33*, qui montre l'évolution des K_{MAX} calculés aux PG en fonction de la longueur de décohésion de la fibre rompue, pour différentes contraintes de référence, à iso- V_f (77%). Les temps des calculs pour les simulations non-linéaires (loi EP pour la matrice) sont assez importants. C'est pourquoi les simulations ont été limitées à une longueur de décohésion maximale de 7 μm . Sachant que sur la *Figure III-30* on a observé que le pic de contrainte moyenne par tranche diminue au-delà de cette longueur de décohésion, on couvre ainsi les cas plus sévères en termes de surcharge sur la fibre voisine.

Les valeurs en rouge se réfèrent au cas élastique. On remarque encore une fois que (i) les valeurs de K_{MAX} sont plus faibles par rapport au cas élastique, car la matrice plastique transfère la charge plus graduellement aux fibres voisines, et que (ii) leur évolution est non-linéaire en fonction de la contrainte de référence σ_{33}^0 , car le comportement de la matrice évolue de façon non-linéaire en fonction de σ_{33}^0 (*Figure III-18*). Enfin, on rappelle que les K_{MAX} aux PG sont issus des valeurs de contraintes proches d'une singularité géométrique dans le modèle EF (comme dans la section III. 4). Toutefois, il s'agit d'une analyse qualitative, ayant l'objectif de comprendre l'évolution des surcontraintes en fonction de l'avancement de la décohésion et d'autres paramètres tels que la loi de la matrice, le V_f .

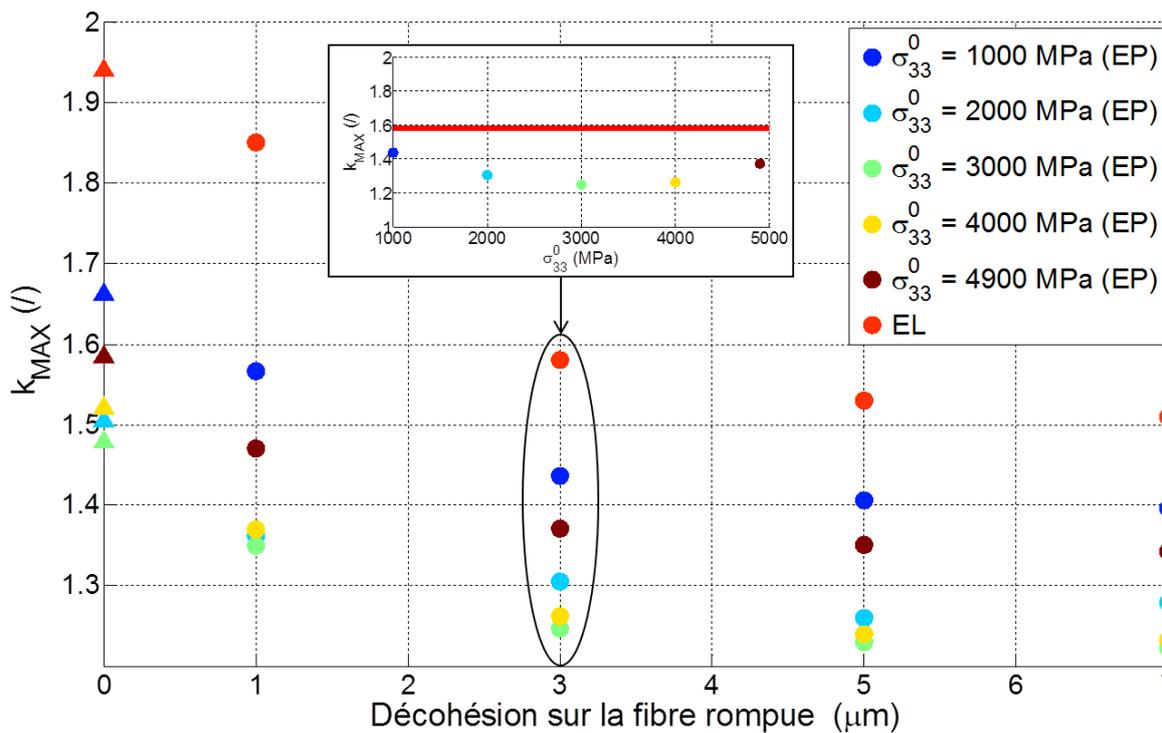


Figure III-33 : Evolution des facteurs K_{MAX} aux PG sur une fibre voisine à celle rompue, en fonction de la longueur de décohésion de la fibre rompue, pour différentes contraintes de référence σ_{33}^0 . $V_f = 77\%$. Matrice élastique (EL) ou élastoplastique (EP).

Ensuite, des simulations similaires à celles présentées sur la *Figure III-23* ont été réalisées sur une fibre voisine à une fibre rompue avec une décohésion de 45 μm : des fissures planes de différentes tailles ont été insérées dans la fibre surchargée sur le même plan de fin de décohésion de la fibre rompue ($z=45$ μm), où il y a le pic de surcontraintes. La longueur de décohésion a été choisie de façon à avoir des surcontraintes faibles, parmi les plus faibles entre celles obtenues dans les simulations avec longueurs de décohésion différentes. Les simulations sont faites avec $\sigma_{33}^0 = 3000$ MPa et $V_f = 57\%$. Dans ce cas, le

taux de restitution d'énergie calculé pour la plus petite fissure (identique à la fissure A1 dans la *Figure III-23*) est de 247 J/m^2 , considérablement plus grand que le taux critique G_c ($\sim 8 \text{ J/m}^2$). L'évolution de ce taux en fonction de la taille de la fissure, jusqu'à rupture de la fibre, est monotone croissante, exactement comme celle de la *Figure III-23*. Ainsi la rupture d'une fibre voisine à une fibre rompue avec décohésion est dominée par le critère en contrainte, car le critère en énergie est largement satisfait. Plus précisément, la rupture est pilotée par la surcontrainte en bord de fibre, se situant dans le plan correspondant à la fin de la décohésion de la fibre rompue.

Si on résume les résultats obtenus jusqu'ici, on voit tout d'abord que l'analyse du profil de contraintes aux PG permet une meilleure estimation (i) de la valeur du pic de surcontraintes dans cette zone et (ii) de l'influence du V_f sur la valeur du pic, par rapport à l'analyse des contraintes moyennes par tranches. En fait, ces dernières lissent considérablement les valeurs de ce pic. Ensuite, comme il a été montré que le pic de surcontrainte est localisé dans le plan correspondant à la fin de décohésion de la fibre voisine rompue, on en déduit que la probabilité de rupture de la fibre surchargée est plus grande dans ce plan. Ceci peut expliquer le mécanisme (illustré sur la *Figure II-40*) qui fait que des fibres adjacentes rompent sur des plans différents liés par une décohésion. De plus, on a montré que le pic de surcontraintes se déplace selon l'axe z de la fibre surchargée avec l'augmentation de la longueur de la décohésion. Celle-ci progresse en fatigue (Gamstedt, 2000; Goutianos and Peijs, 2001; Pupurs et al., 2013), comme évoqué dans la section III. 1. Ainsi, le pic de surcontrainte balaie une zone de plus en plus grande de la fibre. Par conséquent, la probabilité de trouver un maillon faible est plus grande. Comme la rupture d'une fibre intervient quand le maillon le plus faible rompt (III. 1), on comprend ainsi pourquoi la probabilité de rupture des fibres surchargées augmente en fatigue (*Figure III-34*). Cette augmentation de probabilité de rupture sera estimée dans la section III. 10.

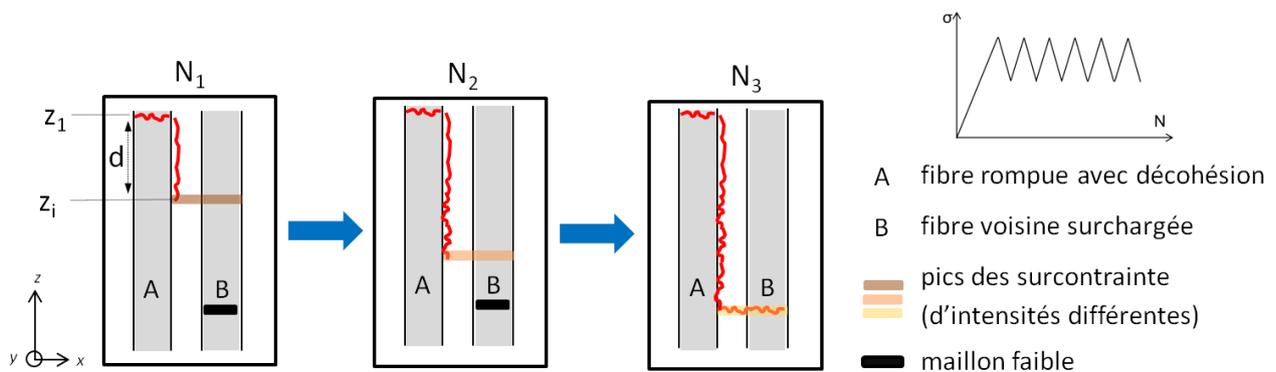


Figure III-34 : Schéma explicatif du mécanisme de surcharge d'une fibre causé par la progression de la décohésion de la fibre rompue voisine et le déplacement du pic de contrainte associé.

Enfin, pour des longueurs de décohésion d croissantes à partir du plan de rupture la fibre rompue (plan z_1), le pic de surcontrainte dans le plan $z_i = z_1 + d$ de la fibre voisine diminue et la surcontrainte dans le plan z_1 diminue également. Ces résultats seront utiles aux réflexions proposées dans la section suivante, qui porte sur la complémentarité entre les deux phénomènes étudiés dans ces dernières sections : rupture coplanaire de plusieurs fibres et rupture sur différents plans de fibres adjacentes liés par une décohésion.

III. 7. SUR LA COMPLEMENTARITE ENTRE DEUX MECANISMES DE RUPTURES DE FIBRES

L'analyse de la micro-tomographie de l'échantillon E61-3 réalisée dans ces travaux de thèse (II. 11) a montré que les ruptures de fibres uniques (1-plet) sont beaucoup plus fréquentes que les clusters (ruptures de fibres coplanaires) composés de plusieurs fibres (Tableau II-4). Ceci est en accord avec les observations de micro-tomographie dans la littérature (Garcea et al., 2017, 2016; Scott et al., 2011). Dans la micro-tomographie réalisée dans cette thèse, on a observé des 1-plet adjacents dont les ruptures ont lieu sur des plans différents. Ceci est également observable dans les clichés MEB (en surface) réalisés dans ces travaux de thèse ; ceux-ci montrent, en plus, comment la décohésion lie les plans de rupture de fibres (Figure II-39 b et Figure III-1 a). Ce phénomène a été également souligné dans la littérature par des observations réalisées à cœur dans de la matrice transparente (Gamstedt, 2000; Goutianos and Peijs, 2001; Pupurs et al., 2013). Cela montre que deux phénomènes d'interaction de ruptures de fibres coexistent :

1. rupture de plusieurs fibres dans le même plan z (III. 5). On suppose que la création de ces clusters (coplanaires) est initiée par la rupture d'une première fibre dans un plan z_1 , qui, par effets dynamiques engendre la rupture des autres fibres voisines dans le même plan z_1 (Accorsi et al., 1996; Xing Ji et al., 1985) ;
2. rupture de fibres adjacentes sur différents plans z liées par la décohésion. Le mécanisme qui cause ce deuxième phénomène a été proposé dans la section précédente : une première fibre rompt dans le plan z_1 avec une décohésion de longueur d le long de la fibre ; les autres fibres peuvent rompre dans le plan de fin de décohésion $z_i (= z_1 + d)$ à cause du pic de surcontraintes présent au niveau de ce plan (Figure III-34).

On s'est donc interrogé sur les critères qui font qu'un mécanisme plutôt qu'un autre est privilégié. Tout d'abord, le critère énergétique est discuté à l'aide de la Figure III-35, qui montre le taux de restitution d'énergie G obtenu dans les deux cas, pour $V_f = 57\%$ avec deux contraintes de référence σ_{33}^0 . Plus en détail, la Figure III-35 a) montre la valeur de G pour des clusters de différentes tailles initiales ; la Figure III-35 b) montre la valeur de G pour des décohésions de différentes longueurs sur une fibre rompue unique (1-plet). La valeur de G est calculée avec l'Équation 12 : dans a), ΔS correspond à la surface des i fibres rompues ; dans b) le ΔS correspond à la surface décohesionnée de l'interface de la fibre rompue à partir du plan de rupture (Figure III-15). Il faut remarquer que les ordonnées des deux graphes n'ont pas la même échelle.

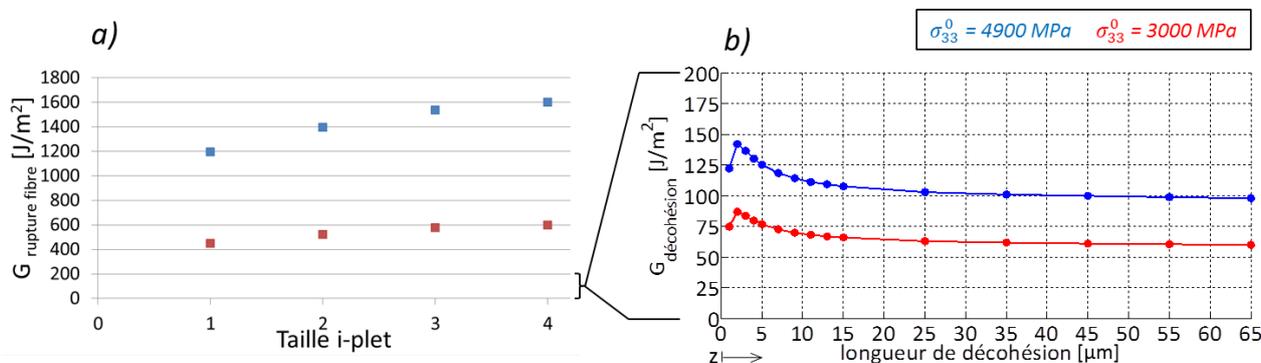


Figure III-35 : Taux de restitution d'énergie G pour : a) clusters de différentes tailles ; b) décohésion de différentes longueurs, amorcées dans le plan de rupture d'une fibre rompue unique (1-plet). $V_f = 57\%$.

L'énergie relâchée par la rupture coplanaire d'une ou plusieurs fibres est considérablement plus grande que celle relâchée par la rupture de l'interface (décohésion) d'une seule fibre rompue. D'ailleurs, on a déjà vu que le critère en énergie est largement satisfait pour la rupture des fibres (III. 4). Ceci signifie par exemple que la formation d'un 2-plet est énergétiquement plus favorable que la formation d'une décohésion à partir d'une fibre unique rompue. La formation d'un 3-plet est encore plus favorable, etc. Cependant ce n'est pas ce qu'on observe expérimentalement : les clusters sont beaucoup moins fréquents que les ruptures de fibres uniques. En effet, afin de rompre une fibre voisine à celle rompue dans le même plan de rupture, il faut que le critère en contrainte soit également satisfait dans ce plan. Ceci dépend de la contrainte à rupture de la fibre, qui est pilotée par une loi de Weibull (Figure III-17) : si la surcontrainte de la fibre surchargée dépasse, dans ce plan, sa contrainte à rupture, elle peut rompre. Or, la surcontrainte diminue considérablement avec l'augmentation de la distance inter-fibre et également avec la distance axiale du plan de rupture de la fibre sans décohésion (III. 5. 2). Donc, si on reprend l'exemple précédent, la formation du 2-plet (rupture coplanaire de deux fibres) devient de moins en moins probable avec la réduction du V_f . Dans ce contexte, si le critère en contrainte dans la fibre surchargée n'est pas satisfait sur le même plan de rupture de la première fibre rompue, il est alors vraisemblable que l'énergie relâchée par cette dernière soit utilisée pour la fissuration de son interface avec la matrice à partir du plan de rupture, pourvu qu'il y ait les conditions nécessaires à la création de la décohésion (critère en contrainte et en énergie sur la décohésion).

Pour résumer, si la surcontrainte générée par une fibre rompue dans le plan z_1 n'a pas été immédiatement suffisante pour rompre les fibres autour dans le même plan (z_1), il n'y a aucune raison que ceci arrive par la suite. Dans ce cas, la situation la plus favorable est la formation d'une décohésion le long de la fibre rompue. Par conséquent, les fibres voisines à la fibre rompue dans le plan z_1 verront leur surcontrainte diminuer sur ce plan, car le pic de surcontrainte se déplace maintenant le long de l'axe z jusqu'au plan de fin décohésion (Figure III-34). Ceci peut expliquer pourquoi (Garcea et al., 2017) n'ont pas observé d'agrandissement de cluster dans le même plan. Par ailleurs, la valeur du pic de surcontrainte (des fibres voisines à celle rompue) diminue pour des longueurs de décohésion croissantes sur la fibre rompue (Figure III-32 et Figure III-33). Donc, la probabilité de rompre plusieurs fibres dans le même plan en fin de décohésion devient de plus en plus faible. Ceci peut expliquer pourquoi on observe des fibres uniques rompues, plutôt que des clusters, sur des plans différents liées par la décohésion.

Enfin, la Figure III-35 b) montre que le G pour la décohésion évolue, en fonction de la longueur de décohésion, entre 90 J/m^2 et 60 J/m^2 pour $\sigma_{33}^0 = 3000 \text{ MPa}$, et entre 140 J/m^2 et 100 J/m^2 pour $\sigma_{33}^0 = 4900 \text{ MPa}$. Par ailleurs, des simulations similaires réalisées sur $V_f = 37\%$ et $V_f = 77\%$ (non montrées ici pour plus de concision), montrent que la variation sur les valeurs de G reste confinée à 10% par rapport au cas $V_f=57\%$. Sur la Figure III-35 b) le taux G présente un pic pour une longueur de décohésion d'environ $2 \mu\text{m}$, et ensuite il diminue graduellement vers une valeur asymptotique qui dépend de la contrainte de référence²⁰. Si la valeur de G pour une longueur de décohésion d est plus grande que la valeur du taux de restitution d'énergie critique G_c de l'interface, la condition énergétique pour la création d'une décohésion de longueur d est satisfaite. Sinon, sachant que G augmente avec la réduction de d , une décohésion plus courte peut se créer (suivie par une éventuelle bifurcation vers la

²⁰ Ces tendances sont en accord avec les travaux de (Zhuang and Pupurs, 2014).

rupture d'une autre fibre). Dans la section suivante, on s'intéresse aux conditions énergétiques et à la manière dont la décohésion propage, en quasi-statique et en fatigue.

III. 8. MODES DE CHARGEMENT DE L'INTERFACE FIBRE/MATRICE SOUS SOLLICITATION QUASI-STATIQUE ET DE FATIGUE

Dans la littérature, de nombreuses études sont faites sur la modélisation de la décohésion de l'interface entre fibres et matrice, sous chargement quasi-statique (Carraro and Quaresimin, 2014; Mantič, 2009; Mantič and García, 2012; Romanowicz, 2009; Zhuang et al., 2016). Dans ces travaux de thèse, on s'intéresse plutôt aux effets de la décohésion en termes de surcontraintes sur les fibres voisines de celle rompue. Toutefois, il nous semble intéressant de proposer des pistes de réflexion sur la propagation de la décohésion en fatigue, ceci étant le mécanisme de fatigue dans un UD en traction uni axiale.

La *Figure III-35 b)* a montré l'évolution du taux de restitution de l'énergie G pour la décohésion de l'interface obtenue par des simulations numériques réalisées dans ces travaux de thèse. Pour satisfaire au critère énergétique, les valeurs de G doivent être plus grandes que la valeur critique G_c . Pour savoir quelle valeur de G_c utiliser, i.e. la valeur en mode I ou en mode II, il faut comprendre le mode de propagation de la décohésion (mode I ou mode II) dans le cas de la traction uni axiale longitudinale sur un VER avec une fibre rompue et une longueur de décohésion donnée. Pour cela, la simulation numérique schématisée dans la *Figure III-36* a été faite. Une décohésion de $45 \mu\text{m}$ est créée sur une fibre rompue du VER, dans le plan $z=0$. Un déplacement u_z est appliqué au VER de façon à générer une contrainte de référence $\sigma_{33}^0 = 4900 \text{ MPa}$. Ensuite, un chargement cyclique est imposé, constitué de 100 cycles avec $R = 0,1$. La loi élastoplastique est utilisée pour la matrice ; cette loi ne dépend pas du temps. Aucun critère d'avancement de la décohésion n'a été défini ; il s'agit d'une simplification importante, toutefois, l'objectif de cette simulation est plutôt de comprendre comment et sous quelles conditions la décohésion avance. Pour cela, on a analysé les contraintes à l'interface de la fibre (dans la partie décohésionnée et non) et leur évolution en fonction du chargement décrit dans la *Figure III-36 b)*. Les contraintes sont exprimées dans le repère radial (*Figure III-36 a)*.

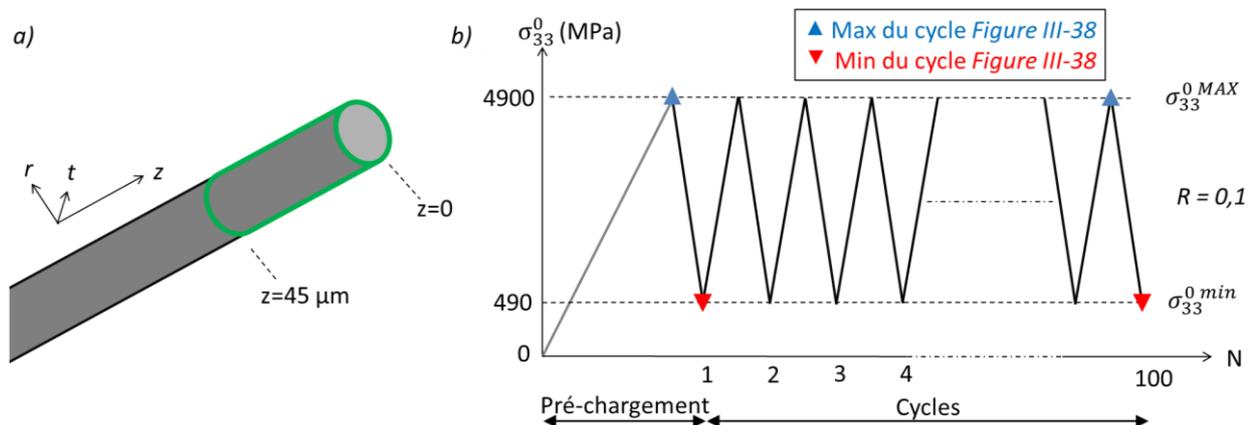


Figure III-36 : Schéma de simulation aux EF. Chargements de traction quasi-statique et de fatigue ($R=0,1$) sur le VER avec une fibre rompue avec décohésion ($45 \mu\text{m}$). Loi élastoplastique utilisée pour la matrice. $V_f = 57\%$.

III. 8. 1. Sollicitation quasi-statique

La courbe bleue de la *Figure III-37 a)* montre l'évolution, selon l'axe z , de la contrainte radiale σ_{rr} à l'interface de la fibre rompue, au sommet du premier cycle, c.à.d. à la fin du pré-chargement ($\sigma_{33}^0 \text{ MAX} =$

$\sigma_{33}^0 = 4900 \text{ MPa}$, *Figure III-36 b*). Elle est nulle sur toute la longueur décohésionnée de la fibre, car on néglige le contact entre la fibre décohésionnée et la matrice²¹. Ensuite, il y a une discontinuité à la fin de la décohésion ($z = 45 \mu\text{m}$) : plus en détail, il y a un premier pic en compression, suivi tout de suite par un deuxième pic en traction. Après, la contrainte σ_{rr} chute pour redevenir négative dans la zone successive à fin de la décohésion (*zoom Figure III-37*). Enfin, elle tend vers zéro quand z tend vers L . (Zhuang et al., 2016) affirment que le pic de traction est simplement un artefact de la simulation (de même que la discontinuité), généré pour avoir négligé le contact. Le fait qu'après le pic il y a une contrainte radiale négative (compression) signifie que si la décohésion propage, elle propage essentiellement en mode II (par la contrainte de cisaillement σ_{rz} , dans cette configuration de chargement). Selon (Whitcomb, 1984), « l'erreur induite par l'interpénétration de deux surfaces décohésionnées est négligeable pour une fissure qui se propage principalement en mode II ». En résumé :

1. on garde l'hypothèse simplificatrice qui consiste à ne pas mettre de conditions de contact dans les simulations et on néglige le pic positif de contrainte σ_{rr} (traction) en correspondance de la fin de décohésion, en s'appuyant sur les études de (Zhuang et al., 2016) ;
2. on considère que, pour un chargement monotone croissant, la décohésion propage en mode II car après la fin de la décohésion la contrainte σ_{rr} est négative (compression).

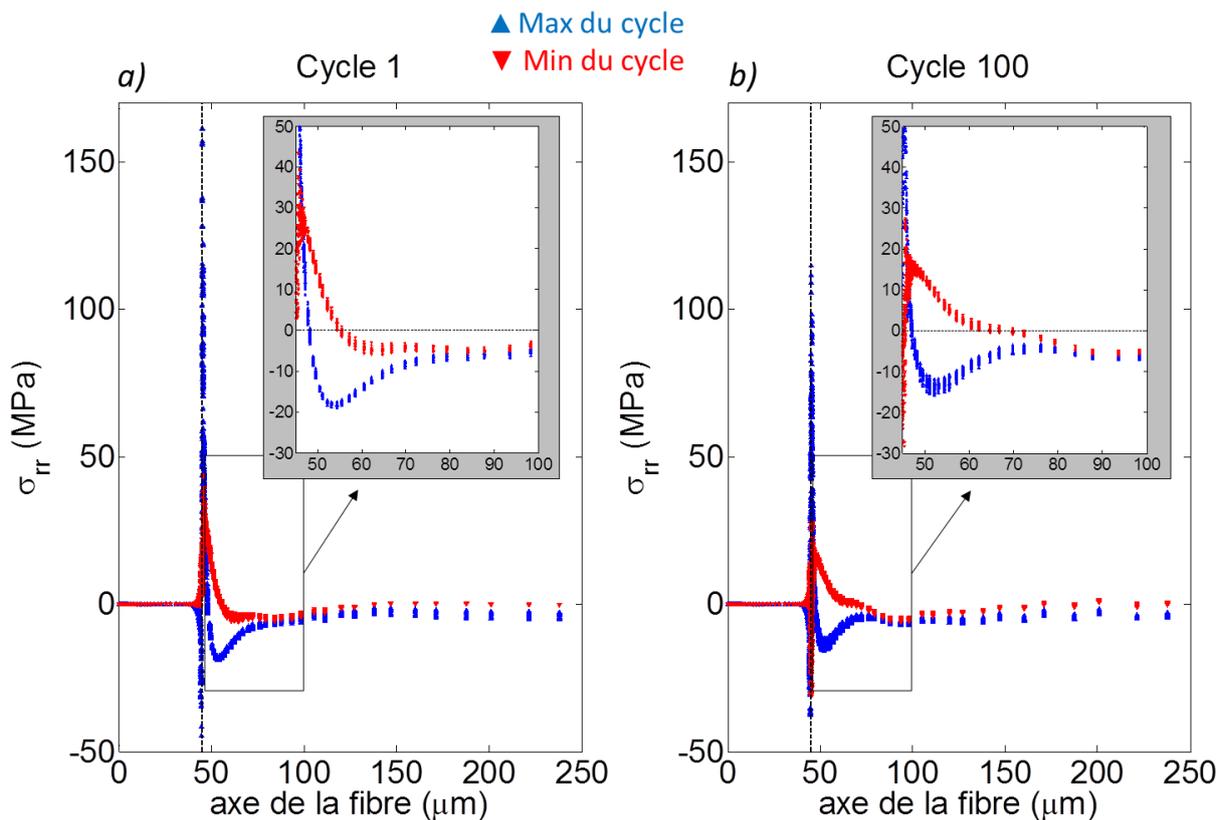


Figure III-37 : Evolution, en fonction de l'axe z , de la contrainte radiale σ_{rr} à l'interface de la fibre rompue avec décohésion. a) cycle 1 ; b) cycle 100. Les courbes bleues [rouges] correspondent au maximum [minimum] du cycle. Loi élastoplastique utilisée pour la matrice. $V_f = 57\%$.

²¹ Aucune condition de contact n'est imposée entre fibre et matrice dans les simulations, comme fait par (Zhuang et al., 2016).

III. 8. 2. Fatigue

Le chargement cyclique commence après le pré-chargeement (*Figure III-36 b*). La courbe en rouge dans la *Figure III-37 a*) correspond au minimum du premier cycle ($\sigma_{33}^{0 \text{ min}} = 490 \text{ MPa}$) : dans le zoom de la *Figure III-37* on voit que, après le pic pour $z = 45 \mu\text{m}$ (fin de décohésion), la contrainte radiale σ_{rr} à l'interface de la fibre rompue devient positive (traction). Le changement de signe des valeurs des contraintes radiales apparaissant au maximum et au minimum du cycle se produit durant tout le chargement cyclique : par exemple, la *Figure III-37 b*) montre les courbes $\sigma_{rr}=f(z)$ pour le maximum et le minimum du cycle 100. Ainsi, on peut comprendre intuitivement qu'à la décharge, en présence d'une décohésion, le mode d'ouverture (mode I) est favorisé.

Pour conclure, ceci fait penser qu'entre les charges et les décharges d'un chargement cyclique (de traction axiale), il peut y avoir un changement de modes de propagation de la décohésion, mode II et mode I, alors que pendant un chargement de traction en quasi-statique la décohésion propage essentiellement en mode II. Par conséquent, selon le chargement, il faudrait comparer les valeurs de G de décohésion avec le G critique de l'interface en mode I (G_{cI}) ou en mode II (G_{cII}). Or, on ne connaît ni le G_{cI} ni le G_{cII} identifiés expérimentalement pour la fibre T700GC et la matrice M21. En cherchant dans la littérature des valeurs pour des systèmes fibre/matrice similaires, on a trouvé des valeurs (très) différentes selon les techniques d'identification utilisées pour les obtenir (surtout pour le G_{cII}) : push-in/push-out (Rodríguez et al., 2012; Zhou et al., 2001), pull-out (Miller et al., 1987; Pisanova et al., 2001), fragmentation (Varna et al., 1996; Wagner et al., 1995; Zhou et al., 2001), etc. Sans entrer dans les détails, on se limite à dire qu'il n'y a pas de consensus clair surtout à cause de la difficulté de prendre en compte le frottement de l'interface entre fibre décohésionnée et matrice (Herrera-Franco and Drzal, 1992). Toutefois, une tendance générale peut être extrapolée par ces études bibliographiques : le G_{cI} est plus faible que le G_{cII} . En fait, les valeurs estimées pour le G_{cI} sont de l'ordre de 10 J/m^2 (García et al., 2014; Zhandarov and Mader, 2005). Par contre, pour le G_{cII} on trouve des valeurs de l'ordre de $100\text{-}200 \text{ J/m}^2$ (Correa et al., 2013; Rodríguez et al., 2012; Zhou et al., 2001). En conclusion, la décohésion avance plus facilement en fatigue qu'en statique, à iso- σ_L^{MAX} (iso- σ_{33}^0 dans les simulations sur le VER), car le critère énergétique pourrait être satisfait plus facilement quand on revient au minimum du cycle, le seuil énergétique à dépasser G_{cI} étant plus faible. Cependant, aussi la charge est plus faible au minimum du cycle, et le G en conséquence. Toutefois, on peut comprendre intuitivement que systèmes fibre/matrice avec des valeurs de G critique plus élevés seront moins sensibles à la fatigue (des plis à 0° sous traction uni axiale). Une autre possible source d'accélération de l'endommagement en fatigue pourrait être le frottement entre fibres et matrice, ceci étant un sujet de perspective.

Enfin, il faudrait regarder aussi le critère en contrainte pour savoir si une décohésion, d'une longueur donnée, peut amorcer ou pas. Pour cela, la composante radiale σ_{rr} (pour le mode I) et également celle de cisaillement σ_{rz} (pour le mode II) doivent être analysées. Toutefois, si d'un côté les tendances discutées dans la *Figure III-37* ont été utiles pour comprendre les changements de mode pour la propagation de la décohésion en quasi-statique et en fatigue, il faut rester prudent dans l'analyse des valeurs absolues des contraintes obtenues, à cause de l'absence de conditions de contact dans les simulations (comme discuté précédemment). Une analyse plus approfondie constituera une perspective de l'étude.

III. 8. 3. Sur l'origine du changement de modes

Les simulations précédentes ont été réalisées avec une loi élastoplastique. Les mêmes simulations ont été réalisées avec une loi viscoélastique (*Tableau III-2*) et aucun changement de mode de chargement de

l'interface de la fibre rompue avec décohésion a été constaté (ni avec celle élastique a fortiori). Les changements de mode dépendent donc de la loi élastoplastique utilisée pour la matrice (*Figure III-18* et *Figure III-19*). Plus en détail, le tenseur des contraintes dans la matrice a été analysé aux bords d'une fibre rompue avec ou sans décohésion (non montré ici pour plus de concision). Si la fibre ne présente pas de décohésion, il y a un état de surcontraintes triaxial dans la matrice localisé dans le plan de rupture de la fibre, en accord avec (Asp et al., 1996; Zhuang et al., 2016). Si la fibre présente une décohésion, les surcontraintes triaxiales sont localisées dans le plan de fin décohésion. Ces surcontraintes génèrent des déformations plastiques dans la matrice, pour toutes les longueurs de décohésion analysées. Malgré le fait que nous n'avons pas introduit d'endommagement dans la loi de comportement de la matrice, ceci pourrait expliquer les stries et les points de rebroussement observés dans la matrice sur les images MEB (*Figure II-41*), qui semblent apparaître à intervalles réguliers le long de l'axe des fibres (*II. 11. 3*).

Pendant le chargement cyclique, quand le VER revient à la contrainte de référence minimale du cycle, la matrice reste déformée plastiquement avec des déformations résiduelles ; par contre, les fibres (élastiques) tendent à retourner toujours à la configuration initiale. Ainsi, des surcontraintes sont générées dans le bord des fibres à l'interface avec la matrice ; ces surcontraintes évoluent en fonction des cycles. Même si un seul rapport de charge $R=0.1$ a été testé (en raison des temps de calcul très élevés pour la simulation de fatigue), l'analyse de la *Figure III-19* a montré que les déformations résiduelles augmentent pour des grandes amplitudes. On retrouve ainsi le rôle de l'amplitude du chargement cyclique sur l'endommagement de l'UD sous chargement de traction axiale (*II. 12*).

Enfin, on rappelle que la loi élastoplastique de la matrice utilisée dans ces travaux a été identifiée sur une matrice époxy avec comportement similaire à la M21, sous sollicitation quasi-statique. Le cumul des déformations résiduelles en fatigue n'a pas été identifié expérimentalement : il est une conséquence des paramètres choisis pour la loi de comportement. Néanmoins, les analyses numériques présentées plus haut suggèrent que les déformations plastiques de la matrice (causées par la rupture des fibres) et leur effet sur les fibres peuvent expliquer qualitativement certains phénomènes du comportement en fatigue des plis à 0° dans un UD sous chargement de traction axiale. De plus, elles pourront servir comme base d'étude de la modélisation fine de la propagation de la décohésion en fatigue.

III. 9. EVOLUTION DE LA CONTRAINTE AXIALE EN FATIGUE

Dans cette section on va analyser l'évolution en fatigue de la contrainte axiale σ_{33} dans la fibre rompue et dans sa voisine, en fonction des différentes lois de comportement utilisées pour la matrice. Pour cette étude, il est suffisant de considérer les contraintes moyennes par tranche (*Figure III-16*). On analyse la même simulation décrite dans la section précédente (*Figure III-36*) : une décohésion de $45 \mu\text{m}$ est créée le long d'une fibre rompue. Après une phase de pré-charge jusqu'à $\sigma_{33}^{0 \text{ MAX}} = 4900 \text{ MPa}$, 100 cycles ont été simulés avec un rapport de charge $R = 0,1$. Aucun critère d'avancement de la décohésion n'a été défini, on suppose donc que la décohésion n'avance pas pendant ces 100 cycles.

La *Figure III-38* montre l'évolution en fonction des cycles, de la contrainte σ_{33} dans la fibre rompue avec décohésion, quand la loi élastoplastique est utilisée pour la matrice. Les courbes noires correspondent à la simulation avec la loi élastique : une pour le chargement maximal du cycle (symbole triangle) et une pour le chargement minimal du cycle (symbole rond). Evidemment, dans ces deux cas élastiques la contrainte σ_{33} n'évolue pas en fonction des cycles. La contrainte axiale est toujours nulle sur toute la longueur de la zone décohesionnée ($45 \mu\text{m}$). Ensuite, dans les maximum des cycles, elle augmente de façon monotone croissante en fonction de l'axe z , pour tendre enfin vers la contrainte de référence

$\sigma_{33}^{0\text{MAX}}$. Dans les minimums des cycles, la contrainte σ_{33} devient négative après la fin de la décohésion, seulement avec la loi élastoplastique ; ensuite elle tend vers la contrainte de référence $\sigma_{33}^{0\text{min}}$. Le pic négatif de contrainte augmente en fonction des cycles ; la valeur absolue maximale que ce pic atteint dans cette simulation correspond à environ 25 % de la contrainte de référence $\sigma_{33}^{0\text{MAX}}$. Le changement de signe des valeurs des contraintes axiales apparaissant au maximum et au minimum du cycle se produit durant tout le chargement cyclique.

En résumé, le rapport de charge local sur la fibre rompue est différent que celui du chargement appliqué ($R=0.1$) et évolue en fonction des cycles ; ce phénomène a été observé également pour la contrainte radiale σ_{rr} (III. 8. 2). Pendant les décharges, la fibre rompue est ainsi en compression axiale sur une partie de sa longueur, seulement avec la loi élastoplastique. Par contre, pour le cas élastique, dans le minimum des cycles l'évolution de la contrainte σ_{33} en fonction de l'axe de la fibre a une allure similaire à celle correspondant au maximum des cycles (sauf qu'elle tend vers $\sigma_{33}^{0\text{min}}$). En fait, la compression axiale est due aux déformations plastiques de la matrice aux alentours de la fin de la décohésion, comme discuté dans la section précédente. Un autre effet de la plasticité de la matrice est l'augmentation de la longueur inefficace (longueur nécessaire à la fibre rompue pour reprendre 90% de sa charge avant rupture, cf. III. 1) en fonction du nombre des cycles. En général, la contrainte σ_{33} tend plus lentement vers la contrainte de référence par rapport au cas élastique (ligne noire) ; de plus, cette différence par rapport au cas élastique augmente avec le nombre des cycles.

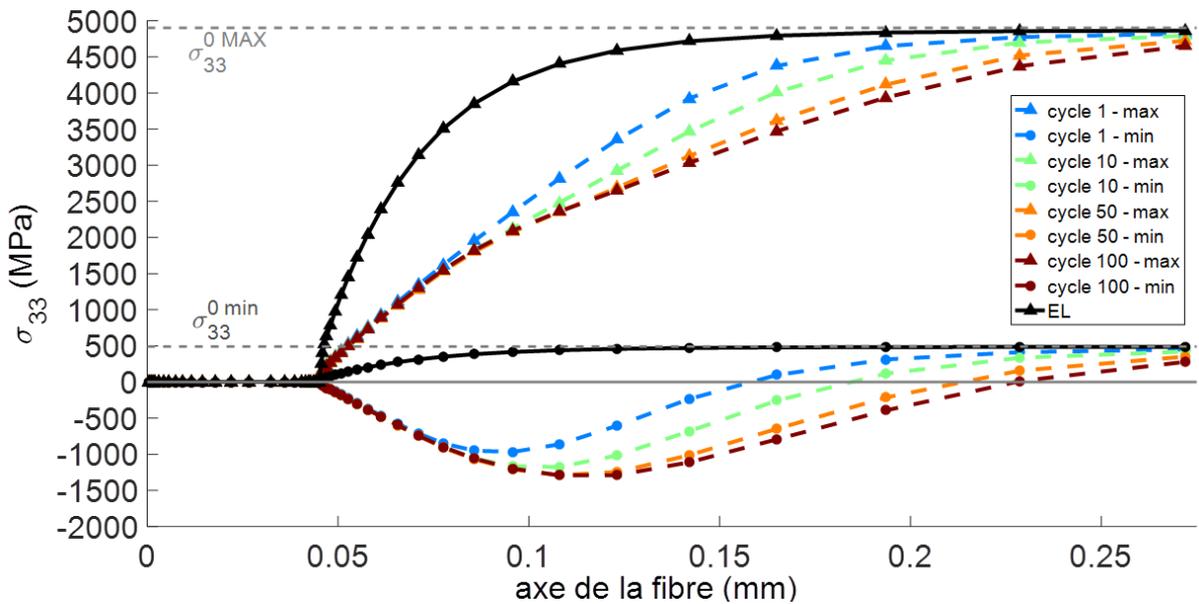


Figure III-38 : Evolution en fonction du nombre de cycles de la contrainte σ_{33} moyenne par tranche dans la fibre rompue avec une décohésion de $45 \mu\text{m}$. Loi élastoplastique utilisée pour la matrice. Comparaison avec le cas élastique en noir (« EL »). $V_f = 57\%$.

Ensuite, on analyse les effets de la viscosité de la matrice sur la contrainte σ_{33} dans la fibre rompue. Pour cela, quatre simulations numériques ont été réalisées avec la loi viscoélastique pour la matrice. Chacune des quatre simulations a un temps caractéristique de relaxation τ différent (Tableau III-2). Il a fallu introduire la notion de temps dans les simulations : par rapport au schéma de la Figure III-36, une vitesse de 10 MPa/s est imposée pour le pré-chargement et une fréquence $f = 5 \text{ Hz}$ est utilisée pour le chargement cyclique. La Figure III-39 montre l'évolution de la contrainte σ_{33} le long de la fibre rompue avec décohésion, au maximum du premier cycle (fin du pré-chargement, $\sigma_{33}^{0\text{MAX}} = 4900 \text{ MPa}$) et au

maximum du 100^{ème} cycle. Chaque couleur de courbe correspond à une simulation avec un temps caractéristique τ différent. La courbe en noir se réfère au cas élastique et celle en tirets gris se réfère au cas élastoplastique.

On observe que, pour un même cycle, la longueur inefficace augmente avec la réduction de la valeur du temps caractéristique de relaxation τ . C'est parce que le module apparent de la matrice diminue : en fait, plus le temps τ est court, plus vite la matrice se rapproche à l'état de contraintes relaxé. Ensuite, on voit que l'écart entre la courbe EP et les courbes VE au 100^{ème} cycle est plus grand que celui observé au 1^{er} cycle : la différence de longueurs inefficaces entre le cas élastoplastique et le cas plastique augmente avec le nombre des cycles. Enfin, au 100^{ème} cycle, les courbes VE sont plus proches de la courbe EL que de la courbe EP : à la fin de la simulation (environ 500 s) les déformations plastiques induisent une augmentation de la longueur inefficace plus importante que celle induite par les effets de viscosité de la matrice. D'ailleurs, avec la loi viscoélastique, la fibre rompue ne rentre pas en compression axiale lors de la décharge des cycles : en fait, les courbes correspondantes au minimum des cycles (non montrées dans la *Figure III-39*) ont une allure similaire à celles correspondant au maximum des cycles, sauf qu'elles tendent vers la contrainte $\sigma_{33}^{0 \min}$.

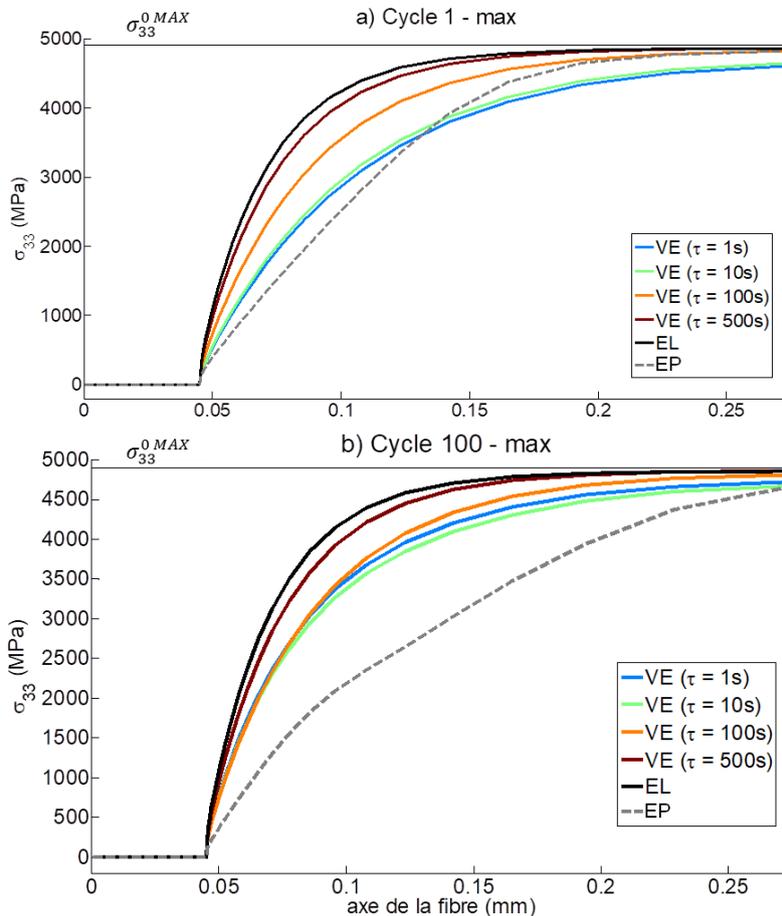


Figure III-39 : Contrainte σ_{33} moyenne par tranche dans la fibre rompue avec une décrohesion de $45 \mu\text{m}$, au maximum a) du premier et b) du dernier cycle. Loi viscoélastique utilisée pour la matrice (« VE ») avec un seul temps caractéristique de relaxation τ . Comparaison avec le cas élastique (« EL ») et élastoplastique (« EP »). $V_f = 57\%$.

L'existence d'une longueur inefficace dans la fibre rompue induit une longueur de surcharge dans les fibres voisines, dont l'évolution en fatigue va maintenant être analysée.

La *Figure III-40* concerne la simulation avec la loi élastoplastique pour la matrice et montre l'évolution en fatigue de la contrainte σ_{33} dans la fibre surchargée (voisine de celle rompue). La courbe noire, ajoutée à titre de comparaison, se réfère au cas élastique. Au maximum des cycles (*Figure III-40 a*) on observe un pic de surcharge dans le plan de fin de décohésion ($z = 45 \mu\text{m}$) de la fibre rompue, moins prononcé que celui avec la matrice élastique (déjà analysé dans la section III. 6). Après le pic, la courbe EL chute plus rapidement que les courbes EP vers la contrainte de référence. Enfin, on remarque que la différence entre les courbes EP correspondant à différents cycles est négligeable. Pour résumer, les déformations plastiques de la matrice induisent une longueur de surcharge plus grande dans les fibres voisines à celle rompue par rapport au cas élastique, mais la contrainte évolue très peu en fonction du nombre des cycles (au moins pour les 100 premiers cycles simulés).

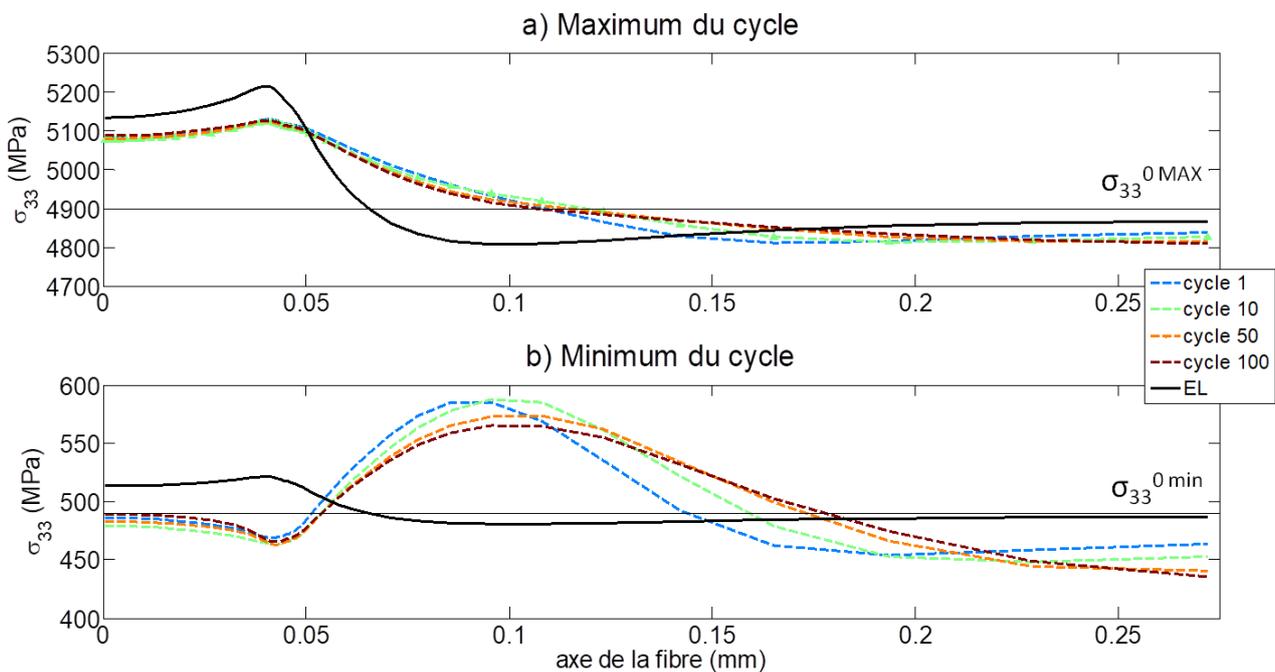


Figure III-40 : Evolution en fonction du nombre de cycles de la contrainte σ_{33} moyenne par tranche le long de la fibre voisine à la fibre rompue avec une décohésion de $45 \mu\text{m}$. Loi élastoplastique utilisée pour la matrice. Comparaison avec le cas élastique (« EL »). $V_f = 57\%$.

La contrainte axiale σ_{33} évolue peu en fonction du nombre des cycles également au minimum des cycles (*Figure III-40 b*), toutefois elle a une allure différente de celle du cas élastique. Avant la fin de la décohésion sur la fibre rompue ($z = 45 \mu\text{m}$), la contrainte est plus petite que la contrainte de référence ($\sigma_{33}^{0 \text{ min}}$) et continue à diminuer jusqu'à $z = 45 \mu\text{m}$. Ensuite, il y a une inversion de tendance : dans le cas élastoplastique, la contrainte σ_{33} augmente jusqu'à atteindre un pic qui se situe après la fin de la décohésion. Par contre la courbe EL décroît de façon monotone vers la contrainte de référence tout de suite après un pic à $z = 45 \mu\text{m}$. Ainsi, au minimum des cycles, la longueur de surcharge est considérablement plus élevée dans le cas élastoplastique que dans le cas élastique et également plus élevée comparée au maximum des cycles (*Figure III-40 a*).

On analyse enfin l'influence de la viscosité de la matrice sur la surcharge de la fibre voisine à celle rompue sur la *Figure III-41* : la contrainte σ_{33} (moyenne par tranche) est tracée le long de la fibre voisine aux maximums des premier et dernier cycles (respectivement *Figure III-41 a et b*), en fonction des différents temps caractéristiques de relaxation utilisés. Les courbes correspondant aux cas avec la matrice élastique (« EL ») et élastoplastique (« EP ») sont également tracées. La réduction du pic de

surcontrainte avec la loi élastoplastique par rapport au cas élastique a été déjà discutée dans la section III. 6. Maintenant, on observe une augmentation très faible du pic de surcontrainte par rapport au cas élastique : ceci est vraisemblablement dû à la réduction du module apparent de la matrice (conséquence de la loi viscoélastique utilisée). Cette augmentation est inférieure à 1% dans le premier et dans le dernier cycle des simulations effectuées, quel que soit le temps caractéristique τ utilisé. La longueur de surcontrainte augmente par rapport au cas élastique et augmente avec la réduction de la valeur de τ , mais elle reste plus courte que celle dans le cas élastoplastique.

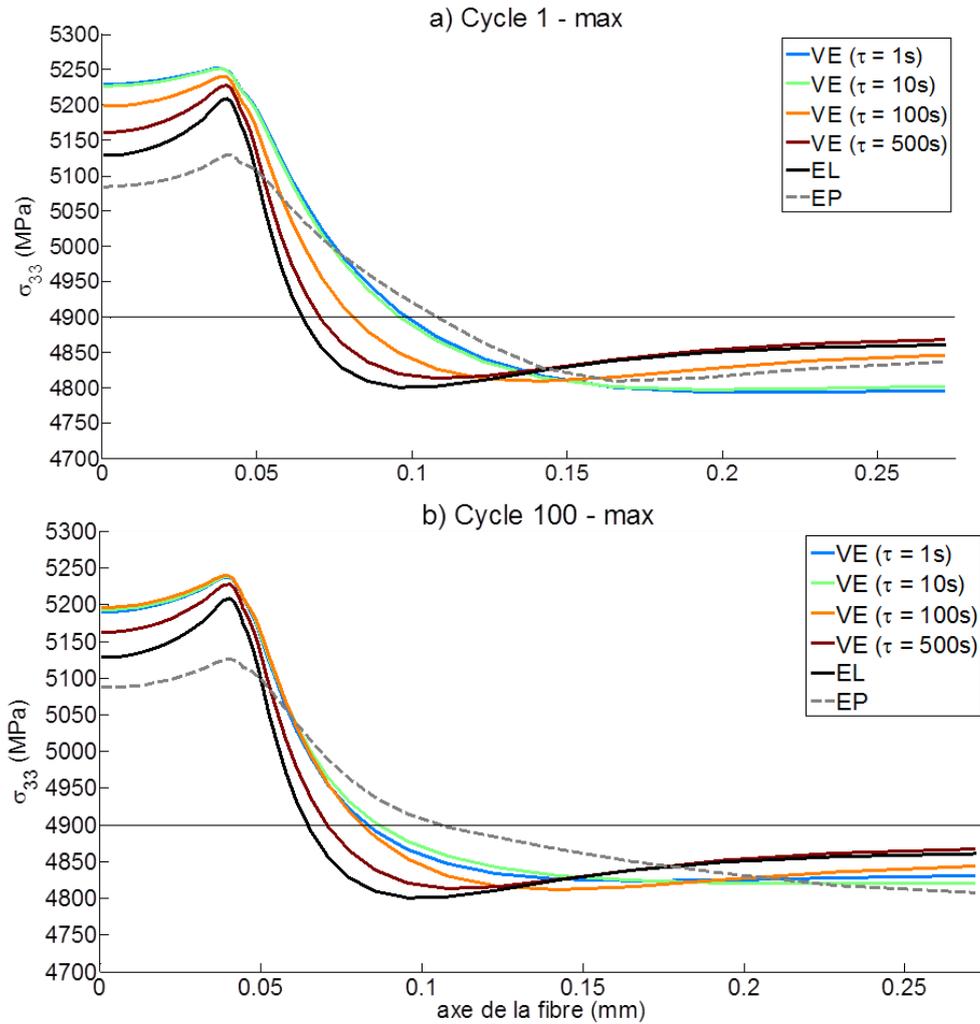


Figure III-41 : Contrainte σ_{33} moyenne par tranche le long de la fibre voisine à celle rompue ayant une décohésion de 45 μm , au maximum a) du premier et b) du dernier cycle. Loi viscoélastique utilisée pour la matrice (« VE ») avec un seul temps caractéristique de relaxation τ . Comparaison avec le cas élastique (« EL ») et élastoplastique (« EP »). $V_f = 57\%$.

En conclusion, dans cette section il a été montré qu'une partie de la fibre rompue peut avoir un état de compression axiale pendant la décharge des cycles seulement si on prend en compte la plasticité de la matrice. La valeur absolue maximale de la contrainte de compression axiale dans les simulations réalisées correspond à 25% de la contrainte de référence au maximum des cycles. En compression la fibre rompt par kinking (Lankford, 1995) : sachant que la contrainte à rupture de la fibre en compression est beaucoup plus faible que celle en traction, ce phénomène pourrait rompre la fibre dans un deuxième plan proche du plan de rupture initial ou du plan de fin de décohésion. Ensuite, on a constaté que la longueur inefficace de la fibre rompue augmente à cause des déformations visqueuses et plastiques de la matrice. Ces déformations, données par les lois de comportement définies dans ces

travaux de thèse, font augmenter aussi la longueur de surcharge de la fibre voisine à celle rompue. La longueur de surcharge est maximale dans le cas avec la matrice plastique. Enfin, si la décohésion n'avance pas, le pic de surcontrainte dans la fibre voisine augmente très peu en fonction du nombre des cycles (au moins jusqu'à 100 cycles). Ces considérations seront utiles aux calculs de probabilité de rupture d'une fibre voisine à celle rompue, présentés dans la section suivante.

III. 10. PROBABILITE DE RUPTURE D'UNE FIBRE SOUS CONTRAINTE HETEROGENE

Dans l'étude bibliographique en début de ce chapitre (III. 1) nous avons vu que, pour calculer la probabilité de rupture de la fibre, la contrainte moyenne par tranche de fibre est généralement utilisée. Dans les sections précédentes nous avons montré qu'une fibre voisine à une fibre rompue est soumise à un état de contrainte très hétérogène dans la section. Il y a un pic de surcontrainte localisé dans la partie de la section de la fibre la plus proche de celle rompue (III. 4). La forme du profil de surcontraintes dans la section de la fibre change avec le nombre de fibres voisines rompues (III. 5). La longueur de surcharge de la fibre change également avec la longueur de la décohésion de la fibre rompue (III. 6) et avec les déformations plastiques de la matrice (III. 9). Enfin, on a vu comme le volume des surcontraintes se déplace avec la progression de la décohésion. Ces facteurs modifient la distribution spatiale des surcontraintes dans la fibre, influencent la probabilité de rencontrer un défaut (dans la fibre) et donc changent sa probabilité de rupture, P_R . Sachant que la probabilité de rupture d'une fibre en traction est pilotée par une loi de type Weibull (la fibre a un comportement fragile), le volume associé à la probabilité d'y trouver un défaut critique joue un rôle important. Il est donc important de tenir compte du volume sur lequel s'étendent les surcontraintes dans la fibre. Dans cette section nous allons proposer une démarche pour calculer la probabilité de rupture P_R d'une fibre chargée de manière non uniforme. Une technique de post-traitement basée sur la loi de Weibull est mise en place pour prendre en compte le gradient de contraintes dans le volume de la fibre.

On se base sur les travaux de (Hild, 1998; Hild et al., 2002) sur la rupture des matériaux fragiles. Dans sa forme la plus générale, la loi de Weibull pour la rupture en traction d'un matériau à comportement fragile peut se définir dans la façon suivante :

$$P_R(\underline{\sigma}(F)) = 1 - e^{-f(F)^m}, \text{ avec } f(F) = \frac{\langle \sigma_I \rangle_+}{\Sigma} \quad \text{Équation 13}$$

m est le paramètre de forme ; Σ est le paramètre d'échelle ; $\underline{\sigma}(F)$ est le tenseur de contrainte et dépend du chargement appliqué F . $\langle \sigma_I \rangle_+$ est la partie positive de la composante principale du tenseur de contraintes $\underline{\sigma}$. Les paramètres de la loi de Weibull de la fibre considérée dans ces travaux de thèse sont $m = 3.65$, et $\Sigma = 4.43$ GPa (Tableau III-1), identifiés sur les essais de (Islam et al., 2018) : il s'agit d'essais de traction à rupture sur fibres unitaires de longueur de 30 mm et volume V_0 . Dans ce contexte, la fibre se trouve dans un état uniformément contraint $\underline{\sigma}$. De plus, il a été montré que, dans une fibre surchargée en traction comme dans les cas considérés dans ce chapitre, la composante de contrainte longitudinale σ_{33} , positive, est de un à deux ordres de grandeur plus grande que les autres composantes (Annexe C). On va donc remplacer $\langle \sigma_I \rangle_+$ par $\langle \sigma_{33} \rangle_+$, obtenant ainsi la forme typique de la loi de Weibull pour la rupture de la fibre en traction sous un état uniformément contraint (Figure III-17) :

$$P_{RV_0}(\sigma_{33}) = 1 - e^{-\left(\frac{\langle \sigma_{33} \rangle_+}{\Sigma}\right)^m} \quad \text{Équation 14}$$

Les fibres du VER utilisé dans les simulations ont un volume V . Celles surchargées se trouvent dans un état contraint de façon hétérogène, comme discuté précédemment. On suppose que la fibre est

composée d'un ensemble de n volumes V_i : $\sum_i^n V_i = V$. A l'intérieur de chaque volume V_i , on considère la contrainte σ_{33} constante. Par exemple, ces volumes peuvent correspondre aux éléments finis utilisés pour mailler la fibre. Sachant que l'Équation 14 donne la probabilité de rupture pour une fibre uniformément contrainte de volume V_0 , la probabilité de rupture (selon la loi de Weibull) de chaque élément de volume V_i se calcule de façon suivante :

$$P_{RV_i}(\sigma_{33}) = 1 - e^{-\frac{V_i}{V_0} * \left(\frac{\langle\sigma_{33}\rangle_+}{\Sigma}\right)^m} \quad \text{Équation 15}$$

Cette équation peut être ainsi reformulée :

$$\ln(1 - P_{RV_i}(\sigma_{33})) = -\frac{V_i}{V_0} * \left(\frac{\langle\sigma_{33}\rangle_+}{\Sigma}\right)^m \quad \text{Équation 16}$$

La probabilité de rupture de la fibre (de volume V) est donnée par la probabilité qu'aucun de ses n éléments V_i rompt. Par conséquent, on obtient :

$$P_{RV}(\sigma_{33}(F)) = 1 - \prod_i^n (1 - P_{RV_i}(\sigma_{33})) \quad \text{Équation 17}$$

Sachant que la fibre est contrainte de façon hétérogène, sa probabilité de rupture P_{RV} n'est pas fonction d'une seule contrainte uniforme σ_{33} . Comme dit précédemment, le profil des contraintes axiales est fonction de nombreux facteurs qui dépendent de la configuration de chargement (F). Ainsi, grâce à l'Équation 16, l'Équation 17 devient :

$$\ln(1 - P_{RV}(\sigma_{33}(F))) = \sum_i^n \ln(1 - P_{RV_i}(\sigma_{33})) = -\frac{1}{V_0} \sum_i^n V_i \left(\frac{\langle\sigma_{33}\rangle_+}{\Sigma}\right)^m \quad \text{Équation 18}$$

Pour des volumes infinitésimaux, on a :

$$\sum_i^n V_i \left(\frac{\langle\sigma_{33}\rangle_+}{\Sigma}\right)^m = \int_V \left(\frac{\langle\sigma_{33}\rangle_+}{\Sigma}\right)^m dv \quad \text{Équation 19}$$

On nomme Intégrale de Probabilité, IP, l'intégrale de l'Équation 19. L'Équation 18 s'écrit alors :

$$P_{RV}(\sigma_{33}(F)) = 1 - e^{-\frac{IP}{V_0}} \quad \text{Équation 20}$$

Le calcul de l'intégrale IP pour chaque élément peut être réalisé en post-traitement avec le code de calcul aux éléments finis utilisé dans ces travaux de thèse, Zébulon (Mines ParisTech and ONERA, 2018). Il est ainsi possible de calculer la probabilité de rupture de la fibre en prenant en compte le pic de surcontrainte sur les éléments en bord de fibres, le gradient de contraintes dans la section et le long de l'axe longitudinal. Les surcontraintes qui s'étendent sur une zone plus petite de la fibre auront un impact mineur sur la probabilité de rupture de la fibre par rapport aux surcontraintes, de même intensité, qui s'étendent sur une plus grande zone. On trace ensuite la fonction probabilité de rupture de la fibre selon son axe, $P_R = f(z)$, dans les différentes configurations de chargement étudiées dans les sections précédentes, selon l'Équation 21. Afin de visualiser facilement l'évolution de P_R selon l'axe de la fibre z , on définit une intégrale de probabilité IP_J pour chaque tranche J de la fibre (Figure III-42) : par

exemple, l'intégral IP_1 de la tranche n° 1 est calculé intégrant les contraintes selon l'Équation 19 seulement sur les n éléments constituant la tranche n° 1.

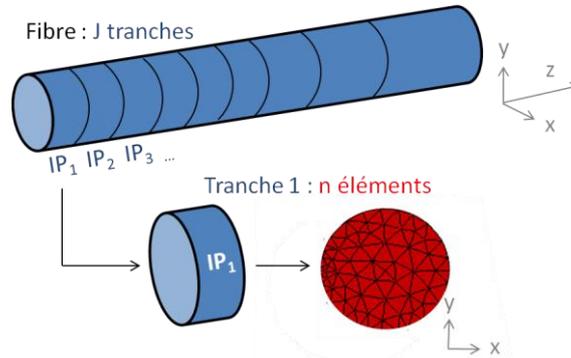


Figure III-42 : Calcul de l'intégral IP sur chaque tranche de fibre. Tranche de volume V_j constituée de n éléments de volume V_i .

De plus, sachant que les IP_j se réfèrent à des volumes différents (car les tranches peuvent avoir des volumes V_j différents) il faut « normaliser » la fonction $P_R(z)$ avec un volume de référence. On a choisi de normaliser par rapport au volume V_1 de la première tranche de fibre, celle de plus petite dimension :

$$P_R(z) = 1 - e^{-\frac{V_1}{V_j} \frac{IP_j}{V_0}} \quad \text{Équation 21}$$

La Figure III-43 montre la fonction $P_R(z)$, calculée avec l'Équation 21 pour une fibre voisine à une fibre rompue ayant différentes longueurs de décohéssion d . Les profils de contrainte σ_{33} utilisés sont issus des simulations avec $V_f = 77\%$ et avec la loi élastoplastique utilisée pour la matrice. La ligne grise correspond à une fibre soumise à un état de contrainte uniforme, égale à la contrainte de référence $\sigma_{33}^0 = 4900$ MPa ; la courbe rouge se réfère à une fibre voisine d'une fibre rompue sans décohéssion. Le même maillage est utilisé pour les différents calculs.

Les valeurs absolues de la probabilité de rupture sont très faibles car elles sont exprimées en fonction de la plus petite tranche de fibre. Par conséquent, il faut plutôt interpréter les résultats comme une augmentation de probabilité de rupture P_R de la fibre surchargée par rapport à la fibre uniformément contrainte avec $\sigma_{33} = \sigma_{33}^0 = 4900$ MPa. Cette augmentation est d'environ 30 % dans le plan de rupture ($z=0$). Pour les longueurs de décohéssion considérées, la probabilité de rupture de la fibre chargée de manière non uniforme reste plus élevée que celle uniformément contrainte jusqu'à une distance de 75 μm du plan de rupture, qui est équivalent à environ 30% de la longueur des fibres du VER modélisé.

Enfin, sur le zoom de la Figure III-43 on voit que le pic de probabilité de rupture pour une décohéssion $d= 7 \mu\text{m}$ est plus faible que celui pour $d = 1 \mu\text{m}$ ou $d = 3 \mu\text{m}$. D'un autre côté, la fonction $P_R(z)$ chute plus rapidement avec la réduction de la valeur d .

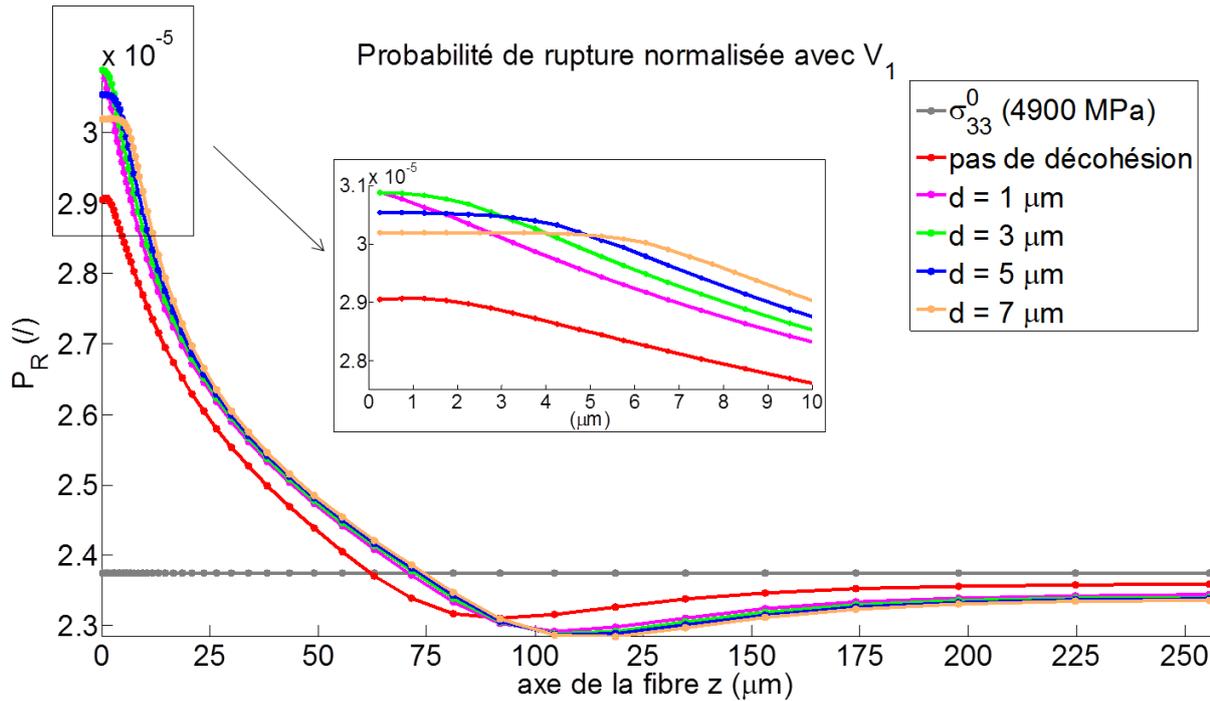


Figure III-43 : Probabilité de rupture, normalisée avec le volume V_1 de la plus petite tranche de fibre, d'une fibre voisine à une fibre rompue ayant différentes longueurs de décohesion d . $V_j = 77\%$. Loi élastoplastique utilisée pour la matrice.

Ces courbes ne prennent pas en compte l'histoire de chargement de la fibre, c.à.d. le chargement appliqué ou le nombre des cycles ; il s'agit plutôt de courbes de probabilité de rupture « instantanée ». Il a déjà été discuté que la décohesion dans la fibre rompue avance en fatigue, et que ce phénomène cause le déplacement du pic de surcontrainte dans la fibre voisine. Pour cela, il faudrait prendre en compte le profil de contraintes σ_{33} maximales que la fibre a vu pendant son histoire de chargement. Or, on a vu que la surcontrainte maximale évolue principalement à cause de la progression de la décohesion. Par contre, les variations des surcontraintes σ_{33} maximales induites par l'évolution des déformations visqueuses et plastiques de la matrice sous chargement cyclique sont très faibles (dans les simulations effectuées), et donc on les néglige. On reprend enfin l'exemple de la Figure III-43 : une fibre rompue a subi une augmentation de la longueur de décohesion jusqu'à $d = 7 \mu\text{m}$. On veut calculer la probabilité de rupture « cumulée » de la fibre voisine, c.à.d. la probabilité qui prend en compte l'histoire de chargement (à savoir, la progression de la décohesion sur la fibre rompue). Elle est approximée par la courbe noire sur la Figure III-44, construite avec les valeurs maximales de la fonction $P_R(z)$ pour longueurs de décohesion (de la fibre rompue) croissantes jusqu'à $d = 7 \mu\text{m}$. Cette courbe représente la probabilité de rupture correspondante à la contrainte maximale que chaque partie de la fibre a vu pendant la progression de la décohesion sur la fibre rompue. Au-delà de la longueur de surcharge de la fibre (environ $75 \mu\text{m}$ dans la Figure III-44), la probabilité de rupture cumulée devient égale à celle d'une fibre uniformément contrainte avec la contrainte de référence.

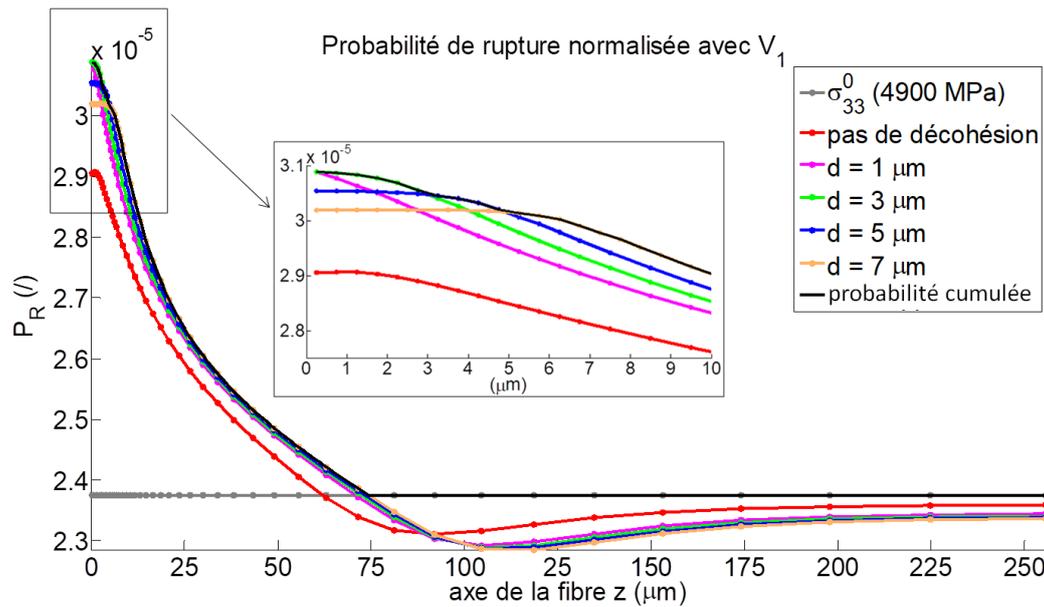


Figure III-44 : Probabilités de rupture instantanées et probabilité de rupture cumulée (ligne noire) d'une fibre voisine à une fibre rompue dont la décohésion a progressé de 7 μm à partir du plan de rupture. Probabilité normalisée avec le volume V_1 de la plus petite tranche de fibre. $V_j = 77\%$. Loi élastoplastique utilisée pour la matrice.

Ensuite, on veut montrer comment la probabilité de rupture augmente dans les fibres voisines d'un cluster. On considère l'exemple d'un 2-plet : deux fibres voisines rompues dans le même plan $z=0$. La Figure III-45 montre l'évolution selon l'axe de la fibre, de la probabilité de rupture d'une fibre voisine à une fibre rompue (courbe bleue) et d'une fibre voisine à deux fibres rompues (courbe rouge). Le profil de contraintes σ_{33} dans la section $z=0$ d'une fibre proche de deux fibres rompues a une forme à deux lobes (Figure III-26). Cette fibre est donc plus surcontrainte qu'une fibre voisine à une seule fibre rompue (ayant un profil classique à un lobe). Ceci induit une différence de 15% entre les probabilités de ruptures de ces fibres dans le plan $z=0$. Jusqu'à une distance de 50 μm du plan de rupture de la fibre, la $P_R(z)$ de la fibre voisine à deux fibres rompues est plus grande que la $P_R(z)$ de la fibre voisine à une fibre rompue. Enfin, dans le graphe est présente aussi la courbe $P_R(z)$ concernant une fibre rompue dans un 1-plet (une seule fibre rompue) : elle est plus faible d'environ 5% par rapport à la courbe $P_R(z)$ d'une fibre voisine seulement à une des deux fibres rompues d'un 2-plet.

Enfin, dans la section III. 6 il a été discuté sur les conséquences de la condition d'équilibre sur les déplacements d'une fibre de nature élastique : si, par rapport à une fibre de référence uniformément contrainte, une fibre est surchargé (et surdéformée) sur une certaine longueur, alors il doit y avoir une autre portion de cette fibre moins déformée, et donc avec une contrainte plus petite que celle de référence (Figure III-30). Par conséquent, sur la Figure III-45 on retrouve ces mêmes effets en termes de probabilité de rupture : par exemple, la courbe rouge passe en dessous des autres à un certain niveau, et ensuite les courbes se rapprochent pour z tendant vers L .

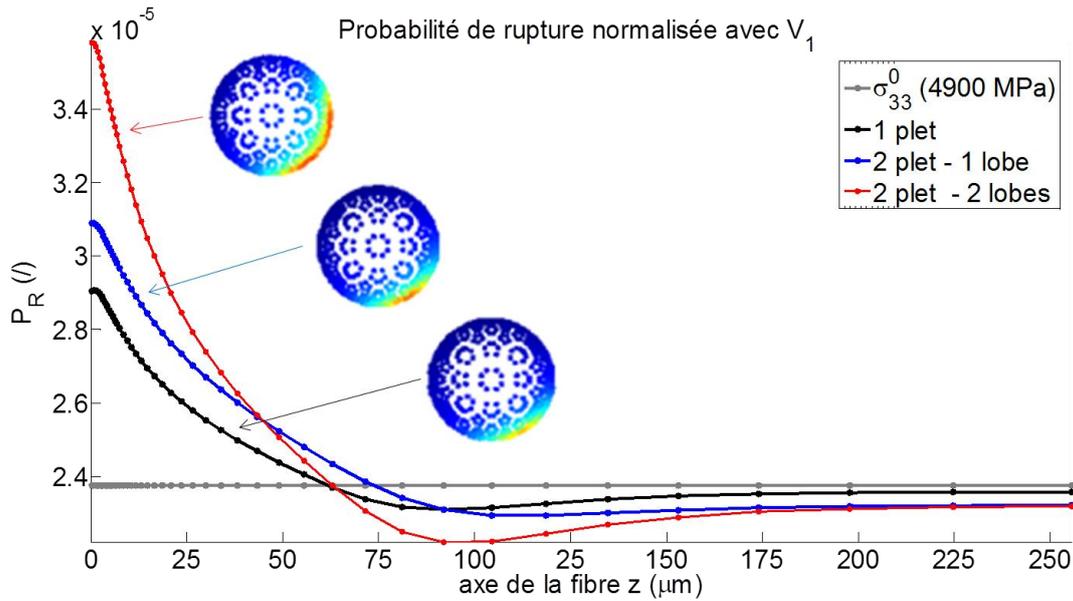


Figure III-45 : Probabilité de rupture, normalisée avec le volume V_1 de la plus petite tranche de fibre, d'une fibre voisine à une seule fibre rompue (en noir), à une fibre rompue dans un 2-plet (en bleu) et à deux fibres rompues (en rouge). $V_f = 77\%$. Loi élastoplastique utilisée pour la matrice.

III. 11. CONCLUSION DU CHAPITRE

Un Volume Élémentaire Représentatif a été créé avec la méthode des Éléments Finis, pour simuler le scénario d'endommagement dans un UD à fibres de carbone et matrice époxy soumis à un chargement de traction longitudinale, sous sollicitation quasi-statique et de fatigue. La modélisation des fibres et de la matrice avec des éléments 3D a permis de capter, par simulation numérique, la forme hétérogène du profil de surcontrainte dans une fibre voisine à une ou plusieurs fibres rompues, avec ou sans décohésion. Plus en détail, dans la fibre surchargée, seulement la composante σ_{33} a été analysée car les autres composantes du tenseur de contrainte sont négligeables dans la configuration de chargement étudiée. Ne disposant pas de loi de comportement identifiée expérimentalement en quasi-statique et en fatigue pour la matrice M21, différentes lois ont été testées afin de dégager les tendances. Une loi viscoélastique a été utilisée pour comprendre l'influence de la relaxation de la matrice sur la surcharge des fibres voisines. Une loi élastoplastique, inspirée du comportement en quasi-statique d'une matrice époxy, a été utilisée pour étudier les effets des déformations plastiques. Deux mécanismes de rupture ont été considérés : rupture coplanaire de plusieurs fibres, et propagation de la décohésion le long d'une fibre rompue. Le profil de surcontrainte dans les fibres voisines surchargées a été analysé. Ce profil augmente en intensité et s'étend dans la section avec le nombre de fibres voisines rompues. Il présente un pic au niveau du plan de fin de décohésion de la fibre rompue qui se déplace avec l'avancée de la décohésion. La longueur de surcontrainte de la fibre voisine augmente également avec l'avancement de la décohésion. De plus, avec la loi élastoplastique utilisée pour la matrice, il y a des déformations résiduelles aux alentours de la fibre rompue dont l'étendue augmente, dans l'axe des fibres, avec la longueur de décohésion. Ces déformations plastiques réduisent l'intensité du pic de surcontrainte par rapport au cas élastique, mais augmentent la longueur de surcharge de la fibre voisine. Il suffit que le critère en contrainte soit satisfait dans la partie de la section de la fibre où il y a le pic de surcontrainte, pour amorcer et propager une fissure dans toute la section de la fibre (car l'énergie élastique stockée dans la fibre est alors suffisante pour faire propager cette fissure). Ceci peut causer la rupture d'une fibre dans le plan de fin de décohésion d'une fibre précédemment rompue. Par ailleurs, la valeur des

surcontraintes augmente avec la réduction de la distance inter-fibre, paramètre pris en compte dans ces travaux au travers du taux volumique des fibres V_f . A partir d'une première fibre rompue, le V_f joue un rôle important dans la transition entre rupture coplanaire de plusieurs fibres (cluster) et rupture de l'interface d'une fibre rompue (décohésion). Le premier phénomène est énergétiquement plus favorable, mais moins observé (au micro-tomographe). Plus en détail, l'augmentation de la distance inter-fibre réduit les surcontraintes dans les fibres voisines générées par un cluster, favorisant ainsi la libération d'énergie dans une fissure de décohésion. En fait, si la surcontrainte générée par la formation du cluster est inférieure à la contrainte à rupture (dans le plan du cluster) des fibres autour du cluster, elles ne peuvent pas rompre. Il est alors vraisemblable que la quantité considérable d'énergie relâchée par les fibres précédemment rompues (celles ayant créées le cluster) entraîne une décohésion sur le pourtour de ces fibres. Dans ce cas, le pic de contrainte dans les fibres voisines se déplace sur le plan de fin de décohésion. Donc, dans le plan de rupture du cluster la surcontrainte diminue. Ces considérations peuvent expliquer pourquoi un cluster déjà créé ne peut pas s'agrandir dans son plan. Sous chargement de fatigue, la progression de la décohésion est le phénomène qui, au premier ordre, induit une augmentation de surcontrainte dans les fibres. L'augmentation, avec le nombre de cycles, de la longueur de surcharge et de l'intensité de surcontraintes causées par les déformations visqueuses et plastiques de la matrice s'est révélée très faible quand la décohésion n'avance pas, pour les simulations réalisées. Il faut cependant souligner que seulement 100 cycles ont été simulés, et que le mécanisme visqueux a été découpé de celui plastique au travers de l'utilisation de deux lois différentes. Ceci a été fait aussi à cause des temps de simulations importants : une simulation de 100 cycles dure un mois avec la loi élastoplastique, et une semaine avec la loi viscoélastique. Sur la base des résultats obtenus, on considère que l'augmentation de probabilité de rupture de la fibre en fatigue est due essentiellement à la propagation de la décohésion de la fibre voisine rompue. Une estimation de cette augmentation a été donnée en fin de chapitre, pour une fibre voisine à une fibre rompue, dont la décohésion propage jusqu'à une longueur donnée. L'approche probabiliste développée utilise la loi de Weibull pour une structure fragile soumise à un état de contrainte hétérogène. Ainsi, cette approche permet de prendre en compte facilement le gradient des contraintes axiales selon l'axe de la fibre et également celui dans la section. La démarche est facilement applicable à d'autres configurations, car il s'agit simplement d'un post-traitement sur les contraintes aux éléments finis de la fibre.

Enfin, le mécanisme de propagation de décohésion en fatigue a été analysé. Les résultats obtenus suggèrent que les déformations plastiques de la matrice jouent un rôle clé dans ce mécanisme. Ces déformations augmentent avec l'amplitude du chargement, facilitant ainsi la propagation de la décohésion et des ruptures de fibres en conséquence. Ceci est en accord avec le fait que les courbes d'énergie acoustiques analysées dans le *Chapitre II* sont plus élevées pour des amplitudes plus grandes. Ainsi, une première perspective de l'étude serait d'étudier plus en détail le critère énergétique et le critère en contrainte pour la propagation d'une fissure de décohésion à l'interface de la fibre rompue. Ceci, couplé à une identification expérimentale des paramètres de l'interface fibre/matrice (I700GC/M21) pourra permettre de développer une loi de progression de la décohésion sous chargement cyclique. Cette loi doit être enrichie avec la prise en compte des effets de frottement à l'interface, qui font que la charge sur l'interface change avec les caractéristiques de la sollicitation cyclique ($\sigma_{33}^{0\text{MAX}}$, R). Ensuite, une amélioration de la loi de comportement de la matrice en fatigue est certainement nécessaire : couplage entre viscosité et plasticité, cumul de déformations résiduelles avec le chargement cyclique, endommagement et rupture de la matrice sont des éléments qui permettront enrichir la qualité du modèle étudié. De plus, dans le *Chapitre II* on a vu que l'endommagement

augmente et la durée de vie diminue avec l'augmentation de la température : il faudra donc enrichir la loi de comportement de la matrice et de propagation de la décohésion avec l'influence de la température. Enfin, le phénomène de formation des clusters pourrait être mieux compris avec la prise en compte des effets dynamiques dans la rupture coplanaire des fibres.

Dans la suite, il est possible d'utiliser des techniques de type Monte-Carlo pour avoir une estimation de la cinétique de création des ruptures de fibre (mais cela nécessitera un travail important pour réduire les coûts de calcul). Enfin, une stratégie de changement d'échelle pour le passage de la microstructure du matériau au pli (ou au stratifié) devra être mise en place. Les résultats obtenus dans ce chapitre nous amènent à formuler le scénario suivant : à partir de certaines fibres rompues dans une phase de pré-chargement initiale, la décohésion propage sous chargement cyclique avec une loi qui dépend, entre autres, de l'amplitude du chargement cyclique. Ceci entraîne l'augmentation de probabilité de rupture de certaines fibres. Un critère probabiliste (en contrainte) peut être inséré pour la rupture des fibres. S'ensuivent l'amorçage et la propagation de décohésion à partir de ces fibres rompues qui endommagent le VER en fatigue. Ceci peut amener à la coalescence entre les fibres rompues du VER, dans le même plan et sur plan différents liés par la décohésion. Enfin, le VER n'est plus capable de soutenir la charge appliquée, entraînant ainsi la rupture catastrophique du pli.

Chapitre IV

Comportement des plis à 0° dans des stratifiés multidirectionnels sous sollicitations de fatigue

Sommaire

IV. 1. Choix des empilements par analyse numérique.....	134
IV. 2. Endommagement et rupture du stratifié $[0_2 30 -30 0]_s$	136
IV. 2. 1. Sollicitation quasi-statique.....	137
IV. 2. 2. Fatigue.....	139
IV. 3. Endommagement et rupture du stratifié $[0_3 90_5]_s$	142
IV. 3. 1. Sollicitation quasi-statique.....	142
IV. 3. 2. Fatigue.....	145
IV. 4. Comparaison des durées de vie.....	148
IV. 5. Identification de la signature acoustique de la fissuration matricielle.....	149
IV. 6. Conclusion du chapitre.....	151

Dans le milieu industriel, les structures en composite sont souvent constituées de stratifiés MD (Huang and Zhou, 2012), *Figure IV-1*. La rupture de ces stratifiés se produit par rupture des plis à 0° ou par délaminage. Dans ce chapitre on s'intéresse aux stratifiés MD dont la rupture est pilotée par la rupture des plis à 0° . Un premier objectif est de savoir si on arrive à caractériser le comportement des plis à 0° en utilisant des stratifiés MD pour remplacer les essais directs sur les UD seuls, dont la rupture prématurée peut intervenir dans les mors (*Chapitre I*). En fait, il est connu que la réalisation d'essais sur MD est plus facile que sur UD. Ainsi, dans le modèle de (Caous, 2017), présenté dans l'*Introduction*, la résistance dans le sens des fibres a été obtenue à partir d'essais sur des stratifiés multidirectionnels. Cela a été fait sous l'hypothèse que la résistance dans la direction des fibres n'est affectée que par le couplage avec l'endommagement matriciel des plis hors axe. Or, en raison du fait que plusieurs endommagements interviennent simultanément, il est important de vérifier si le comportement des plis à 0° au sein d'un stratifié MD est le même que celui d'un pli à 0° testé séparément. S'il est différent, il faudrait déterminer son évolution en fonction de l'empilement considéré, des endommagements dans les autres plis, etc. Pour cela l'UD a été testé dans le *Chapitre II* et dans ce chapitre on va étudier le comportement en fatigue des plis à 0° dans deux configurations différentes :

- (i) dans un stratifié MD dont les plis hors axe ne s'endommagent pas ou très peu ;
- (ii) dans un stratifié MD dont les plis hors axe s'endommagent.

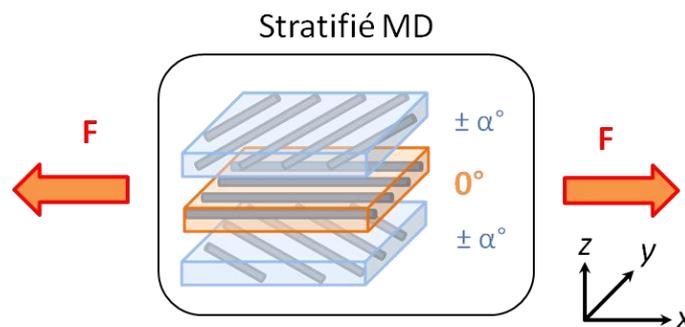


Figure IV-1 : Schéma de stratifié multidirectionnel soumis à une traction longitudinale. Par définition, les plis à 0° sont alignés avec la direction de chargement.

IV. 1. CHOIX DES EMPILEMENTS PAR ANALYSE NUMERIQUE

La première étape de l'étude consiste à identifier numériquement les séquences d'empilements pour étudier les points (i) et (ii) évoqués ci-dessus. Un modèle mésoscopique déjà existant dans la littérature, OPFM (Laurin et al., 2007) a été appliqué afin d'identifier ces séquences d'empilements. Le modèle est limité aux sollicitations quasi-statiques. Il s'agit d'un modèle à endommagement progressif, basé sur des variables d'endommagement phénoménologiques. Ces variables décrivent l'effet d'un endommagement à l'échelle du pli (par exemple la fissuration matricielle) sur l'échelle macroscopique, c.à.d. sur le stratifié. Au-delà de l'identification du comportement du pli, l'identification de l'endommagement se fait au niveau macroscopique (échelle du stratifié). Ce modèle prend en compte la fissuration matricielle dans les plis hors axe, mais il ne prend pas en compte le délaminage entre les plis. En général, l'endommagement progressif des plis en mode fibres n'est pas pris en compte ; pour la résistance dans le sens des fibres, un critère de rupture en contrainte est utilisé. Enfin, la rupture du stratifié arrive quand les plis à 0° rompent. Le modèle a déjà été identifié sur le matériau T700GC/M21 (Laurin, 2005; Laurin et al., 2007).

Sur la base des résultats du *Chapitre I*, les valeurs suivantes ont été utilisées dans le modèle : (i) modules longitudinaux avant et après durcissement, 120 GPa et 145 GPa (*Figure I-20*) ; (ii) contrainte à rupture en traction : 2600 MPa (*Tableau I-2*) ; (iii) autres propriétés élastiques (*Tableau I-1*).

On cherche, dans un premier temps, à définir un empilement dans lequel il n'y a pas de fissuration matricielle dans les plis hors axe sous chargement de traction axiale longitudinale jusqu'à rupture des plis à 0°. Cela revient à chercher un empilement où les contraintes transversales σ_{22} et les contraintes de cisaillement σ_{12} dans les plis hors axe ne sont pas suffisamment élevées pour causer la fissuration matricielle, avant que les contraintes longitudinales σ_{11} dans les plis à 0° atteignent la contrainte à rupture (2600 MPa). Pour cela, nous avons testé l'empilement $[0_2 30 -30 0]_s$ avec OPFM, sous chargement de traction longitudinale (en quasi-statique). Le modèle ne prévoit aucun autre endommagement avant la rupture des plis à 0° (sous une contrainte longitudinale $\sigma_L^R = 2600$ MPa), qui cause la rupture du stratifié à une contrainte macroscopique (du stratifié) longitudinale de $\Sigma_L^R = 1900$ MPa.

Ensuite, on veut étudier comment les plis à 0° sont influencés par l'endommagement des plis hors axe dans un stratifié MD, sous chargement de traction longitudinale. Ainsi, on cherche une séquence d'empilement où :

- les plis hors-axe fissurent ;
- il y a une saturation rapide de la fissuration matricielle avec le nombre de cycles, afin que l'endommagement des plis hors-axe affecte les plis à 0° le plus tôt possible ;
- la fissuration matricielle est facilement identifiable expérimentalement (par exemple par émissions acoustiques ou observations microscopiques), afin de pouvoir discriminer cet endommagement des ruptures de fibres ;
- les effets de la viscosité et plasticité de la matrice sont négligeables sur le comportement macroscopique du stratifié, qui est piloté par les plis à 0°.

Pour ces raisons, on s'est donc orienté vers des empilements croisés (c.à.d. de type 0°/90°). Dans ce contexte, sur la base des travaux de (Laws and Dvorak, 1988; Revest, 2011; Xu, 1995) on a vu que l'augmentation du nombre de plis à 90° adjacents,

- diminue le seuil statique de la fissuration matricielle (chargement minimal pour lequel la fissuration apparaît sous sollicitations quasi-statique) ;
- accélère la saturation en fatigue de la fissuration matricielle ;
- engendre une densité de fissures à saturation plus faible (densité définie comme nombre des fissures divisée par l'épaisseur du bloc des plis adjacents à 90°) ;
- facilite l'identification des fissures car elles s'étendent sur un nombre de plis plus grand.

L'empilement $[0_3 90_3]_s$ a ainsi été retenu. Il a été simulé avec OPFM sous chargement de traction longitudinale (quasi-statique). La *Figure IV-2*, issue de la simulation avec ce modèle, montre les effets de l'endommagement matriciel sur les plis à 0° (report de charge) et sur la rupture du stratifié. Plus en détail, la courbe noire montre l'évolution de la contrainte longitudinale σ_L dans les plis à 0° en fonction de la contrainte macroscopique longitudinale Σ_L appliquée au stratifié. Selon le modèle, les plis à 90° commencent à fissurer pour $\Sigma_L = 360$ MPa. La courbe en pointillés montre la contrainte σ_L des plis à 0° dans une situation hypothétique où les plis hors axe ne peuvent pas fissurer (l'endommagement a été

désactivé dans le modèle). Par la comparaison de ces deux courbes, on estime que la contrainte σ_L des plis à 0° augmente de 6% à cause de l'endommagement des plis à 90° . Cela signifie que la fissuration matricielle a une faible influence sur le report de charge des plis à 0° dans cet empilement. Ensuite, d'après la simulation, du splitting des plis à 0° apparaît pour $\Sigma_L = 820$ MPa : il s'agit d'une rupture matricielle en traction/cisaillement (critère f_{2+} , Équation 1). Sachant que le modèle OPFM ne décrit pas le délaminage, la charge est maintenue malgré le splitting. Ainsi, dans ce contexte le splitting n'a pas le même caractère catastrophique qu'il a sur l'UD. Enfin, le stratifié rompt à $\Sigma_L^R = 1020$ MPa selon la simulation, par rupture des plis à 0° en traction ($\sigma_L = 2600$ MPa).

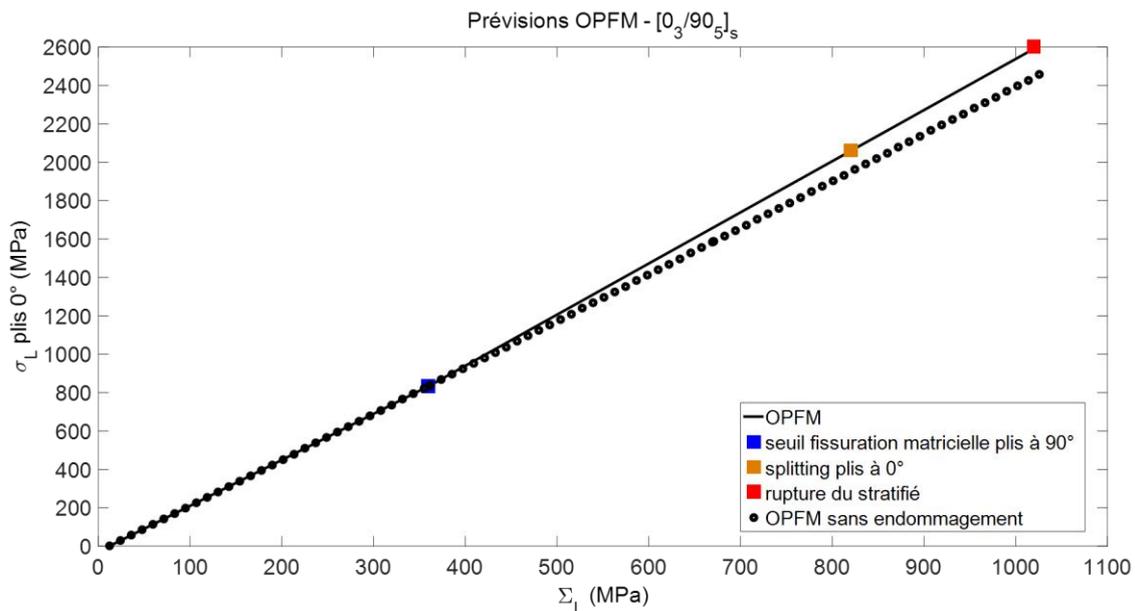


Figure IV-2 : Contrainte longitudinale σ_L dans les plis à 0° du stratifié $[0_3/90_5]_s$, en fonction de la contrainte macroscopique longitudinale Σ_L appliquée au stratifié. Simulations réalisées avec OPFM.

Sur la base des résultats numériques obtenus, on considère que ces deux empilements correspondent aux besoins définis. Des essais préliminaires en quasi-statique vont permettre de vérifier la correspondance essais-calcul.

IV. 2. ENDOMMAGEMENT ET RUPTURE DU STRATIFIE $[0_2 30 -30 0]_s$

Le comportement du stratifié $[0_2 30 -30 0]_s$ sous traction axiale longitudinale est analysé dans ce qui suit. Pour réaliser les essais, les éprouvettes ont été dimensionnées en faisant attention aux problèmes de rupture prématurée dans les mors causée par le splitting des plis à 0° . La largeur des éprouvettes étant figée à 20 mm, la longueur de serrage a été maximisée à 75 mm, sur la base des considérations faites dans la section I. 4. 2. Ainsi, la pression de serrage²² agissant sur la surface de serrage de l'éprouvette a été estimée à 110 MPa. Cette valeur se trouve dans la limite extrême des pressions qui n'ont pas généré de ruptures prématurées dans les UD (Figure I-16).

Les éprouvettes sont équipées de capteurs d'EA distancés de 80 mm, comme fait pour les UD. La vitesse de propagation des ondes acoustiques dans cet empilement est de 7200 m/s, soit 20% plus

²² Pression de serrage nécessaire à la machine de traction pour atteindre la force à rupture de l'éprouvette.

faible de celle identifiée sur le $[0]_4$ (II. 4), à cause de la présence des plis à 30° qui réduisent la vitesse de propagation.

IV. 2. 1. Sollicitation quasi-statique

Trois essais ont été réalisés sous sollicitations quasi-statique, jusqu'à rupture : deux essais de traction monotone et un essai de traction multi-palier (Tableau IV-1). La contrainte moyenne à rupture est $\Sigma_L^R=1802$ MPa, (5% plus basse par rapport à la valeur prévue par OFPM). A partir de cette valeur Σ_L^R , avec la Figure IV-7 issue de la simulation avec OPFM, on a estimé la contrainte longitudinale à rupture des plis à 0° : $\sigma_L^R = 2462$ MPa. L'allongement moyen à rupture est autour du 1.8%, très proche de la déformation à rupture trouvée pour l'UD (1.9%, section I. 5. 1).

Essais quasi-statiques sur le stratifié $[0_2 30 -30 0]_s$		
Eprouvette	Σ_L^R (MPa)	Estimation σ_L^R plis 0° (MPa)
E62-1 (TM)	1781	2435
E62-10 (TM)	1825	2490
E62-2 (TMP)	1801	2460
Moyenne et écart type	1802 ± 22	2462 ± 28

Tableau IV-1 : Essais de traction longitudinale sur le stratifié $[0_2 30 -30 0]_s$. La contrainte dans les plis à 0° est estimée avec la Figure IV-7, obtenue par simulation (OPFM). TM = traction monotone ; TMP = traction multi palier.

Pour les trois essais, la rupture du stratifié est arrivée par rupture des plis à 0° dans la longueur utile, comme montrée sur la Figure IV-3. Aucun problème de rupture prématurée dans les mors par splitting n'est apparu, malgré la valeur élevée de pression de serrage (110 MPa) : on suppose un effet bénéfique des plis à 30°.

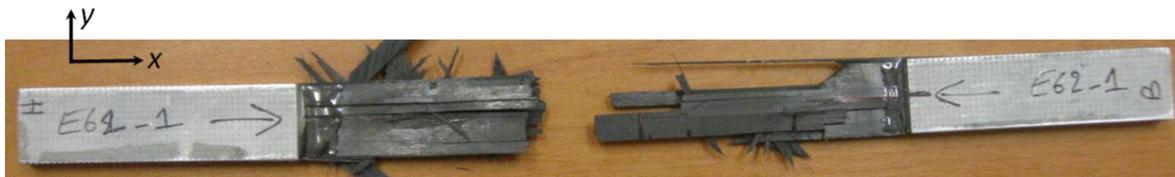


Figure IV-3 : Faciès de rupture de l'éprouvette E62-1.

L'analyse du bord libre de l'éprouvette E62-2 (traction multi-palier) a été faite par des observations microscopiques in situ, réalisées pendant des paliers d'observations aux niveaux de contraintes Σ_L suivants : i) 485 MPa ; ii) 965 MPa ; iii) 1160 MPa ; iv) 1350 MPa ; v) 1640 MPa et vi) après rupture. Aucune fissuration matricielle n'a été observée, comme prévu par le modèle. Par contre, on a observé un délaminage entre les plis à 30° et 0° (Figure IV-4 b) dans le cinquième palier d'observation (1640 MPa). Ce palier correspond à 90% de la contrainte à rupture de cette éprouvette ; la contrainte σ_L des plis à 0° est 2230 MPa. La fissure de délaminage se prolonge dans un des deux plis à 0° et s'étend à l'interface entre les deux plis à 0°.

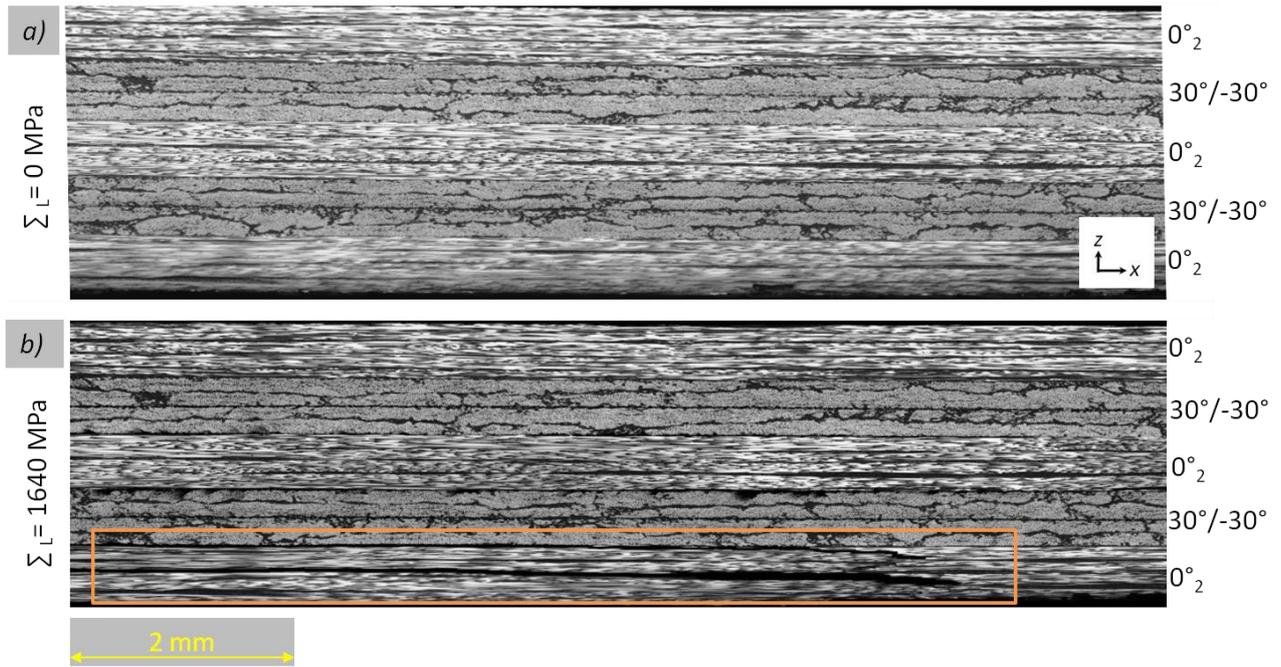


Figure IV-4 : E62-2, observations microscopiques in-situ sur le bord libre de l'éprouvette.

Comme nous nous attendions plutôt à avoir du délaminage entre les plis à 30° et -30° (car la différence d'angle inter-plis est maximale), la contrainte de cisaillement et la contrainte longitudinale dans les plis, estimées par OPFM, ont été analysées. Sur la Figure IV-5, on remarque que le saut de contrainte σ_{11} entre les plis à 0° et 30° est plus important que le saut de cisaillement entre les plis à 30° et -30°, ce qui peut expliquer le délaminage observé entre les plis à 0° et 30°.

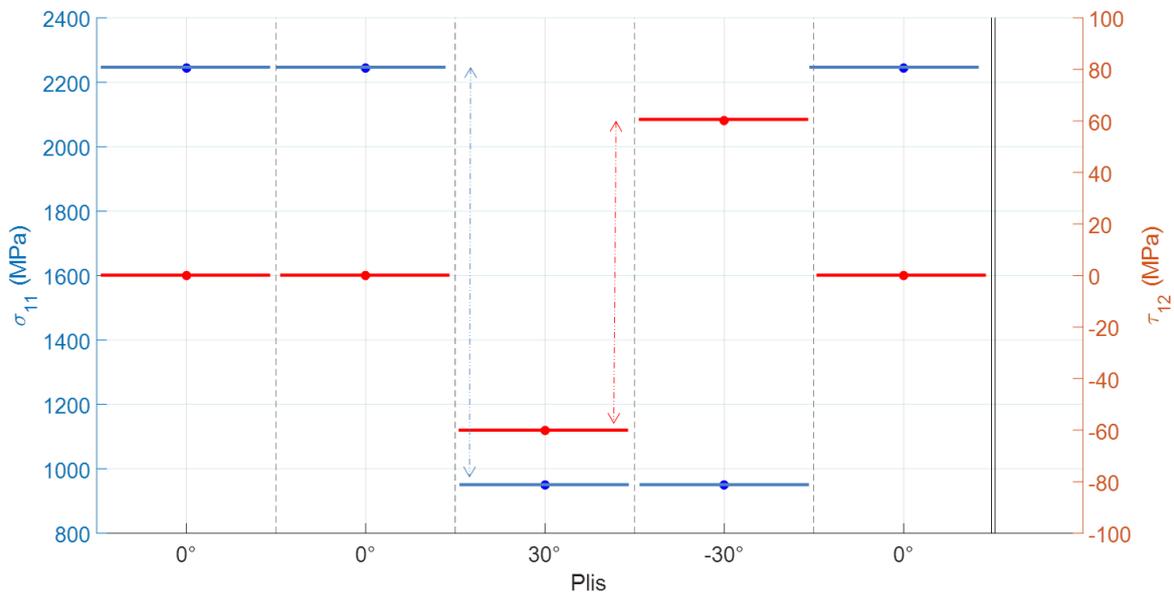


Figure IV-5 : Contraintes longitudinale σ_{11} et de cisaillement τ_{12} dans les plis du stratifié $[0_2 30 -30 0]_s$, estimées par OPFM. Etat de contrainte correspondant à $\Sigma_L = 1640$ MPa.

Ensuite, on a comparé l'activité acoustique d'un essai de traction monotone sur cet empilement avec celle des correspondants aux essais sur UD qui ont eu une rupture conforme (Tableau I-2). La Figure IV-6 montre l'énergie acoustique cumulée, normalisée avec le volume de localisation acoustique (II. 5) de chaque éprouvette, en fonction de la contrainte longitudinale dans les plis à 0°. L'allure et la valeur

finale de la courbe de l'essai E62-1 sont similaires à celles des essais sur UD. Même si aucune observation microscopique in-situ n'a été faite sur l'essai E62-1, ceci semble confirmer le comportement similaire entre ces deux empilements en quasi-statique : l'endommagement présent principalement dans les plis à 0° comporte une courbe d'énergie acoustique similaire.

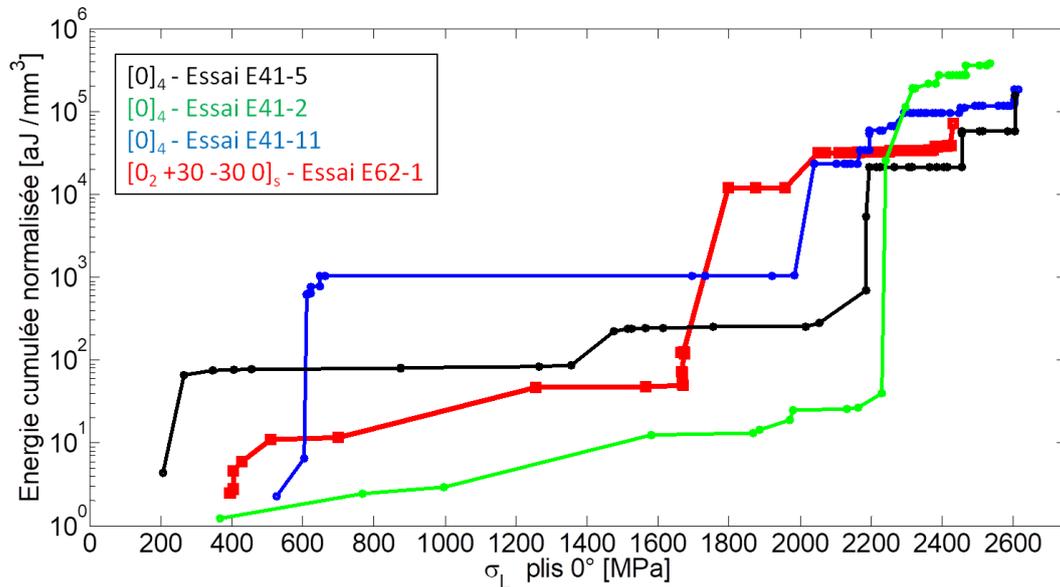


Figure IV-6 : Énergie acoustique cumulée en fonction de la contrainte longitudinale dans les plis à 0°. Comparaison entre essais sur UD avec rupture conforme et l'essai E62-1 sur stratifié $[0_2 30 -30 0]_s$.

Les essais quasi-statiques ayant montré un bon accord avec les prévisions numériques, on s'intéresse ensuite au comportement en fatigue de cet empilement.

IV. 2. 2. Fatigue

L'idée est de solliciter en fatigue axiale longitudinale le stratifié $[0_2 30 -30 0]_s$ de façon à ce que les plis à 0° voient les mêmes niveaux de contraintes cycliques appliqués sur l'UD (Tableau II-1), et comparer ensuite les durées de vie. Pour ce faire, on a utilisé la Figure IV-7, issue de OPFM, afin de déterminer la contrainte macroscopique Σ_L à appliquer au stratifié. Ainsi, les points en rouge et bleu sur la Figure IV-7 indiquent la contrainte cyclique maximale macroscopique Σ_L^{MAX} à appliquer au stratifié afin que les plis à 0° aient une contrainte cyclique maximale σ_L^{MAX} respectivement de 85% et 80% de la contrainte à rupture de l'UD ($[0]_4$). Ces points correspondent aux essais E62-3 et E62-7 dans le Tableau IV-2. Ensuite, pour l'essai E62-8, on a choisi un niveau de Σ_L^{MAX} significativement plus bas que le palier d'apparition du délaminage en quasi-statique (90% Σ_L^R) : ceci correspond à une contrainte dans les plis à 0° d'environ 65% de la contrainte à rupture de l'UD (point vert, Figure IV-7). Les trois essais sont réalisés à $R = 0.1$ et $f = 5$ Hz.

Essais de fatigue sur le stratifié $[0_2 30 -30 0]_s$					
Eprouvette	Σ_L^{MAX} (MPa)	Σ_L^{MAX} (% Σ_L^R)	σ_L^{MAX} plis 0° (MPa)	σ_L^{MAX} plis 0° (% σ_L^R UD)	DDV (Nb cycles)
E62-3	1670	93	2270	85	67
E62-7	1490	83	2030	80	965
E62-8	1265	70	1715	65	443229

Tableau IV-2 : Contrainte cyclique maximale dans le stratifié (Σ_L^{MAX}) et dans les plis à 0° (σ_L^{MAX}) pour les essais de fatigue sur le stratifié $[0_2 30 -30 0]_s$, et nombre de cycles à rupture (DDV). $R = 0.1$; $f = 5$ Hz.

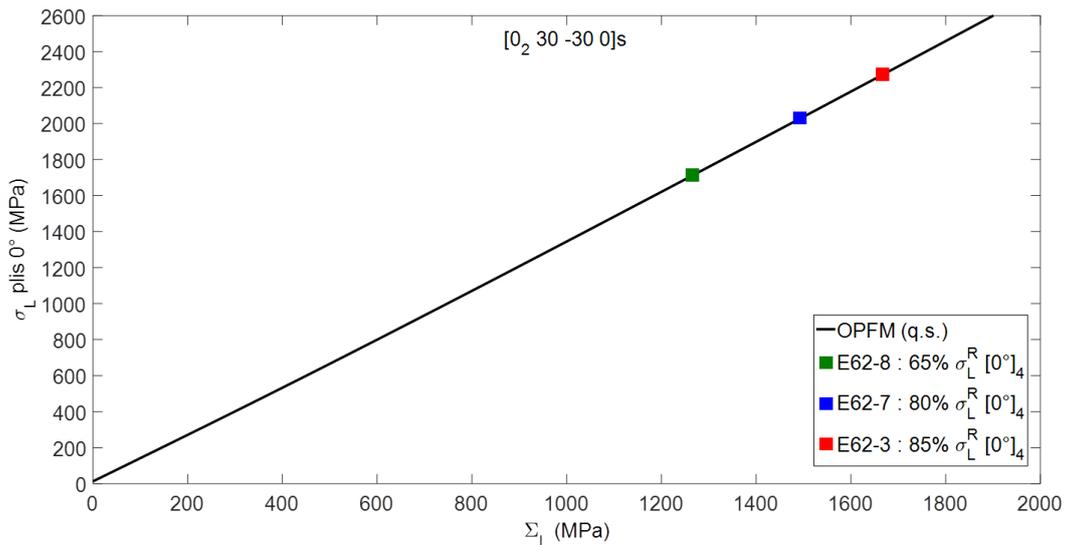


Figure IV-7 : Contrainte longitudinale σ_L dans les plis à 0° en fonction de la contrainte macroscopique longitudinale Σ_L , appliquée au stratifié $[0_2 30 -30 0]_s$. Simulations réalisées avec OPFM.

La Figure IV-8 montre les éprouvettes post-mortem. L'essai E62-3 a rompu dans les talons après seulement 67 cycles (Tableau IV-2). La pression de serrage nécessaire pour cet essai, dont la contrainte Σ_L^{MAX} est la plus élevée, était d'environ 108 MPa. Pour les essais en quasi-statique, une pression de serrage de 110 MPa n'avait pas causé de rupture dans les mors. Ceci met en évidence que la pression de serrage acceptable en fatigue est certainement plus basse qu'en statique (voir section I. 6).

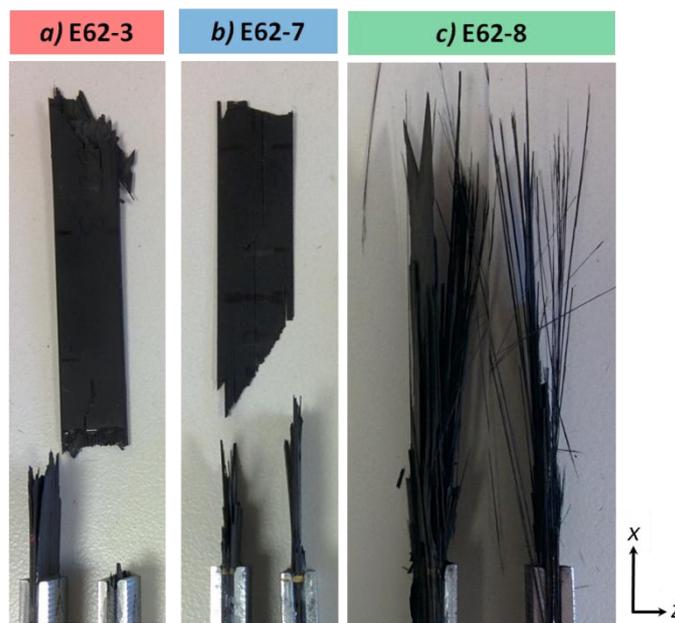


Figure IV-8 : Faciès de rupture des essais de fatigue sur stratifié $[0_2 30 -30 0]_s$ (Tableau IV-2).

L'essai E62-8 est celui avec la plus grande durée de vie. Pendant cet essai, les plis hors axe (30° et -30°) ont fissuré. Ceci a été mis en évidence par des observations microscopiques in situ réalisées durant des cycles lents effectués plusieurs fois pendant l'essai (comme fait pour les essais sur UD de type B, section II. 8). Les observations sont faites sur une partie polie de la tranche de l'éprouvette, de longueur 80 mm, définie comme longueur d'observation. Ces observations sont faites Le Tableau IV-3 reporte le

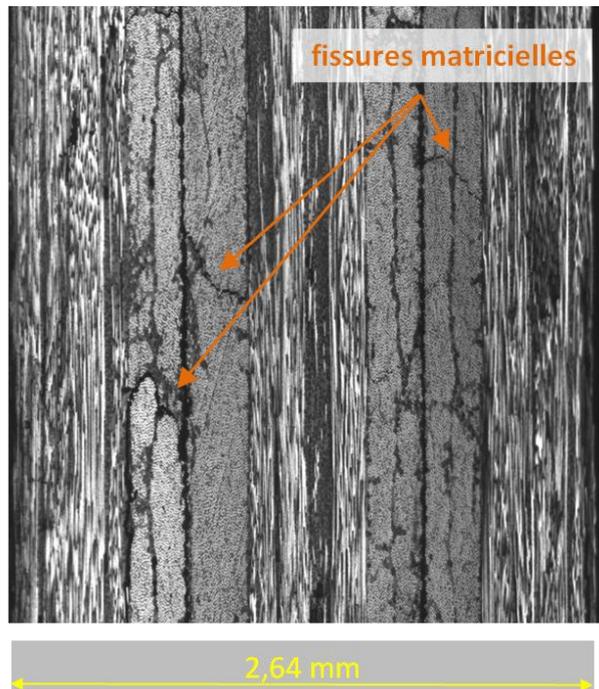
nombre moyen de fissures par pli (hors axe) estimé par comptage visuel, et la densité moyenne de fissures par pli, c.à.d. le nombre moyen de fissures par pli divisé par la longueur d'observation.

Cycles	Nb fissures (moyenne par pli hors axe)	Densité fissures [mm ⁻¹] (moyenne par pli hors axe)	Délamination
1	0	0	non
1000	1	0.0125	oui
2500	8	0.1	oui
7500	14	0.175	oui

Tableau IV-3 : Nombre et densité de fissures dans les plis hors axe du stratifié $[0_2 30 -30 0]_s$, pendant l'essai E62-8 ($\Sigma_L^{MAX} = 0.7 \Sigma_L^R$). Comptage visuel sur le bord libre de l'éprouvette (observations *in situ* avec microscope optique).

Une première observation faite après le premier cycle de fatigue a permis de vérifier qu'aucune fissuration, ni délamination ne sont apparus pendant le chargement statique, c.à.d. pendant la montée en charge du premier cycle²³. La première fissure a été observée après 1000 cycles, accompagnée par le délamination entre les plis 30° et -30°. Le nombre de fissures et l'extension du délamination augmentent avec les cycles. Une moyenne de 14 fissures a été estimée après 7500 cycles (Figure IV-9 a), avec le délamination étendu tout le long des interfaces entre les plis 30° et -30° (Figure IV-9 b). On en conclut que le seuil de fissuration matricielle de ces plis est plus bas en fatigue qu'en statique (où il n'y a pas de fissures) et que le réseau de fissures pourrait favoriser le délamination entre les interfaces 30°/-30°.

a) Sous charge



b) Sans charge

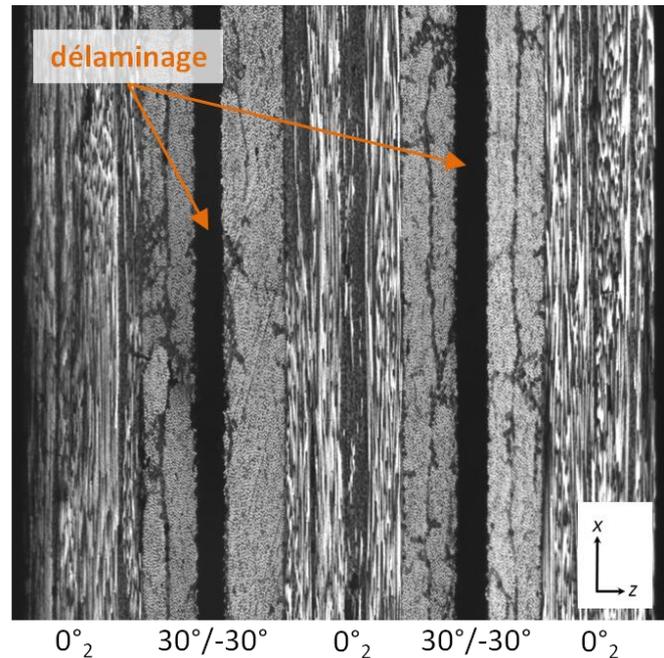


Figure IV-9 : Observations microscopiques *in situ* d'une partie du bord libre de l'éprouvette E62-8 après 7500 cycles. a) fissure matricielles dans les plis hors axe (30° et -30°) ; b) délamination entre les interfaces des plis à 30° et -30°.

²³ Ceci a été constaté également sur les essais E62-3 et E62-7, où une seule observation microscopique *in situ* a été faite, après un cycle. Aucune fissure ni délamination n'ont été observés.

Ensuite, on s'est intéressé à l'influence que ces endommagements intra- et inter- plis ont sur le comportement macroscopique du stratifié. Pour cela, la *Figure IV-10* montre l'évolution du module longitudinal du stratifié en fonction du nombre de cycles. Le module quasi-statique (cycle 1) est en bon accord avec celui prévu par OPFM. Jusqu'à 2500 cycles, il n'y a pas de variations importantes de la raideur. Pour 7500 cycles, une chute du 13% du module longitudinal est identifiée ; on suppose que la baisse de la raideur est liée à l'extension du délaminage. L'éprouvette a rompu après 443 229 cycles (*Tableau IV-2*).

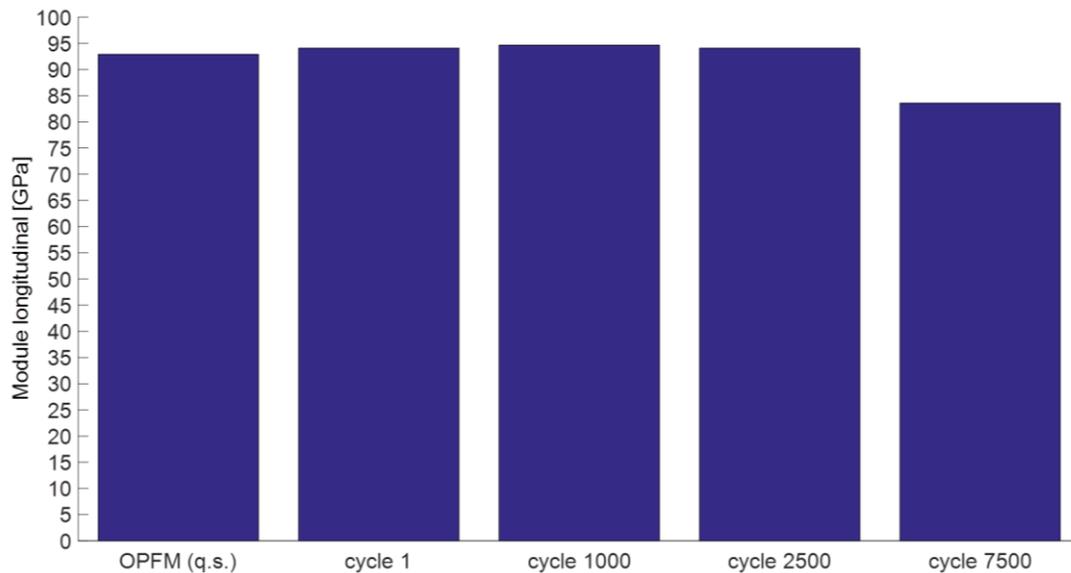


Figure IV-10 : Evolution du module longitudinal pendant l'essai E62-8 ($\Sigma_L^{MAX} = 0.7 \Sigma_L^R$).

La *Figure IV-8 c)* montre que les plis à 0° présentent une dégradation similaire aux éprouvettes UD (*Figure I-22* et *Figure II-30*) : de nombreuses fibres et des paquets de fibres ont cassé et se sont détachés de l'éprouvette. En conclusion, le stratifié a continué à soutenir la charge, même avec les plis à $\pm 30^\circ$ fissurés et délaminés. La chute de raideur est négligeable au moins dans la première partie de sa durée de vie (jusqu'à 7500 cycles), le comportement macroscopique restant piloté par les plis à 0° . La rupture est arrivée en mode fibres dans la zone utile.

Dans la section *IV. 4*, les durées de vie obtenues pour cet empilement seront comparées à celles de l'UD et celles du stratifié $[0_3 90]_s$, dont le comportement en quasi-statique et en fatigue est analysé dans la section suivante.

IV. 3. ENDOMMAGEMENT ET RUPTURE DU STRATIFIE $[0_3 90_5]_s$

La configuration de serrage, la géométrie des éprouvettes et l'instrumentation utilisée sont similaires à celles utilisées pour les essais sur le stratifié $[0_2 30 -30 0]_s$. La vitesse de propagation des ondes acoustiques, identifiée sur une distance inter-capteur de 80 mm, est de 5400 m/s sur cet empilement, à cause de la présence des plis à 90° qui réduisent ultérieurement la vitesse de propagation. La distance inter-capteur correspond à la longueur d'observation des fissures (comme fait pour le $[0_2 30 -30 0]_s$).

IV. 3. 1. Sollicitation quasi-statique

Un essai de traction monotone et un essai de traction multi palier ont été réalisés jusqu'à rupture : *Tableau IV-4*. La contrainte moyenne à rupture du stratifié est $\Sigma_L^R = 783$ MPa, 23% plus basse que celle

prévue par OFPM (Figure IV-2). L'allongement moyen à rupture est autour de 1.5%. La contrainte moyenne à rupture des plis à 0° est $\sigma_L^R = 1961$ MPa, estimée avec OPFM (ligne continue Figure IV-2).

Essais quasi-statiques sur le stratifié $[0_3 90_5]_s$		
Eprouvette	Σ_L^R (MPa)	Estimation σ_L^R plis 0° (MPa)
P3-0-10 (TM)	809	2130
P3-0-1 (TMP)	757	1892
Moyenne	783	1961

Tableau IV-4 : Essais de traction longitudinale sur le $[0_3 90_5]_s$. Contrainte dans les plis à 0° estimée avec la Figure IV-2 (ligne continue), obtenue par simulation avec OPFM. TM = traction monotone ; TMP = traction multi palier.

Le seuil de fissuration matricielle prévu par OPFM est en bon accord avec celui trouvé expérimentalement : $\Sigma_L \approx 360$ MPa. L'identification du seuil de fissuration matricielle sera discutée dans la section IV. 5. La Figure IV-11 montre une partie d'un des deux bords libres de l'éprouvette P3-0-1, celle-ci étant soumise à une contrainte $\Sigma_L = 516$ MPa ($\approx 70\% \Sigma_L^R$). Ce cliché a été acquis par microscopie in-situ pendant l'essai de traction multi palier P3-0-1. On observe des fissures, droites et obliques, qui traversent tous les 10 plis à 90° dans le sens de l'épaisseur (axe z) et que l'on nommera « traversantes » dans la suite, et des fissures « partielles », qui ne traversent pas tous les plis à 90°.

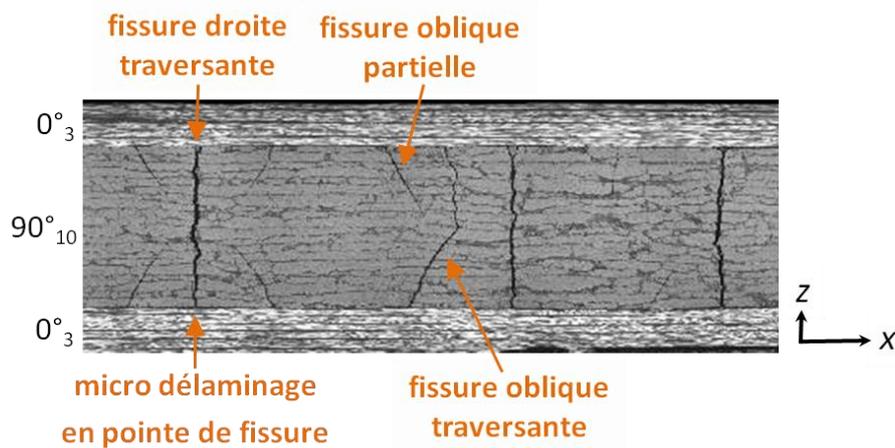


Figure IV-11 : Endommagements observés par observation microscopiques in-situ sur la tranche de l'éprouvette P3-0-1, soumise à une contrainte de $\Sigma_L = 516$ MPa ($\approx 70\% \Sigma_L^R$).

Sur un essai de fatigue réalisé à la suite (P3-0-5, section IV. 3. 2) on a constaté que les fissures traversantes dans le sens de l'épaisseur, le sont aussi dans le sens de la largeur (axe y). Ceci a été vérifié par une découpe post-mortem de l'éprouvette dans le sens de la largeur ($y = 50\%$ de la largeur), et par analyse du bord libre de l'éprouvette opposé à celui analysé par observations microscopiques in situ. Par contre, certaines fissures partielles ne traversent pas toute la largeur de l'éprouvette. Par conséquent, pour tous les essais réalisés sur cet empilement, on a choisi de reporter seulement le comptage des fissures traversantes : la Figure IV-12 montre le nombre des fissures traversantes observées dans les paliers d'observation de l'essai P3-0-1, en fonction de la contrainte longitudinale macroscopique du stratifié.

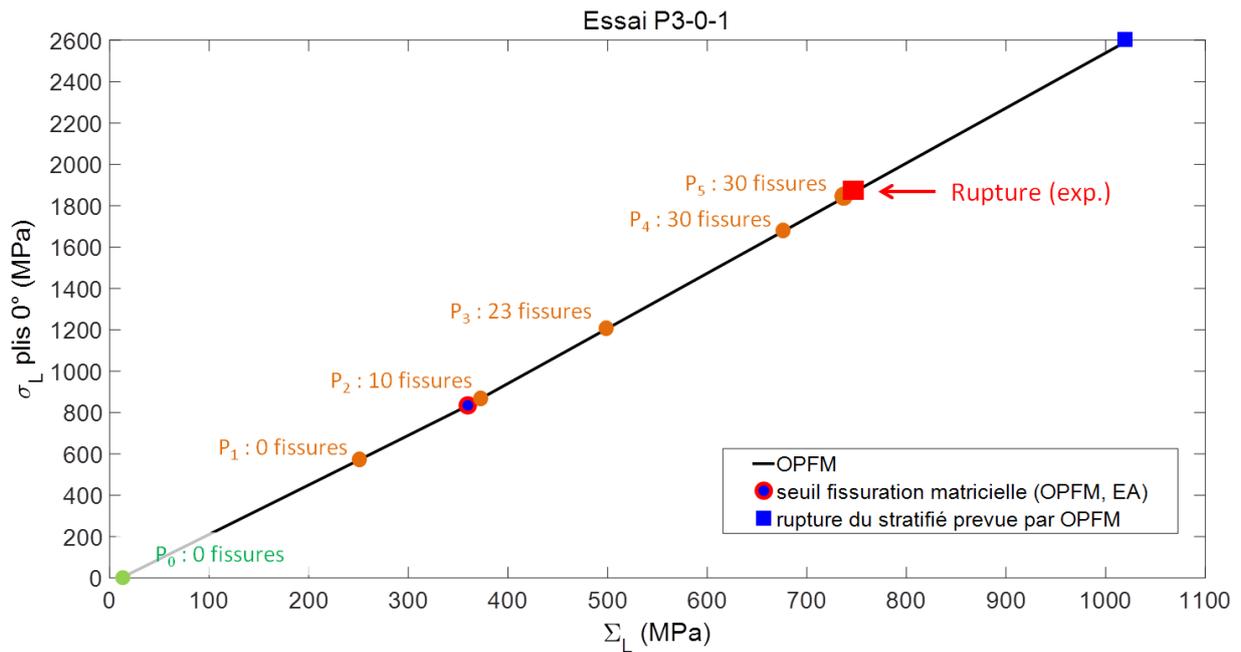


Figure IV-12 : Nombre de fissures traversantes observées dans l'essai P3-0-1, en fonction de la contrainte longitudinale.

En point des fissures matricielles (dans les plis à 90°) du micro délaminage se crée entre les plis à 90° et les plis à 0° (Figure IV-11). La comparaison des clichés de l'essai P3-0-1 acquis à différents paliers de chargement a montré que ce délaminage s'étend avec le chargement dans le sens de la longueur de l'échantillon. L'extension du délaminage sur toute la longueur de l'éprouvette peut avoir causé la rupture. En effet, lors de la rupture de l'éprouvette, la contrainte σ_L dans les plis à 0° est seulement de 70% de la contrainte à rupture de l'UD (Tableau I-2). Or, cet essai a été filmé avec une caméra thermique à haute fréquence (250 Hz), visant la surface de l'éprouvette. La Figure IV-13 montre un cliché infrarouge de la surface de l'éprouvette acquis avant rupture : les points chauds situés au niveau des mors laissent supposer un amorçage de splitting dans cette zone de l'éprouvette. Par ailleurs, la Figure IV-14 a) montre que l'essai a rompu dans les mors. De plus, on voit que les plis à 90° sont complètement détachés des plis à 0° à cause du délaminage. Ce phénomène est arrivé aussi pour l'essai de traction monotone P3-0-10 (Figure IV-14 b).

En résumé, ces observations expérimentales nous font penser que la raideur des plis à 90° empêche la déformation transverse des plis à 0° , limitant ainsi les possibilités de splitting. Dès qu'il y a du micro délaminage entre les plis à 0° et 90° , le pli 0° est libre de splitter, et devient propice à une rupture dans les mors, comme sur un essai sur UD.

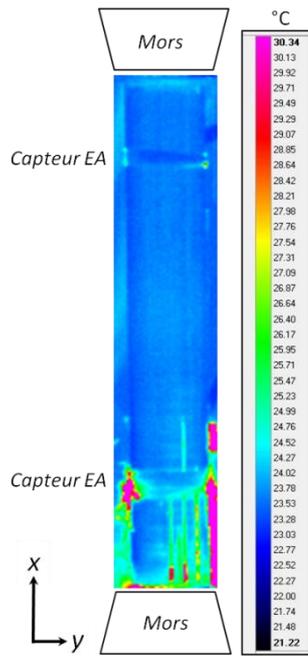


Figure IV-13 : Image infrarouge (thermographie passive) de l'éprouvette P3-0-1 avant rupture.

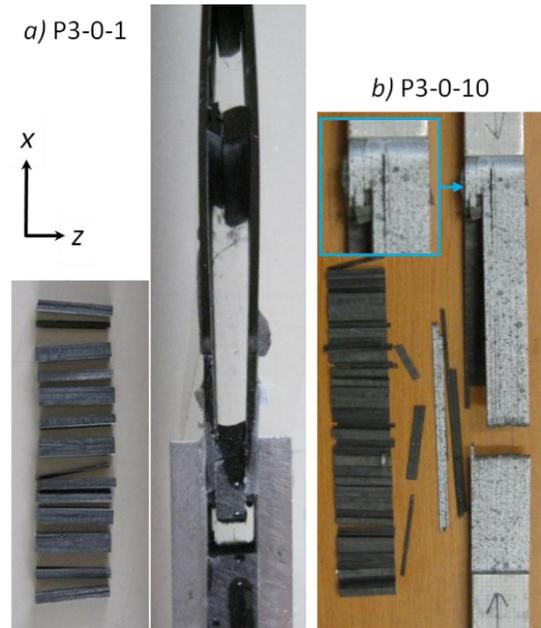


Figure IV-14 : Images post-mortem des éprouvettes a) P3-0-1 et b) P3-0-10.

Enfin, on constate que la rupture par délaminage ne permet pas de charger les plis à 0° de cet empilement à des valeurs de contrainte supérieures à environ 75% de la contrainte à rupture de l'UD (Tableau IV-4). Par conséquent, on a essayé de trouver un autre stratifié croisé ayant une séquence d'empilement moins sensible aux problèmes de rupture par splitting. Ainsi, l'idée était de positionner les plis à 0° à l'intérieur, laissant les 90° en contact avec les talons. Afin de garder le même nombre total de plis dans le stratifié, l'empilement $[90_3 0_3]_s$ a été testé. Cependant, cet empilement a présenté le même mode de rupture du $[0_3 90_3]_s$, avec un inconvénient en plus : la charge maximale à rupture des plis à 0° correspond à 60% de la contrainte σ_L^R de l'UD, donc plus faible que celle dans le stratifié $[0_3 90_3]_s$ (75% σ_L^R UD), car le nombre de plis à 0° est plus élevé. Par conséquent, la campagne d'essais de fatigue a été réalisée seulement sur le stratifié $[0_3 90_3]_s$. La recherche d'autres stratifiés croisés où la contrainte à rupture des plis à 0° se rapproche encore plus à celle de l'UD reste une perspective de l'étude.

IV. 3. 2. Fatigue

A cause du délaminage, les plis à 0° de l'empilement $[0_3 90_3]_s$ ne peuvent pas être sollicités en fatigue aux mêmes niveaux de contraintes que l'UD. Alors, l'idée a été d'appliquer une contrainte longitudinale macroscopique plus grande que le seuil de fissuration matricielle quasi-statique (et plus petite que la contrainte à rupture quasi-statique, afin de ne pas rompre prématurément l'éprouvette par délaminage). Ainsi, deux niveaux de contrainte Σ_L^{MAX} ont été choisis : 65% et 85% de la contrainte à rupture quasi-statique Σ_L^R (Tableau IV-5). Deux rapports de charge ont été testés : $R=0.1$ et $R=0.5$. La fréquence de cyclage de l'essai P3-0-7 est gardée constante à $f=5\text{Hz}$ pendant toute la durée de l'essai. Par contre, des cycles lents avec décharge à contrainte nulle (durée d'environ 200 s) sont réalisés dans les autres essais de fatigue, afin de (i) compter les fissures dans les plis à 90° par observations microscopiques in-situ et (ii) suivre l'évolution du module longitudinal. Les essais sont interrompus à 10^6 cycles si la rupture n'arrive pas avant.

Essais de fatigue sur le stratifié $[0_3 90_5]_s$						
Eprouvette	Σ_L^{MAX} (MPa)	Σ_L^{MAX} ($\% \Sigma_L^R$)	σ_L^{MAX} plis 0° (MPa)	σ_L^{MAX} plis 0° ($\% \sigma_L^R$ UD)	R	DDV (Nb cycles)
P3-0-2	500	65	1210	47	0.1	RUNOUT (10^6)
P3-0-3	500	65	1210	47	0.5	RUNOUT (10^6)
P3-0-5	650	85	1610	62	0.5	RUNOUT (10^6)
P3-0-11	650	85	1610	62	0.1	233 000
P3-0-7	650	85	1610	62	0.1	477 000

Tableau IV-5 : Contrainte cyclique maximale dans le stratifié (Σ_L^{MAX}) et dans les plis à 0° (σ_L^{MAX}) pour les essais de fatigue sur le stratifié $[0_3 90_5]_s$, et nombre de cycles à rupture (DDV). $R = 0.1$; $f = 5$ Hz.

La Figure IV-15 montre l'évolution de la densité de fissuration matricielle a) en quasi-statique en fonction du chargement appliqué (essai P3-0-1) et b) en fatigue, en fonction du nombre de cycles. On constate tout d'abord que la densité de fissures en fatigue dépasse le plateau atteint à rupture par la courbe quasi-statique. Ce plateau pourrait être associé à une saturation de la densité de fissuration matricielle en quasi-statique. Par contre, aucun plateau n'est visible sur les courbes en fatigue, même si la pente de ces courbes semble diminuer avec l'augmentation du nombre des cycles.

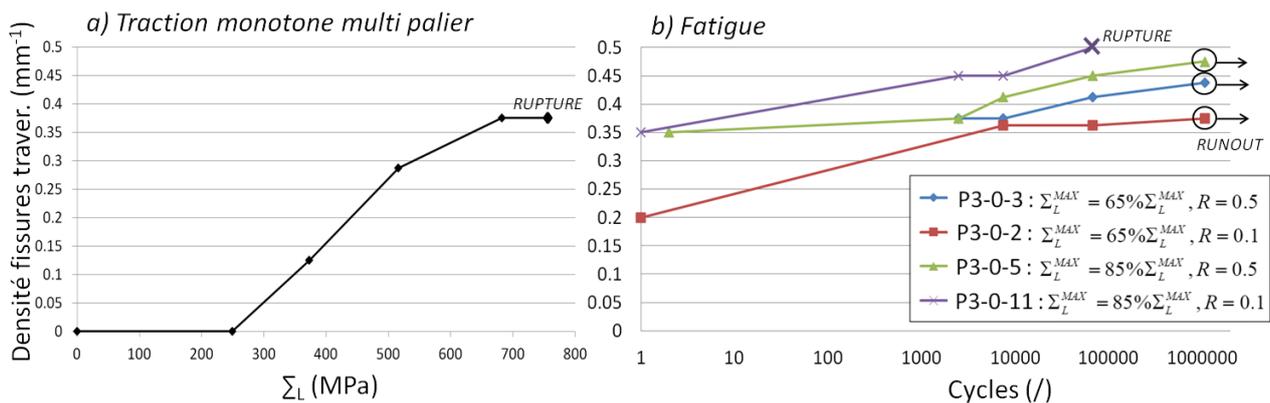


Figure IV-15 : Nombre de fissures traversantes normalisé avec la longueur d'observation (80 mm). a) P3-0-1, essai quasi-statique ; b) essais de fatigue.

(Revest, 2011) a trouvé une saturation de la fissuration matricielle en fatigue avant 10^6 cycles pour les empilements $[0_3 90_3]_s$ et $[0_3 90_6]_s$ du composite TR50/R367-2 (matériau carbone/époxy). Dans ses travaux, les valeurs de densité à saturation sont inférieures à 0.4 mm^{-1} pour des chargements cycliques correspondant à 60% de la contrainte à rupture et $R=0.1$.

Parmi les possibles sources de différence avec les résultats obtenus dans ces travaux de thèse, il y a tout d'abord le fait que le matériau est différent. Ensuite, la fréquence de cyclage de (Revest, 2011) est plus faible ($f = 1$ Hz), ce qui peut causer moins d'endommagement par rapport aux essais présentés sur la Figure IV-15, où les valeurs de densité sont comprises entre 0.4 mm^{-1} et 0.5 mm^{-1} . Pour le stratifié testé dans ces travaux de thèse, l'existence d'une densité à saturation après 10^6 cycles et les conséquences sur le comportement des plis à 0° restent à vérifier.

Maintenant, on va voir les effets de ces endommagements sur le comportement macroscopique du stratifié : la Figure IV-16 montre l'évolution en fatigue de la raideur longitudinale des éprouvettes testées. On voit qu'il n'y a pas de chute évidente par rapport à la valeur quasi-statique, sauf pour l'essai P3-0-11, pour lequel la raideur diminue de 14 % par rapport à la valeur initiale, déjà dès 30 % de la DDV de l'éprouvette. Or, la simulation numérique de la Figure IV-2 a montré la faible influence que les

fissures dans les plis à 90° ont sur le comportement du stratifié si on ne prend pas en compte le délaminage. Pour cela, on suppose que la chute de raideur de l'éprouvette P3-0-11 est à attribuer principalement à un délaminage plus étendu que dans les autres essais.

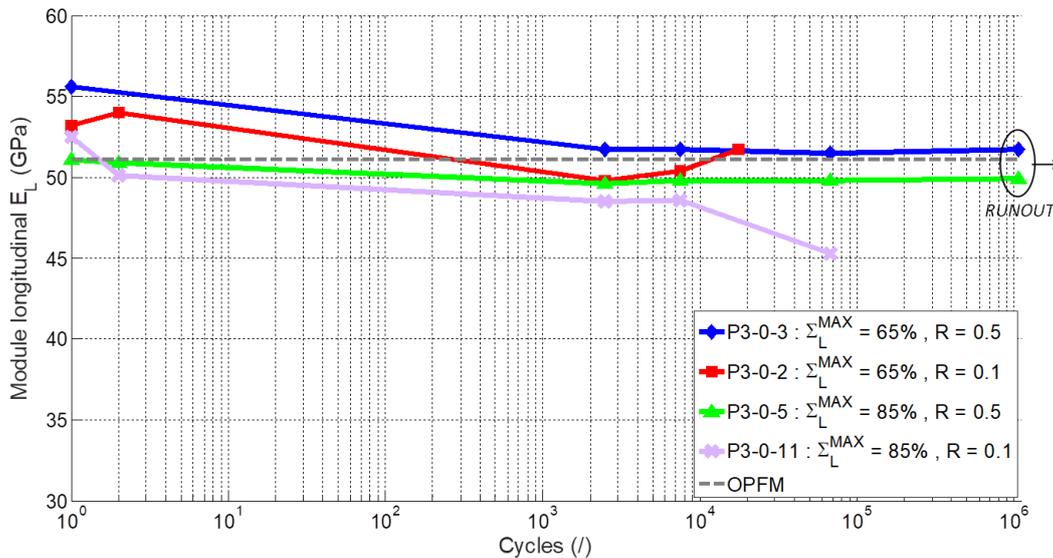


Figure IV-16 : Evolution du module longitudinal en fatigue du stratifié $[0, 90]_s$. L'essai P3-0-11 a rompu à 233 000 cycles (pas montré dans la figure) ; le dernier contrôle du module longitudinal a été fait à 67 500 cycles. Pour les autres trois essais, le dernier contrôle du module a été fait à 10^6 cycles ; ensuite les essais ont été interrompus (RUNOUT).

En résumé, le nombre de fissures matricielles est plus grand pour les essais avec contrainte Σ_L^{MAX} plus grande, le P3-0-5 et le P3-0-11 (Figure IV-15 b). Parmi ces deux essais, le P3-0-11 a l'amplitude de chargement la plus élevée (R plus petit). C'est l'essai avec la densité de fissures plus élevée, avec la chute de raideur plus importante et le seul qui a rompu avant 10^6 cycles.

On a voulu vérifier ce résultat en réalisant un essai similaire, le P3-0-7, avec la même contrainte Σ_L^{MAX} et même rapport de charge R. Cependant, cette fois aucun cycle lent n'a été imposé : l'éprouvette a été cyclée en continu à fréquence constante $f = 5$ Hz. Elle a rompu à 477 000 cycles (Tableau IV-5) montrant une chute de raideur en fatigue analogue à celle de l'éprouvette P3-0-11 (pas montré ici pour plus de concision). Enfin, les deux essais ont rompu en manière similaire ; la Figure IV-17 montre des images post-mortem de l'éprouvette P3-0-7.

a) Zone de serrage



b) Longueur utile

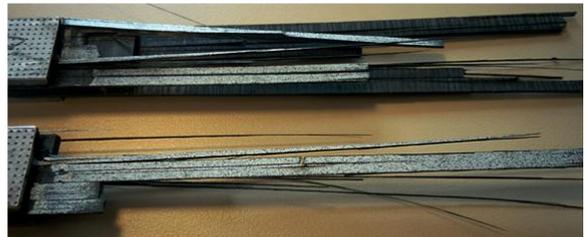


Figure IV-17 : Faciès de rupture de l'éprouvette P3-0-7 ($\Sigma_L^{\text{MAX}} = 0.85 \Sigma_L^{\text{R}}$, $R = 0.1$, $DDV = 477\ 000$ cycles).

Plus en détail, la Figure IV-17 a) montre la zone de serrage de l'éprouvette. Ici, on observe que le délaminage s'est étendu jusqu'à la zone de serrage, séparant complètement les plis à 0° des plis à 90°. En plus, on voit que les plis à 0° ont rompu dans la zone de serrage ; ceci rappelle le mécanisme de rupture quasi-statique décrit dans la section IV. 3. 1. La Figure IV-17 b) montre la longueur utile de

l'éprouvette. On observe des ruptures des plis à 0° en mode fibre. En plus, on constate une dégradation des plis à 0° , avec des fibres et des paquets de fibres cassés et détachés de l'éprouvette, phénomène similaire, mais de plus faible intensité que celui observé en fatigue sur l'UD (*Figure II-30*) et sur le $[0_2 30 -30 0]_s$ (*Figure IV-8 c*).

En conclusion, l'augmentation de la contrainte cyclique maximale et de l'amplitude (diminution de R) a un effet sur l'endommagement et la durée de vie du stratifié. Même si un plus grand nombre d'essais est nécessaire pour confirmer les tendances observées sur le $[0_3 90_5]_s$, celles-ci semblent être similaires à celles observées sur l'UD : l'endommagement augmente avec la contrainte cyclique maximale et avec l'amplitude (section II. 12). Les fissures matricielles n'influencent pas directement le comportement (global) des plis à 0° dans ce stratifié, mais favorisent le délaminage, phénomène d'endommagement qui a un impact majeur sur la rupture des plis à 0° et donc sur la durée de vie du stratifié. En fait, la rupture des plis à 0° a eu lieu en fatigue même si les plis à 0° sont chargés à seulement 60% de la contrainte à rupture statique identifiée sur UD ($[0]_4$).

IV. 4. COMPARAISON DES DUREES DE VIE

Les durées de vie des empilements testés dans ces travaux de thèse, $[0]_4$, $[0_2 30 -30 0]_s$ et $[0_3 90_5]_s$, sont comparées dans cette section. La comparaison est faite seulement entre les essais réalisés à $R=0.1$, car c'est pour ce rapport de charge qu'on a obtenu des durées de vie pour les trois empilements. La *Figure IV-18* montre le nombre de cycles à rupture en fonction de la contrainte longitudinale dans les plis à 0° . En ordonnée, la contrainte cyclique maximale des plis à 0° est exprimée en pourcentage de la contrainte à rupture statique σ_L^R identifiée sur le $[0]_4$ (2647 MPa, *Tableau I-2*). Les valeurs pour le cycle 1 correspondent à la contrainte à rupture statique des plis à 0° : plus en détail, 2462 MPa pour les plis à 0° dans le $[0_2 30 -30 0]_s$ (*Tableau IV-1*), et 1961 MPa pour les plis à 0° dans le $[0_3 90_5]_s$ (*Tableau IV-4*). L'objectif est voir si et comment le comportement en fatigue (à $R=0.1$) des plis à 0° change en fonction du stratifié dans lequel ils sont insérés, sachant que pour ces types de stratifiés la rupture est pilotée par la rupture des plis à 0° (dans la longueur utile ou dans la zone de serrage à cause du délaminage).

Compte tenu du nombre restreint d'essais, on se limite à donner des tendances en traçant une ligne droite (l'abscisse est en échelle logarithmique) pour chaque empilement²⁴.

On constate tout d'abord que la pente de ces lignes de tendance n'est pas la même. La ligne verte - empilement $[0_2 30 -30 0]_s$ - a une pente plus grande que la ligne bleue, correspondant à l'UD ($\alpha_2 > \alpha_1$). Dans le $[0_2 30 -30 0]_s$ les plis à 30° et les interfaces entre les plis s'endommagent. Ces endommagements se créent à cause de la fatigue, étant presque absent en quasi-statique (premier cycle). Ainsi, ils s'ajoutent à la dégradation en fatigue des plis à 0° dans le sens des fibres, ce qui peut expliquer l'augmentation de la pente de la tendance de fatigue par rapport à l'UD.

²⁴ Sachant qu'il s'agit d'une analyse préliminaire avec peu de données à disposition, il a été choisi de regrouper ensemble les essais de type A et de type B sur le $[0]_4$ (II. 8). Donc, sur la *Figure IV-18* il y a une seule ligne de tendance pour l'UD.

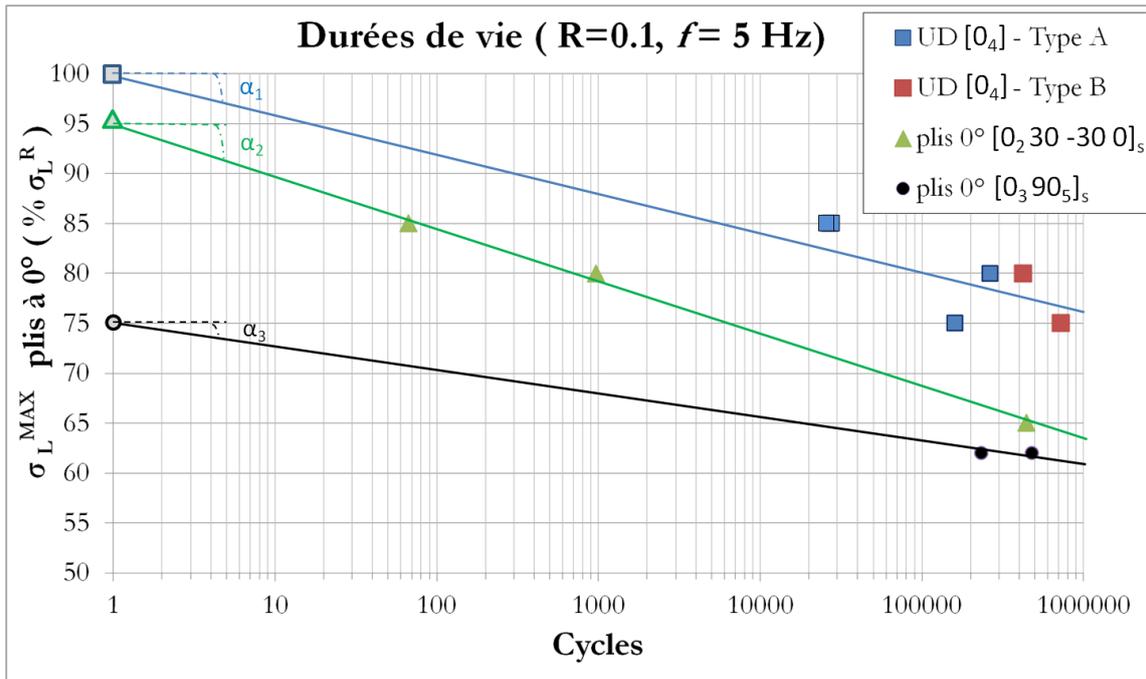


Figure IV-18 : Durées de vie des empilements $[0]_4$, $[0_2 30 -30 0]_s$ et $[0_3 90_5]_s$ en fonction de la contrainte longitudinale dans les plis à 0° , exprimée en pourcentage de la contrainte à rupture quasi-statique σ_L^R identifiée sur le $[0]_4$.

La ligne de tendance en fatigue de l'empilement $[0_3 90_5]_s$ a une pente (α_3) plus petite que celle de l'empilement $[0_2 30 -30 0]_s$ (α_2). Ceci peut être expliqué par le fait que les plis à 90° et les interfaces de l'empilement $[0_3 90_5]_s$ sont déjà endommagés à partir du premier cycle, et ensuite en cyclant à $0.62 \sigma_L^R$ on ne crée pas beaucoup plus d'endommagement (Figure IV-15). Ainsi, l'endommagement qui s'ajoute en fatigue est, en proportion, inférieur à celui de l'empilement $[0_2 30 -30 0]_s$.

Enfin, la ligne de tendance de l'empilement $[0_3 90_5]_s$ a une pente plus petite que celle de l'UD. Le fait que les plis à 0° de l'empilement $[0_3 90_5]_s$ n'ont pas été testés à des contraintes élevées (à cause des problèmes de rupture dans les mors) peut limiter l'endommagement en fatigue des plis à 0° dans le sens des fibres, sachant qu'il survient seulement à des contraintes cycliques élevées. Ceci pourrait expliquer pourquoi l'angle α_3 est plus petit que l'angle α_1 . Cependant, on préfère être prudents sur cette conclusion, compte-tenu du nombre limité d'essais à disposition. Une perspective intéressante de l'étude serait de vérifier ce résultat en faisant des essais sur des stratifiés croisés et sur des UD, à iso-contrainte dans les plis à 0° .

IV. 5. IDENTIFICATION DE LA SIGNATURE ACOUSTIQUE DE LA FISSURATION MATRICIELLE

Dans les sections précédentes, il a été montré que plusieurs types d'endommagements se créent en même temps sur les stratifiés MD testés, lesquels rompent par rupture des plis à 0° . Dans ces plis, l'endommagement principal est la rupture des fibres. Dans le Chapitre II, la technique de l'émission acoustique a été utilisée pour suivre l'évolution des ruptures des fibres en fatigue dans un UD. Dans le but d'identifier l'évolution des ruptures de fibres dans un stratifié MD par l'émission acoustique, il faut tout d'abord être capable de dissocier leur signature acoustique de celle des autres endommagements qui apparaissent dans le stratifié (fissuration matricielle dans les plis désorientés, délaminage, etc.). Comme discuté dans l'étude bibliographique de la section II. 1, de nombreuses techniques de

classification sont utilisées pour associer chaque EA enregistré pendant l'essai à un type d'endommagement (Ammar, 2014; Bourchak et al., 2007; Chou, 2011; Doan et al., 2015). Cependant, il a été mis en évidence qu'il n'y a pas de consensus clair sur la signature typique générée par la rupture d'une fibre de carbone ou par une fissure matricielle (*Figure II-8*). De plus, si d'un côté, il est important de distinguer les ruptures de fibres isolées ou les ruptures par bloc de fibres (clusters), il nous semble important également pour l'endommagement matriciel de distinguer la taille de la fissure. Par exemple, une fissuration matricielle fera certainement plus de « bruit » dans un stratifié constitué de plis épais car la création de cette fissure dissipe plus d'énergie.

Cette section vise à proposer une démarche d'identification des fissures matricielles basée sur l'utilisation de la multi instrumentation synchronisée. Elle a été tout d'abord appliquée au stratifié $[0_3 90_5]_s$: grâce au nombre important de plis à 90° adjacents, les fissures sont plus facilement identifiables car elles s'étendent sur un nombre plus grand des plis. L'essai P3-0-1, décrit dans la section *IV. 3. 1*, a été instrumenté avec une caméra thermique visant la surface de l'éprouvette, et avec deux capteurs d'émissions acoustiques. Ces deux instrumentations ont été synchronisées dans le temps. Quand une fissure matricielle se crée, elle est facilement observable par thermographie passive, comme montrée par la cartographie infrarouge de la *Figure IV-19*, issue du traitement décrit dans la section *II. 8* sur les images acquises par la caméra thermique. La fissure induit une augmentation de température localisée dans l'éprouvette (ΔT de la *Figure IV-19*). En correspondance de ce ΔT , des pics d'événements acoustiques sont enregistrés. Ces EA sont assez énergétiques, caractérisés par amplitude et durée élevées, comme montré sur la *Figure IV-19*. Ce phénomène se répète chaque fois qu'une nouvelle fissure se crée, la signature acoustique associée est plutôt constante : amplitude saturée à 100 dB (seuil supérieur d'enregistrement de la chaîne de mesure), énergie entre 10^8 et 10^{10} aJ, durée entre 10^4 et 10^5 μs . Par contre, les ruptures de fibres identifiées dans le *Chapitre II* sur l'UD présentent les paramètres acoustiques suivants : amplitude moyenne de 85 dB, énergie moyenne de $4.4 \cdot 10^5$ aJ et durée moyenne de 850 μs (section *II. 7. 4*). On voit que les deux signatures acoustiques sont plutôt différentes.

Des résultats similaires ont été obtenus pour l'empilement $[90_3 0_5]_s$, malgré le fait que l'épaisseur totale des plis à 90° adjacents est plus réduite. L'identification de la signature acoustique des fissures matricielles dans l'empilement $[0_2 30 -30 0]_s$ reste une perspective de l'étude. Concernant le délaminage, il n'a pas été possible de visualiser sa signature thermique pendant les essais réalisés avec la caméra visant la surface de l'éprouvette. Pour cela, on propose en perspective de pointer la caméra thermique sur le bord libre de l'éprouvette. La possibilité « d'entendre » par EA la propagation du délaminage est également un point à vérifier en perspective.

Enfin, cet exemple de multi-instrumentation synchronisée peut aider à classifier les EA dans différentes classes d'endommagements, au moins pour le stratifiés croisés testés dans ces travaux de thèse. Ceci ouvre la perspective de pouvoir identifier l'évolution des ruptures de fibres en fatigue par EA aussi dans ces types de stratifiés MD.

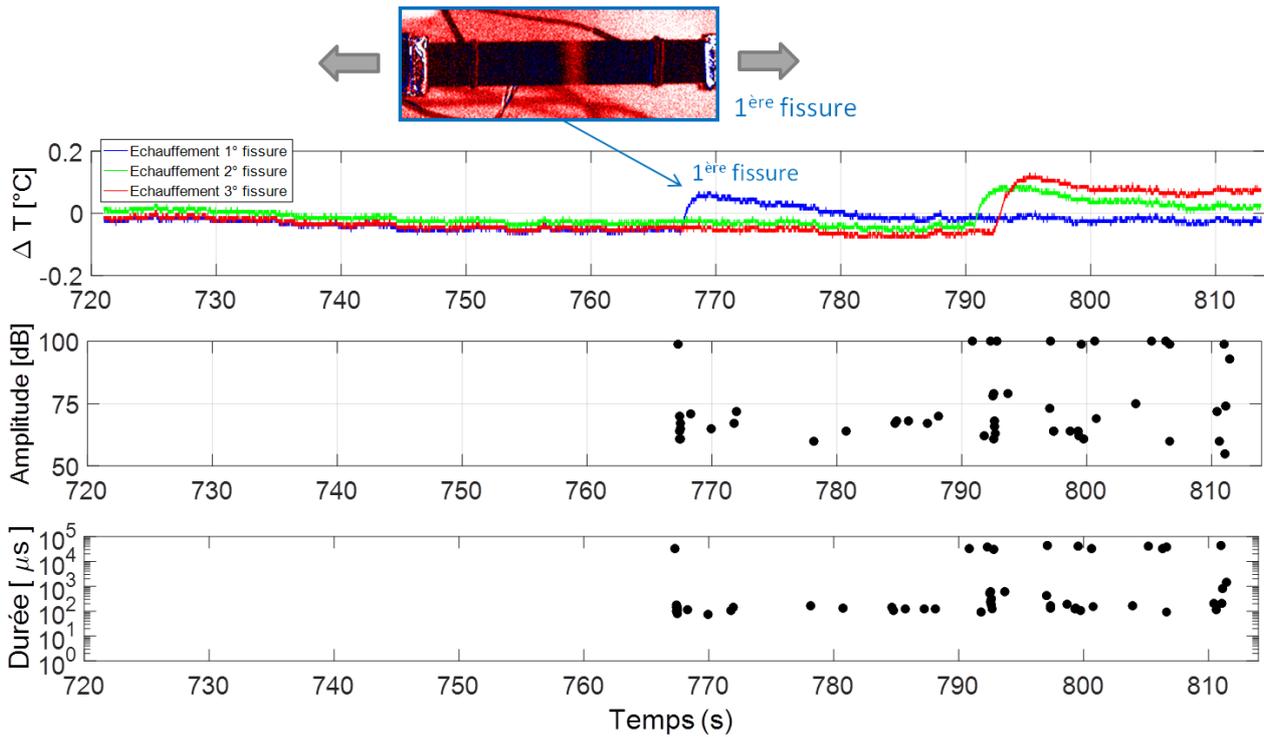


Figure IV-19 : Signature thermique et acoustique d'une fissure matricielle pendant l'essai de traction multi palier P3-0-1, empilement $[0_3 90_3]_s$.

IV. 6. CONCLUSION DU CHAPITRE

L'endommagement et la rupture des deux stratifiés multidirectionnels sous chargement de traction longitudinale ont été analysés dans ce chapitre. Un empilement dont les plis hors axe ne sont pas censés s'endommager (en quasi-statique) a été identifié par simulation numérique : il s'agit du stratifié $[0_2 30 -30 0]_s$. Des essais de traction quasi-statique ont confirmé que le comportement en traction de cet empilement est piloté par les plis à 0° et qu'il n'y a pas des fissures matricielles dans les plis hors axe. Du délaminage a été observé pour des chargements proches de la contrainte Σ_L^R (contrainte à rupture du stratifié). En statique, la rupture arrive par rupture des plis à 0° en mode fibre dans la longueur utile, et la contrainte σ_L^R (à rupture) dans ces plis est proche de celle dans les plis de l'UD (*Chapitre II*). En plus, ce stratifié a une courbe d'énergie acoustique cumulée similaire à celle de l'UD sous traction monotone à rupture. En fatigue, les plis hors axe se fissurent et le délaminage est plus important. Plus en détail, pour une sollicitation cyclique $\Sigma_L^{MAX} = 0.7 \Sigma_L^R$, le délaminage s'étend tout le long de la longueur utile entre les interfaces 30° et -30°. On suppose qu'il est favorisé par la fissuration des plis hors axe (en fatigue). Cet endommagement cause la rupture du stratifié à moins de 100 cycles pour $\Sigma_L^{MAX} = 0.9 \Sigma_L^R$, ce qui correspond à une contrainte cyclique maximale de $\sigma_L^{MAX} = 0.85 \sigma_L^R$ dans les plis à 0° (σ_L^R identifiée sur UD). Pour $\sigma_L^{MAX} = 0.65 \sigma_L^R$, une durée de vie de moins de $5 \cdot 10^5$ cycles est obtenue ; une dégradation en mode fibre des plis à 0° a été observée dans ce cas.

Pour ce qui concerne le stratifié $[90_3 0_5]_s$, le délaminage est l'endommagement qui cause, indirectement, la rupture en traction longitudinale. Il sépare les plis 90° et 0°, ces derniers splittent à cause des surcontraintes de serrage. En statique, ce phénomène ne permet pas de charger les plis à 0° au-delà de $0.75 \sigma_L^R$. En fatigue, ce stratifié a rompu à moins de $5 \cdot 10^5$ cycles sous une contrainte σ_L^{MAX} des plis à 0° correspondant à 62% de la contrainte à rupture de l'UD (R=0.1). Dans ce cas, les éprouvettes post-mortem présentent de la dégradation en mode fibre et rupture des plis à 0° dans la longueur utile, mais

aussi de la rupture des plis à 0° dans les mors, avec le délaminage qui a séparé les plis à 0° des plis à 90° . Par contre, pour $R=0.5$ il n'y a pas eu de rupture après 10^6 cycles. Ceci atteste d'un effet de l'amplitude sur la réduction de la durée de vie.

La raideur longitudinale des empilements $[0_2 30 -30 0]_s$ et $[90_3 0_5]_s$ évolue peu en fatigue, le comportement étant piloté par les plis à 0° . La rupture de ces plis détermine aussi la rupture du stratifié associé. Si on compare les durées de vie de ces stratifiés MD avec celle de l'UD, pour $R=0.1$, on s'aperçoit que les tendances dans le graphe S-N sont différentes. Pour le $[0_2 30 -30 0]_s$, l'endommagement des plis hors axe et des interfaces $30^\circ/-30^\circ$ induisent une augmentation de la pente de la ligne de tendance (réduction des DDV) par rapport à l'UD. Des tendances différentes ont été observées aussi entre le $[0_2 30 -30 0]_s$ et le $[90_3 0_5]_s$, le dernier étant déjà endommagé en statique, sa ligne de tendance dans le graphe S-N est moins inclinée que celle du $[0_2 30 -30 0]_s$.

La perspective à long terme de cette étude serait de construire un modèle capable de prévoir la rupture d'un stratifié MD en fatigue et de prévoir l'évolution de l'endommagement et du délaminage dans n'importe quel stratifié. Ainsi, les courbes S-N pour différents types d'empilement pourront être prédites par le modèle. Sachant que la rupture des plis à 0° induit souvent la rupture du stratifié, il faut bien identifier les propriétés en fatigue des plis en sens fibres. On a vu que le comportement des plis à 0° change en fonction de l'empilement dans lequel ils sont insérés. Ainsi, faire tout d'abord des essais sur UD semble être une étape nécessaire. Ensuite, il faudra trouver un stratifié MD où, si possible, les plis hors axe ne s'endommagent pas en fatigue, et étudier les plis à 0° dans ce contexte.

Il n'a pas été possible de tester les plis à 0° à des contraintes élevées dans les MD testés, à cause du délaminage. Pour pouvoir identifier des empilements moins sujets au risque de délaminage, il aurait fallu avoir un modèle pour des chargements statiques capable de prendre en compte aussi le délaminage, couplé à l'endommagement matriciel. Ce travail est loin d'être immédiat. Toutefois, des perspectives à plus court terme peuvent être proposées. Par exemple, le stratifié $[0_2 30 -30 0]_s$ comprend 6 plis à 0° . Or, un stratifié similaire avec 4 plis à 0° (comme pour les UD) au lieu de 6, pourrait réduire les problèmes de ruptures dans les mors, car la contrainte axiale à faire passer par les mors diminue, et en conséquence, aussi la pression dans les mors nécessaire pour tenir les éprouvettes. D'un autre côté, pour le stratifié $[90_3 0_5]_s$ on aurait pu alterner les 0° et les 90° de façon à réduire les contraintes hors plan, et réduire le délaminage. Par contre, les fissures matricielles deviendront ainsi plus petites et peuvent être plus difficiles à détecter et comptabiliser.

Un autre point en perspective de l'étude est d'identifier l'évolution des ruptures des fibres en fatigue dans un stratifié MD, et les dissocier des autres endommagements. La technique de multi instrumentation synchronisée évoquée dans ce chapitre pourrait aider à classer les différents endommagements.

Enfin, l'étape suivante consiste au passage à l'empilement quasi-isotrope, situation plus complexe, car les propriétés de la matrice ont une plus grande influence sur le comportement du stratifié.

Conclusion générale et perspectives

Cette thèse s'inscrit dans le domaine de la fatigue des composites stratifiés d'unidirectionnels à fibres longues de carbone et matrice époxy. Elle a consisté à mettre en évidence les mécanismes de fatigue dominés par les fibres sollicitées en traction, au moyen d'analyses expérimentales et numériques.

Le choix a été fait d'identifier ces mécanismes par essais de traction axiale sur UD, étant donné que la rupture en traction des fibres est le mécanisme d'endommagement principal dans ce type d'essais. Toutefois, ces essais sont très délicats et complexes à réaliser. En effet, ils sont souvent l'objet de ruptures prématurées liées au dispositif expérimental (serrage des mors) et à l'anisotropie de l'UD. La littérature ne fournit pas de protocole expérimental ou mode opératoire clair pour éviter ces ruptures prématurées. Ainsi, la première étape de la thèse a consisté à développer une méthodologie pour réaliser des essais de traction quasi-statique générant systématiquement des ruptures en mode fibre dans la zone utile (rupture conforme). La démarche a été construite au travers d'un dialogue entre essais multi-instrumentés et simulations aux éléments finis. Des paramètres clés, tels que la longueur de serrage et l'épaisseur de l'éprouvette, ou encore l'alignement entre l'axe de l'éprouvette (ou plus exactement la direction des fibres) et l'axe de chargement, ont été identifiés et leur influence sur les modes de rupture a été analysée. Ainsi, une configuration d'essai optimisée a été définie et a permis d'obtenir des ruptures conformes. Un gain de 30% sur la contrainte à rupture a été alors observé par rapport aux valeurs reportées dans la littérature sur le T700GC/M21 : l'augmentation de la contrainte à rupture est due au fait que la résistance des fibres est plus largement exploitée s'il n'y a pas de rupture prématurée liée à des maladresses expérimentales. De plus, ayant éliminé une partie au moins des causes extérieures de rupture (serrage des mors), qui ne sont pas intrinsèques à la résistance en mode fibre du matériau, la dispersion statistique sur les valeurs à rupture a été réduite d'un facteur ≈ 1.5 par rapport aux valeurs reportées dans la littérature, bien que cette valeur n'ait été estimée qu'avec un nombre restreint d'essais.

La suite a consisté à réaliser des essais de fatigue sur UD en utilisant la configuration d'essais optimisée développée dans la première étape de la thèse. Ainsi, une campagne d'essais en fatigue a été réalisée, dans le domaine traction-traction, afin de caractériser l'endommagement, les durées de vie et les performances résiduelles de l'UD, pour différents niveaux de sollicitation et rapports de charge. En raison des difficultés de réalisation des essais sur l'UD, la bibliographie n'est pas vaste sur ce sujet. Dans ces travaux de thèse, il a été possible de solliciter le matériau en fatigue à une contrainte proche de celle à rupture statique, sans avoir de ruptures prématurées. Ceci a permis d'observer une dégradation dans le sens des fibres, pour des valeurs de σ_L^{MAX} comprises entre 75% et 85% de la contrainte à rupture

statique. L'augmentation de l'amplitude du chargement (diminution du rapport de charge et de la contrainte moyenne, à iso- σ_L^{MAX}) génère une augmentation de l'échauffement et de la détérioration de l'intégrité structurelle de l'UD, qui voit sa durée de vie diminuer. En revanche, les éprouvettes ayant subi un refroidissement lié à des cycles lents ont montré des durées de vie supérieures aux éprouvettes sollicitées en continu. Toutefois, l'influence de la fréquence de cyclage n'a pas été approfondie et le nombre d'essais réalisés est insuffisant pour une analyse statistique fiable des durées de vie. Dans la campagne d'essais réalisée, le choix a été fait d'utiliser la technique de l'émission acoustique pour suivre l'évolution des ruptures de fibres en fatigue. On ne trouve pas dans la bibliographie de consensus clair sur la signature acoustique typique générée par la rupture d'une fibre de carbone (ou par un cluster de fibres rompues). Dans ces travaux de thèse, une méthodologie de classification des données d'émissions acoustiques, provenant d'un système à forte activité acoustique tel qu'un essai de fatigue, a été proposée. Un modèle statistique a permis de séparer les ruptures de fibres de toutes les autres sources d'EA (bruit) au moyen d'une classification basée sur une approche probabiliste. Enfin, l'évolution des ruptures de fibres a été obtenue pour les essais sollicités cycliquement de façon continue. Cependant, cette technique présente des limites : par exemple, elle n'est pas capable d'identifier la taille et la position dans l'éprouvette d'un cluster de fibres rompues.

Aucune dégradation des propriétés mécaniques macroscopiques du matériau n'a été observée en fatigue. En revanche, des endommagements ont été observés à l'échelle microscopique, comme par exemple des ruptures de fibres. C'est donc tout naturellement que nous nous sommes orientés vers une modélisation des mécanismes d'endommagement à cette échelle. Des simulations aux éléments finis sur un VER simplifié, composé de plusieurs fibres noyées dans la matrice ont été réalisées. Comme la rupture en traction des plis à 0° est pilotée par la résistance des fibres, on s'est focalisé sur les ruptures des fibres, et nous avons analysé la manière dont ces ruptures sont influencées par la décohésion. Deux scénarios apparaissent : soit la propagation de la décohésion le long d'une fibre rompue, soit la rupture coplanaire de plusieurs fibres (cluster) et la transition entre l'un et l'autre de ces scénarios a été étudiée. Les simulations ont été faites avec des taux volumiques de fibres différents, ce qui a montré l'influence de ce paramètre sur la transition entre la rupture de l'interface d'une fibre rompue (décohésion) et la rupture coplanaire de plusieurs fibres (cluster). Les surcontraintes sur les fibres voisines ont été étudiées dans les deux scénarios. La modélisation des fibres et de la matrice avec des éléments 3D a permis de mettre en évidence, par simulation numérique, la forme hétérogène du profil de surcontrainte dans les fibres. En effet, elles se rechargent de manière non uniforme également dans la section et pas seulement selon l'axe longitudinal. Plus en détail, le profil de surcontraintes augmente en intensité et s'étend dans la section et selon l'axe de la fibre avec le nombre de fibres voisines rompues. Il présente un pic dans le plan de fin de décohésion de la fibre rompue. L'importance de ce pic de surcontrainte sur la mécanique de rupture en traction de la fibre a été discutée : l'amorçage d'une fissure dans la portion de la section de la fibre concernée par ce pic est suffisant pour rompre la fibre. Le pic de surcontrainte se déplace avec l'avancée de la décohésion. Son évolution en fonction de la loi de comportement de la matrice et d'une sollicitation cyclique a été également analysée. Enfin, une approche probabiliste a été proposée afin de déterminer la probabilité de rupture d'une fibre surcontrainte et l'évolution de cette probabilité avec l'avancement de la décohésion. Cette approche permet de prendre en compte la non uniformité des contraintes axiales selon l'axe de la fibre et également selon la section. Une estimation de cette augmentation a été donnée, par exemple, pour une fibre voisine d'une fibre rompue, dont la décohésion propage jusqu'à une longueur donnée. La démarche est facilement applicable à d'autres configurations, car il s'agit simplement d'un post-traitement sur les contraintes obtenues sur les

éléments finis de la fibre. Cependant, les contraintes sont calculées sans tenir compte du frottement entre les parties décohésionnées de la fibre et la matrice. De plus, des hypothèses simplificatrices sont faites sur l'évolution en fatigue des déformations plastiques de la matrice, qui influencent les surcontraintes sur les fibres.

La démarche de la thèse se conclut avec une étude de la fatigue, en traction axiale longitudinale, de deux stratifiés multidirectionnels, $[0_2 30 -30 0]_s$ et $[90_3 0_3]_s$, identifiés avec le modèle OPFM, un modèle de prévision d'endommagement et rupture sous sollicitations quasi-statiques des stratifiés composites. Cependant, ce modèle ne prend pas en compte l'endommagement interlaminaire (délaminage). La raideur longitudinale des empilements testés évolue peu sous sollicitation cyclique, le comportement étant piloté par les plis à 0° . La rupture de ces plis détermine aussi la rupture du stratifié. Cette étude a mis en évidence que les lignes de tendances dans le graphe S-N (contrainte dans les plis à 0°) ont des pentes différentes par rapport à l'UD. En fait, l'endommagement des plis hors axe et des interfaces entre les plis influencent le comportement en fatigue des plis à 0° . Par exemple, il a été montré que le délaminage peut causer une rupture des plis à 0° s'il s'étend tout le long des interfaces entre les plis. Ainsi, pour caractériser le comportement en fatigue des plis à 0° , il semble nécessaire de faire tout d'abord des essais sur UD, et ensuite déterminer les différences, en termes de durée de vie, en fonction de l'empilement multidirectionnel considéré. Enfin, dans le but de construire un modèle de prévision des durées de vie des stratifiés, il faut être capable de décrire l'évolution en fatigue des différents endommagements qui interviennent simultanément, car on a montré qu'ils influencent la rupture du stratifié. Pour cela, l'utilisation synchronisée de plusieurs techniques d'instrumentation des essais est un outil indispensable.

Il reste évidemment de nombreux points à approfondir et à compléter dans ce travail. Les campagnes d'essais réalisées dans ces travaux de thèse doivent être enrichies. Par exemple, la dispersion statistique des valeurs de la contrainte à rupture de l'UD en quasi-statique doit être estimée avec plus de valeurs expérimentales. Des essais supplémentaires sont également nécessaires pour compléter les courbes S-N sur l'UD ; selon la norme (ASTM, 2002), un nombre minimal de 6 éprouvettes pour chaque point de la courbe S-N est nécessaire afin d'effectuer une analyse «préliminaire et exploratoire». L'influence de la fréquence de cyclage (et de la température) sur l'endommagement et rupture de l'UD en traction doit également être analysée. Il serait nécessaire de mettre en place un protocole pour différencier, dans l'effet de fréquence, la part liée directement au comportement visqueux (effet de fluage, de contrainte moyenne, de relaxation « interne » des contraintes) et les effets d'échauffement qui, si l'éprouvette n'est pas refroidie, augmentent avec la fréquence.

Une autre perspective consiste à tester des stratifiés multidirectionnels moins sensibles au délaminage, afin de mieux comprendre le comportement des plis à 0° dans ce type de stratifiés. Dans ce contexte, l'identification de la propagation du délaminage en fatigue est également une perspective de l'étude. De plus, il serait intéressant d'étudier le comportement des plis à 0° dans des stratifiés où la viscosité et la plasticité de la matrice ne sont pas négligeables, comme par exemple l'empilement quasi-isotrope.

Concernant les endommagements observés à l'échelle microscopique, une micro-tomographie in-situ pendant un essai de fatigue pourrait sûrement apporter de plus amples informations sur l'évolution des ruptures des fibres. Ensuite, on pourrait approfondir et compléter les travaux sur l'émission acoustique. Plus en détail, le nombre et la position des capteurs peuvent être optimisés afin de déterminer le plus précisément possible les événements dans l'éprouvette. On souhaiterait également pouvoir distinguer les ruptures isolées de fibres et les clusters de plusieurs fibres rompues. Enfin, la technique

d'identification des ruptures des fibres, proposée dans cette thèse pour l'UD, devra être améliorée et enrichie pour pouvoir l'appliquer à d'autres types d'empilements et à des essais à fréquence variable.

L'ensemble de ces données expérimentales servira d'un côté à nourrir le modèle à l'échelle microscopique sur l'UD ou bien sur les plis à 0° , d'un autre côté à établir les bases pour un modèle de prévision de durées de vie, en fatigue traction-traction, des stratifiés à l'échelle mésoscopique (échelle du pli), qui reste à développer. Aucune évolution du comportement des plis à 0° n'a été observée à l'échelle du pli, il semble alors nécessaire de pousser les études de modélisation à l'échelle des constituants, afin de quantifier les effets que les ruptures des fibres ont sur la rupture des plis à 0° en fatigue. Pour cela, une loi de progression de la décohésion sera certainement utile, couplée à l'amélioration de la loi de comportement de la matrice. Enfin, une stratégie de changement d'échelle pour le passage de la microstructure du matériau au pli (ou au stratifié UD) doit encore être mise en place. Ce modèle microscopique alimentera le modèle mésoscopique, lui donnant les paramètres clés pour la prévision de la rupture des plis à 0° en fatigue. La modification du comportement de ces plis en fonction du stratifié multidirectionnel où ils sont insérés pourra être prise en compte par le modèle mésoscopique. Ainsi, les courbes S-N dans le domaine traction-traction pourront être prédites par le modèle pour différents types d'empilement, se substituant ainsi aux longues et coûteuses campagnes expérimentales. Ceci constitue un grand intérêt pour les industriels (en particulier dans le domaine des machines tournantes : éoliennes, turbines, etc.) qui cherchent à dimensionner en fatigue leurs pièces (hélices, pales, aubes, etc.) en composite sans à chaque fois avoir une matrice d'essais trop coûteuse.

En synthèse, ces travaux de thèse ont permis d'avancer dans l'étude de la fatigue des stratifiés d'unidirectionnels à la fois sur le plan expérimental et sur le plan de la compréhension des mécanismes. L'étape suivante est de passer de modèles de compréhension à des modèles de prévision de la durée de vie.

Annexe A – Synchronisation de la chaîne acoustique

L'objectif de cette annexe est de donner au lecteur des explications supplémentaires sur l'identification et la correction du décalage entre l'horloge de la chaîne acoustique et celle de la machine de fatigue qui définit le cycle de chargement. Une synchronisation est nécessaire afin de connaître si un EA a eu lieu en cours de charge ou de décharge pendant la fatigue. A la connaissance de l'auteur, il n'y a pas d'exemple dans la littérature traitant cette problématique.

La *Figure A-1* montre l'évolution du décalage temporel entre les horloges pour l'essai E61-9 : les points noirs représentent l'estimation de ce décalage toutes les 2 secondes. On voit qu'il n'est pas constant en fonction du temps. La plus grande partie des points est concentrée autour d'une tendance principale (ligne rouge) qui représente une dérive temporelle entre les horloges, le décalage se réduisant dans notre exemple. De plus, il y a des points qui ne suivent pas cette tendance, mais qui se disposent selon des lignes qui croisent la tendance principale. Il s'agit d'un effet d'aliasing. Pour ajuster la tendance principale en étant peu influencé par l'aliasing, nous proposons d'utiliser une technique d'ajustement robuste (Rousseeuw and Leroy, 1987). Le coefficient angulaire α et l'ordonnée à l'origine β identifiés permettent une correction de dérive et d'offset des horloges selon la relation suivante :

$$t_A = (1 - \alpha) * t_M - \beta$$

Où t_A est le temps de la chaîne acoustique et t_M celui de la machine de traction. Une preuve visuelle de la validation de cette technique est montrée dans la *Figure A-2* : en abscisse il y a les valeurs de force acquises par la machine de fatigue tous les 2s, et en ordonnée il y a les valeurs correspondantes de force acquises par la chaîne acoustique, avant correction *a)* et après correction *b)*. On voit que la qualité de la correction est meilleure aux extrêmes des cycles (valeurs extrêmes des forces), là où une meilleure précision de la correction est nécessaire pour la distinction des EA à la montée et à la descente.

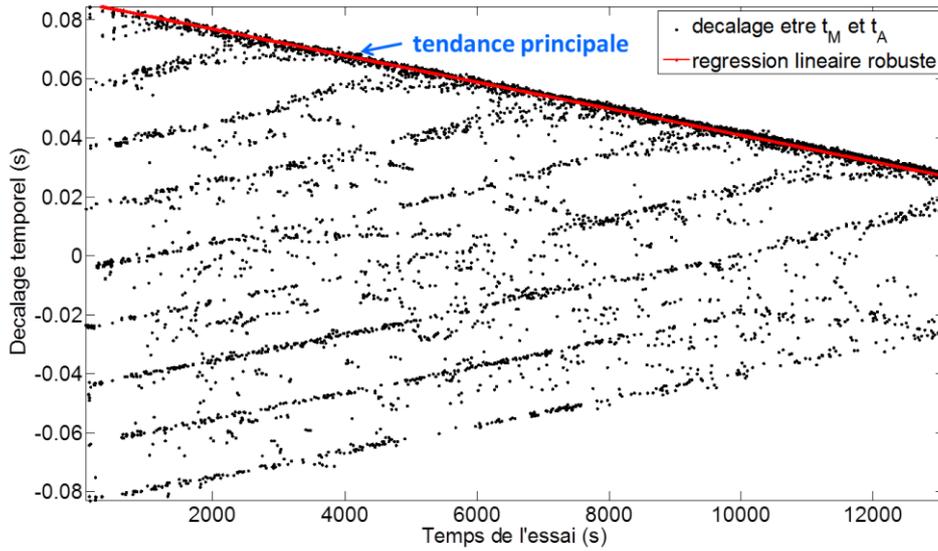


Figure A-1 : Décalage temporel, entre t_A (temps de la chaîne acoustique) et t_M (temps de la machine de traction) à intervalles des 2s (points noirs) dans l'essai E61-9. Régression linéaire robuste de type LXS pour l'ajustement de ces données (ligne rouge).

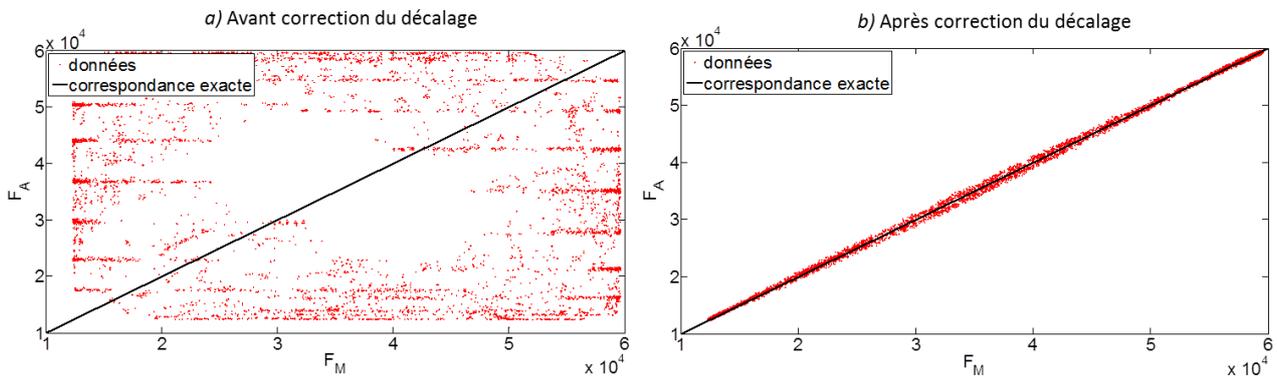


Figure A-2 : Valeurs de force acquises par la chaîne acoustique tous les 2s pendant l'essai E61-9, en fonction des correspondantes valeurs force acquises par la machine de traction, avant correction a) et après correction b). On voit que la correction est meilleure au niveau des forces extrêmes des cycles, ce qui est le plus important pour discriminer les événements de charge et de décharge.

Annexe B – Conditions de périodicité du VER

L'objectif de cette annexe est de donner au lecteur des explications supplémentaires sur les conditions de périodicités appliquées au VER présenté dans le *Chapitre III*. Le VER est périodique dans les directions x et y (plan transverse), mais pas dans la direction de l'axe des fibres, z, où aucune condition périodique n'est imposée. Dans le plan transverse, l'équation suivante²⁵ est appliquée aux nœuds du VER :

$$\begin{cases} \underline{\varepsilon}(\bar{x}) = \underline{\varepsilon}^g + \underline{\varepsilon}^l(\bar{x}) \\ \bar{u}(\bar{x}) = \underline{\varepsilon}^g * \bar{x} + \bar{u}^l(\bar{x}) \end{cases}$$

Le tenseur de déformation $\underline{\varepsilon}(\bar{x})$ est composé d'une partie globale (qui correspond à la moyenne sur la cellule) et d'une partie de fluctuations locales (autour de cette moyenne) fonction de la position \bar{x} . $\underline{\varepsilon}(\bar{x})$ est le gradient symétrique du vecteur déplacement $\bar{u}(\bar{x})$. Les nœuds des coins du VER (en violet sur la *Figure B-1*) doivent avoir la même composante locale de déplacement u_x^l et u_y^l ; de façon analogue, un nœud situé sur une arête doit avoir u_x^l et u_y^l égaux aux nœuds correspondants sur les autres arêtes en face (en orange) ; la même logique s'applique aux nœuds sur les faces opposées xz (en vert) et yz. Ceci signifie que d'éventuelles surcontraintes qui se trouvent, à titre d'exemple, sur la face yz à gauche seront automatiquement reportées sur la face yz à droite. Pour éviter cette situation, on va créer de l'endommagement (rupture de fibres, décohésions) seulement sur les fibres centrales du VER, et on va s'assurer que celles sur les bords ne soient pas affectées par des surcontraintes conséquentes. Ainsi, dans ce contexte, la taille du cluster est le facteur dimensionnant pour la taille du VER dans le plan transverse, car la rupture coplanaire de plusieurs fibres génère le plus de surcontraintes.

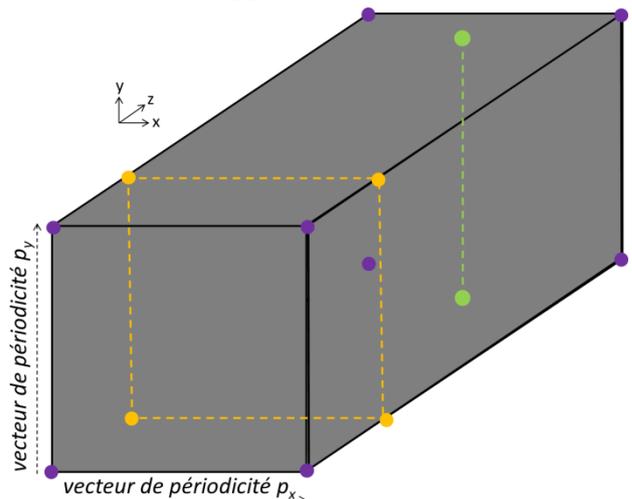


Figure B-1 : Conditions de périodicité du VER.

²⁵ Pour plus de détails, le lecteur peut se référer à (Devries and Léné, 1987; Garoz et al., 2019; Sanchez-Palencia, 2006)

Annexe C – Tenseur des contraintes dans une fibre voisine à celle rompue

La rupture d'une fibre engendre des surcontraintes dans les fibres voisines. L'objectif de cette annexe est de montrer que la valeur de la composante σ_{33} du tenseur de contrainte des fibres surchargées est de un à deux ordres de grandeur plus grande que celle autres composantes. La *Figure C-1* montre l'évolution de ces composantes, calculées aux PG, selon l'axe de la fibre. Pour toutes les composantes, le pic de contrainte est localisé dans le plan $z=0$ qui est le plan de rupture de la fibre rompue. Enfin, la contrainte σ_{33} tend vers la valeur de la contrainte de référence ($\sigma_{33}^0 = 4900$ MPa) lorsque z tend vers L , alors que les autres composantes tendent vers zéro.

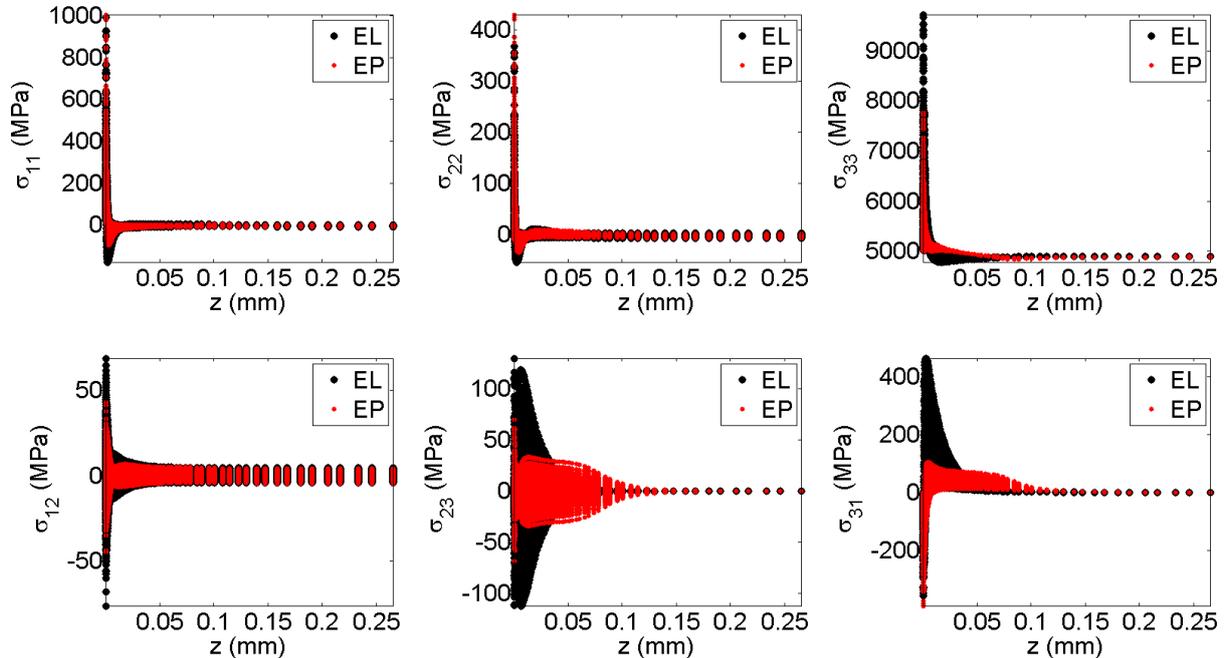


Figure C-1 : Evolution des composantes du tenseur des contraintes aux PG dans une fibre voisine à celle rompue, en fonction de l'axe de la fibre z . $\sigma_{33}^0 = 4900$ MPa. $V_f = 77\%$. Matrice élastique (« EL ») et élastoplastique (« EP »).

Références

- Accorsi, M.L., Pegoretti, A., Dibenedetto, A.T., 1996. Dynamic analysis of fibre breakage in single-and multiple-fibre composites. *Journal of Materials Science* 31, 4181–4187. <https://doi.org/10.1007/BF00356437>
- Alves, M., Pimenta, S., 2018a. A computationally-efficient micromechanical model for the fatigue life of unidirectional composites under tension-tension loading. *International Journal of Fatigue* 116, 677–690. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2018.05.017>
- Alves, M., Pimenta, S., 2018b. Predicting the fatigue life of UD Composites. Presented at the ICFC7, Vicenza, July 5th 2018.
- Ammar, I.B., 2014. Contrôle de santé vibro-acoustique de l'endommagement des matériaux composites à base polymère pour l'aéronautique. Thèse de doctorat de l'Université du Maine.
- Armstrong, P.J., Frederick, C.O., 1966. A mathematical representation of the multiaxial Bauschinger effect. Central Electricity Generating Board, Berkeley, UK Report RD/B/N731CEGB, 41.
- Asp, L.E., Berglund, L.A., Talreja, R., 1996. A criterion for crack initiation in glassy polymers subjected to a composite-like stress state. *Composites Science and Technology* 56, 1291–1301. [https://doi.org/10.1016/S0266-3538\(96\)00090-5](https://doi.org/10.1016/S0266-3538(96)00090-5)
- ASTM, 2014. D 3039/D 3039M - Standard Test Method for Tensile Properties of Polymer Matrix Composite Materials.
- ASTM, 2002. D 3479/D 3479M - Standard Test Method for Tension-Tension Fatigue of Polymer Matrix Composite Materials.
- Bailey, P.B.S., Lafferty, A.D., 2015. Specimen gripping effects in composites fatigue testing — Concerns from initial investigation. *Express Polymer Letters* 9, 480–488. <https://doi.org/10.3144/expresspolymlett.2015.45>
- Batdorf, S.B., 1981. Tensile Strength of Unidirectionally Reinforced Composites I 12.
- Belingardi, G., Paolino, D.S., Koricho, E.G., 2011. Investigation of influence of tab types on tensile strength of E-glass/epoxy fiber enforced composite materials. *Procedia Engineering* 10, 3279–3284. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2011.04.541>
- Besson, J., Cailletaud, G., Chaboche, J.-L., Forest, S., 2010. *Non-Linear Mechanics of Materials, Solid Mechanics and Its Applications*. Springer Netherlands, Dordrecht. <https://doi.org/10.1007/978-90-481-3356-7>
- 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 bobines. Thèse de Doctorat de l'École Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- Bourchak, M., Farrow, I., Bond, I., Rowland, C., Menan, F., 2007. Acoustic emission energy as a fatigue damage parameter for CFRP composites. *International Journal of Fatigue* 29, 457–470. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2006.05.009>
- Bowman, A., Azzalini, A., 1997. *Applied Smoothing Techniques for Data Analysis: The Kernel Approach with S-PLUS Illustrations*.

- Bullegas, G., 2017. High-toughness Carbon Fibre Composites. Presented at the Comptest2017, Leuven, 5-7 April 2017.
- Bunsell, A.R., Somer, A., 1992. The tensile and fatigue behaviour of carbon fibres. *Plastics, Rubber and Composites Processing and Applications* 18.
- Caous, D., 2017. Rôle de l'endommagement sur la durée de vie en fatigue des matériaux composites stratifiés : application au domaine éolien. Thèse de doctorat de l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, Bordeaux.
- Carraro, P.A., Quaresimin, M., 2014. Modelling fibre–matrix debonding under biaxial loading. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 61, 33–42. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2014.01.016>
- Casella, G., Berger, R., 2001. *Statistical Inference*. 2nd Edition, Duxbury Press, Pacific Grove. ed.
- Castelloe, J., 2000. *Sample Size Computations and Power Analysis with the SAS System* 8.
- Castiñeira Merino, J., 2003. Lissajous Figures and Chebyshev Polynomials. *The College Mathematics Journal* 32, 122–127.
- Chaboche, J.L., 2008. A review of some plasticity and viscoplasticity constitutive theories. *International Journal of Plasticity* 24, 1642–1693. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2008.03.009>
- Chevalier, J., Morelle, X.P., Bailly, C., Camanho, P.P., Pardoën, T., Lani, F., 2016. Micro-mechanics based pressure dependent failure model for highly cross-linked epoxy resins. *Engineering Fracture Mechanics* 158, 1–12. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2016.02.039>
- Chevalier, J., Morelle, X.P., Camanho, P.P., Lani, F., Pardoën, T., 2019. On a unique fracture micromechanism for highly cross-linked epoxy resins. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 122, 502–519. <https://doi.org/10.1016/j.jmps.2018.09.028>
- Chou, H.Y., 2011. *Damage Analysis of Composite Pressure Vessels Using Acoustic Emission Monitoring*. Thèse de doctorat de l'Université RMIT.
- Correa, E., Paris, F., Mantič, V., 2013. Effect of the presence of a secondary transverse load on the inter-fibre failure under tension. *Engineering Fracture Mechanics* 103, 174–189. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2013.02.026>
- Corum, J.M., Simpson, W.A.Jr., Sun, C.T., Talreja, R., Weitsman, Y.J., 1995. Durability of polymer matrix composites for automotive structural applications: A state-of-the-art review (No. ORNL--6869, 95282). <https://doi.org/10.2172/95282>
- Cuartas, V.A.M., 2015. Identification de mécanismes d'endommagement de stratifiés carbone-époxyde par couplage de l'émission acoustique et de la thermographie infrarouge. Thèse de doctorat de l'université de Toulouse.
- Curtis, P., 1991. Tensile fatigue mechanisms in unidirectional polymer matrix composite materials. *International Journal of Fatigue* 13, 377–382. [https://doi.org/10.1016/0142-1123\(91\)90593-N](https://doi.org/10.1016/0142-1123(91)90593-N)
- De Baere, I., Van Paepegem, W., Degrieck, J., 2009. On the design of end tabs for quasi-static and fatigue testing of fibre-reinforced composites. *Polymer Composites* 30, 381–390. <https://doi.org/10.1002/pc.20564>
- Degrieck, J., Paepegem, W.V., 2001. *Fatigue Damage Modelling of Fibre-reinforced Composite Materials: Review* 32.
- Deutsche Norm, 1995. DIN EN 2561 - Tensile test parallel to fibre direction.
- Devries, F., Léné, F., 1987. Homogenization at set macroscopic stress: numerical implementation and application.
- Doan, D.D., Ramasso, E., Placet, V., Zhang, S., Boubakar, L., Zerhouni, N., 2015. An unsupervised pattern recognition approach for AE data originating from fatigue tests on polymer–composite materials. *Mechanical Systems and Signal Processing* 64–65, 465–478. <https://doi.org/10.1016/j.ymssp.2015.04.011>
- Doitrand, A., Fagiano, C., Hild, F., Chiaruttini, V., Mavel, A., Hirsekorn, M., 2017. Mesoscale analysis of damage growth in woven composites. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 96, 77–88. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2017.02.018>

- Dutton, S., Kelly, D., Baker, A., 2004. *Composite Materials for Aircraft Structures*, Second Edition. American Institute of Aeronautics and Astronautics, Reston, VA. <https://doi.org/10.2514/4.861680>
- Easton, V.J., McColl, J.H., 1997. *Statistics Glossary v1.1*.
- Elices, M., Guinea, G.V., Gómez, J., Planas, J., 2002. The cohesive zone model: advantages, limitations and challenges. *Engineering Fracture Mechanics* 69, 137–163. [https://doi.org/10.1016/S0013-7944\(01\)00083-2](https://doi.org/10.1016/S0013-7944(01)00083-2)
- Fuwa, M., Harris, B., Bunsell, A.R., 1975. Acoustic emission during cyclic loading of carbon-fibre-reinforced plastics. *Journal of Physics D: Applied Physics* 8, 1460–1471. <https://doi.org/10.1088/0022-3727/8/13/007>
- Gamstedt, E.K., 2000. Effects of debonding and fiber strength distribution on fatigue-damage propagation in carbon fiber-reinforced epoxy. *Journal of Applied Polymer Science* 457–474.
- Garcea, S.C., 2015. Micromechanism characterisation of fatigue in carbon fibre reinforced polymers using synchrotron X-ray computed tomography. Thèse de doctorat de l'université de Southampton.
- Garcea, S.C., Sinclair, I., Spearing, S.M., 2016. Fibre failure assessment in carbon fibre reinforced polymers under fatigue loading by synchrotron X-ray computed tomography. *Composites Science and Technology* 133, 157–164. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2016.07.030>
- Garcea, S.C., Sinclair, I., Spearing, S.M., Withers, P.J., 2017. Mapping fibre failure in situ in carbon fibre reinforced polymers by fast synchrotron X-ray computed tomography. *Composites Science and Technology* 149, 81–89. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2017.06.006>
- García, I.G., Paggi, M., Mantič, V., 2014. Fiber-size effects on the onset of fiber–matrix debonding under transverse tension: A comparison between cohesive zone and finite fracture mechanics models. *Engineering Fracture Mechanics* 115, 96–110. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2013.10.014>
- Garoz, D., Gilabert, F.A., Sevenois, R.D.B., Spronk, S.W.F., Van Paepegem, W., 2019. Consistent application of periodic boundary conditions in implicit and explicit finite element simulations of damage in composites. *Composites Part B: Engineering* 168, 254–266. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2018.12.023>
- Gaussian Mixture Models, MATLAB [WWW Document], 2018. URL <https://fr.mathworks.com/help/stats/gaussian-mixture-models-1.html>
- Ghani, M.U., Mesadi, F., Kanık, S.D., Argunşah, A.Ö., Hobbiss, A.F., Israely, I., Ünay, D., Taşdizen, T., Çetin, M., 2017. Dendritic spine classification using shape and appearance features based on two-photon microscopy. *Journal of Neuroscience Methods* 279, 13–21. <https://doi.org/10.1016/j.jneumeth.2016.12.006>
- González, C., Llorca, J., 2001. Micromechanical modelling of deformation and failure in Ti–6Al–4V/SiC composites. *Acta Materialia* 49, 3505–3519. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(01\)00246-4](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(01)00246-4)
- Goutianos, S., Peijs, T., 2001. Experimental and numerical investigation into fatigue damage mechanisms in multifibre composites. *Plastic, Rubber and Composites* 30.
- Harlow, D.G., Phoenix, S.L., 1981. Probability distributions for the strength of composite materials II: A convergent sequence of tight bounds. *International Journal of Fracture* 17, 601–630. <https://doi.org/10.1007/BF00681559>
- Hedgepeth, J.M., 1961. Stress concentrations in filamentary structures. NASA Technical Note D-882.
- Herrera-Franco, P.J., Drzal, L.T., 1992. Comparison of methods for the measurement of fibre/matrix adhesion in composites. *Composites* 23, 2–27. [https://doi.org/10.1016/0010-4361\(92\)90282-Y](https://doi.org/10.1016/0010-4361(92)90282-Y)
- Hild, F., 1998. Endommagement, rupture et changements d'échelles dans les matériaux hétérogènes. Mémoire d'habilitation à diriger des recherches, LMT-Cachan.
- Hild, F., Forquin, P., Cordeiro da Silva, A.R., 2002. Single and multiple fragmentation of brittle geomaterials 31.

- Hiley, M., 2001. AG-20 Fractographic Aspects of Fatigue Failure in Composite Materials (No. GARTEUR FINAL REPORT TP 112), GROUP FOR AERONAUTICAL RESEARCH AND TECHNOLOGY IN EUROPE.
- Hobbiebrunken, T., Fiedler, B., Hojo, M., Ochiai, S., Schulte, K., 2005. Microscopic yielding of CF/epoxy composites and the effect on the formation of thermal residual stresses. *Composites Science and Technology* 65, 1626–1635. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2005.02.003>
- Hojo, M., Sawada, Y., Miyairi, H., 1994. Influence of clamping method on tensile properties of unidirectional CFRP in 0° and 90° directions — round robin activity for international standardization in Japan. *Composites* 25, 786–796. [https://doi.org/10.1016/0010-4361\(94\)90139-2](https://doi.org/10.1016/0010-4361(94)90139-2)
- Horgan, C.O., 2015. The remarkable Gent constitutive model for hyperelastic materials. *International Journal of Non-Linear Mechanics* 68, 9–16. <https://doi.org/10.1016/j.ijnonlinmec.2014.05.010>
- Huang, Z.-M., Zhou, Y.-X., 2012. Strength of Multidirectional Laminates, in: Huang, Z.-M., Zhou, Y.-X. (Eds.), *Strength of Fibrous Composites, Advanced Topics in Science and Technology in China*. Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, pp. 145–235. https://doi.org/10.1007/978-3-642-22958-9_5
- Huchette, C., 2005. Sur la complémentarité des approches expérimentales et numériques pour la modélisation des mécanismes d'endommagement des composites stratifiés. Thèse de doctorat de l'université Paris 6, 2005.
- Hypothesis Tests, MATLAB [WWW Document], 2018. URL <https://it.mathworks.com/help/stats/hypothesis-tests-1.html>
- Islam, F., Joannes, S., Bucknell, S., Leray, Y., Bunsell, A., 2018. Towards accurate and efficient single fibre characterization to better assess failure strength distribution. ECCM18 - 18th European Conference on Composite Materials Athens, Greece, 24-28th June 2018.
- Kang, K.-W., Lim, D.-M., Kim, J.-K., 2008. Probabilistic analysis for the fatigue life of carbon/epoxy laminates. *Composite Structures* 85, 258–264. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2008.01.003>
- 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, 955–963. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2004.01.004>
- Kawai, M., Yano, K., 2016. Anisomorphic constant fatigue life diagrams of constant probability of failure and prediction of P–S–N curves for unidirectional carbon/epoxy laminates. *International Journal of Fatigue* 83, 323–334. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2015.11.005>
- Kharrat, M., Ramasso, E., Placet, V., Boubakar, M.L., 2016. A signal processing approach for enhanced Acoustic Emission data analysis in high activity systems: Application to organic matrix composites. *Mechanical Systems and Signal Processing* 70–71, 1038–1055. <https://doi.org/10.1016/j.ymsp.2015.08.028>
- Kristan, M., Leonardis, A., Skočaj, D., 2011. Multivariate online kernel density estimation with Gaussian kernels. *Pattern Recognition* 44, 2630–2642. <https://doi.org/10.1016/j.patcog.2011.03.019>
- Labarere, J., 2011. Principe des tests statistiques d'hypothèse.
- Lankford, J., 1995. Compressive failure of fibre-reinforced composites: buckling, kinking, and the role of the interphase. *Journal of Materials Science* 30, 4343–4348. <https://doi.org/10.1007/BF00361515>
- Laurin, F., 2005. Approche multiéchelle des mécanismes de ruine progressive des matériaux stratifiés et analyse de la tenue de structures composites. Thèse de doctorat de l'université de Franche-Comté.
- Laurin, F., Carrère, N., Maire, J.-F., 2007. A multiscale progressive failure approach for composite laminates based on thermodynamical viscoelastic and damage models. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 38, 198–209. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2006.01.018>

- Laws, N., Dvorak, G.J., 1988. Progressive Transverse Cracking In Composite Laminates. *Journal of Composite Materials* 22, 900–916. <https://doi.org/10.1177/002199838802201001>
- Legrand, N., 1997. Fatigue des composites à matrice métallique base titane à renfort unidirectionnel de fibres SiC. Thèse de doctorat de l'École des Mines de Paris.
- Leguillon, D., 2002. Strength or toughness? A criterion for crack onset at a notch. *European Journal of Mechanics - A/Solids* 21, 61–72. [https://doi.org/10.1016/S0997-7538\(01\)01184-6](https://doi.org/10.1016/S0997-7538(01)01184-6)
- Lemaître, J., Chaboche, J.L., 1985. *Mécanique des matériaux solides*. Dunod, Paris.
- Lévesque, M., 2000. L'essai de traction de matériaux composites unidirectionnels à fibres continues. Département de génie mécanique école polytechnique de Montréal.
- Mahesh, S., Phoenix, S.L., Beyerlein, I.J., 2002. Strength distributions and size effects for 2D and 3D composites with Weibull fibers in an elastic matrix 45.
- Maire, J.F., Leroy, F.H., 2003. Rapport final de la tranche 1 du programme AMERICO (No. ONERA RTS 1/06500 DMSE).
- Malolan, V., Wuriti, G., Srinivasa Gopal, A.S., Thomas, T., 2016. Comparison of acoustic emission parameters for fiber breakage and de-lamination failure mechanisms in carbon epoxy composites. *Journal of Engineering and Technology Research* 8, 21–30. <https://doi.org/10.5897/JETR2015.0575>
- Mantič, V., 2009. Interface crack onset at a circular cylindrical inclusion under a remote transverse tension. Application of a coupled stress and energy criterion. *International Journal of Solids and Structures* 46, 1287–1304. <https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2008.10.036>
- Mantič, V., García, I.G., 2012. Crack onset and growth at the fibre–matrix interface under a remote biaxial transverse load. Application of a coupled stress and energy criterion. *International Journal of Solids and Structures* 49, 2273–2290. <https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2012.04.023>
- Marquez, J.P., 2006. Fourier analysis and automated measurement of cell and fiber angular orientation distributions. *International Journal of Solids and Structures* 43, 6413–6423. <https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2005.11.003>
- Mazen, A.M.M., Hemmasi, M., Lewis, M.F., 1985. In Search of Power: A Statistical Power Analysis of Contemporary Research in Strategic Management. *Academy of Management Proceedings* 1985, 30–34. <https://doi.org/10.5465/ambpp.1985.4978223>
- McLachlan, G., Peel, D., 2000. *Finite Mixture Models*. Hoboken, NJ: John Wiley & Sons, Inc.
- Meziere, Y., Bunsell, A.R., Favry, Y., Teissedre, J.-C., Do, A.T., 2005. Large strain cyclic fatigue testing of unidirectional carbon fibre reinforced epoxy resin. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 36, 1627–1636. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2005.03.020>
- Military Handbook, 2002. *Composite Materials Handbook: Volume 1. Polymer Matrix Composites Guidelines for Characterization of Structural Materials - U.S. Department of Defense* (No. MIL-HDBK-17-1F).
- Miller, B., Muri, P., Rebenfeld, L., 1987. A microbond method for determination of the shear strength of a fiber/resin interface. *Composites Science and Technology* 28, 17–32. [https://doi.org/10.1016/0266-3538\(87\)90059-5](https://doi.org/10.1016/0266-3538(87)90059-5)
- Mills-Dadson, B., Tran, D., Asamene, K., Whitlow, T., Sundaresan, M., 2017. Acoustic emission monitoring of unstable damage growth in CFRP composites under tension. Presented at the 43RD ANNUAL REVIEW OF PROGRESS IN QUANTITATIVE NONDESTRUCTIVE EVALUATION, VOLUME 36, Atlanta, Georgia, USA, p. 070009. <https://doi.org/10.1063/1.4974624>
- Mines ParisTech, ONERA, 2018. Zébulon.
- Mistras Goup, 2011. Guide d'utilisateur AEWin.
- Molliex, L., 1995. Approche micromécanique de la résistance en traction de composites à matrice métallique. Thèse de doctorat de l'École Centrale des arts et manufacture de Paris.
- Naderi, M., Maligno, A.R., 2012. Fatigue life prediction of carbon/epoxy laminates by stochastic numerical simulation. *Composite Structures* 94, 1052–1059. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2011.11.013>

- Nedele, M.R., Wisnom, M.R., 1994. Stress concentration factors around a broken fibre in a unidirectional carbon fibre-reinforced epoxy. *Composites* 25, 549–557. [https://doi.org/10.1016/0010-4361\(94\)90183-X](https://doi.org/10.1016/0010-4361(94)90183-X)
- Nguyen, V.-D., Lani, F., Pardoën, T., Morelle, X.P., Noels, L., 2016. A large strain hyperelastic viscoelastic-viscoplastic-damage constitutive model based on a multi-mechanism non-local damage continuum for amorphous glassy polymers. *International Journal of Solids and Structures* 96, 192–216. <https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2016.06.008>
- Ogihara, S., Imafuku, Y., Yamamoto, R., Kogo, Y., 2010. Direct evaluation of fracture toughness in a carbon fiber 10.
- Ono, K., 1988. Acoustic Emission Behavior of Flawed Unidirectional Carbon Fiber-Epoxy Composites. *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 7, 90–105. <https://doi.org/10.1177/073168448800700106>
- Pimenta, S., Pinho, S.T., 2013. Hierarchical scaling law for the strength of composite fibre bundles. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 61, 1337–1356. <https://doi.org/10.1016/j.jmps.2013.02.004>
- Pisanova, E., Zhandarov, S., Mäder, E., Ahmad, I., Young, R.J., 2001. Three techniques of interfacial bond strength estimation from direct observation of crack initiation and propagation in polymer–fibre systems. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 32, 435–443. [https://doi.org/10.1016/S1359-835X\(00\)00054-3](https://doi.org/10.1016/S1359-835X(00)00054-3)
- Pupurs, A., Goutianos, S., Brondsted, P., Varna, J., 2013. Interface debond crack growth in tension–tension cyclic loading of single fiber polymer composites. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 44, 86–94. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2012.08.019>
- Ramasso, E., Placet, V., Boubakar, M.L., 2015. Unsupervised Consensus Clustering of Acoustic Emission Time-Series for Robust Damage Sequence Estimation in Composites. *IEEE Transactions on Instrumentation and Measurement* 64, 3297–3307. <https://doi.org/10.1109/TIM.2015.2450354>
- Revest, N., 2011. Comportement en fatigue de pièces épaisses en matériaux composites. Thèse de Doctorat de l'École Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- Rodríguez, M., Molina-Aldareguía, J.M., González, C., LLorca, J., 2012. A methodology to measure the interface shear strength by means of the fiber push-in test. *Composites Science and Technology* 72, 1924–1932. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2012.08.011>
- Romanowicz, M., 2009. Effect of interfacial debonding on the failure behavior in a fiber-reinforced composite subjected to transverse tension. *Computational Materials Science* 47, 225–231. <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2009.07.011>
- Rosen, B.W., 1964. Tensile failure of fibrous composites. *AIAA Journal* 2, 1985–1991.
- Rosini, S., Mavrogordato, M.N., Sinclair, I., Spearing, S.M., 2018. Understanding the damage accumulation and tensile strength in carbon/epoxy composites using high resolution computed tomography 7.
- Rousseeuw, P.J., Leroy, A.M., 1987. Robust regression and outlier detection, Wiley series in probability and mathematical statistics. Wiley, New York.
- Rousset, G., 2008. Approche probabiliste de la durée de vie d'un composite unidirectionnel à matrice métallique en fatigue oligocyclique axiale. Thèse de doctorat de l'Université de Bordeaux I.
- Salkind, M.J., 1972. Fatigue of Composites. *Composite Materials: Testing and Design (Second Conference)*. <https://doi.org/10.1520/STP27745S>
- Sanchez-Palencia, E., 2006. Homogenization method for the study of composite media. *Asymptotic Analysis* pp.192-214.
- Schindelin, J., Arganda-Carreras, I., Frise, E., Kaynig, V., Longair, M., Pietzsch, T., Preibisch, S., Rueden, C., Saalfeld, S., Schmid, B., Tinevez, J.-Y., White, D.J., Hartenstein, V., Eliceiri, K., Tomancak, P., Cardona, A., 2012. Fiji: an open-source platform for biological-image analysis. *Nature Methods* 9, 676.
- Scott, A.E., Mavrogordato, M., Wright, P., Sinclair, I., Spearing, S.M., 2011. In situ fibre fracture measurement in carbon–epoxy laminates using high resolution computed tomography.

- Composites Science and Technology 71, 1471–1477.
<https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2011.06.004>
- Scott, A.E., Sinclair, I., Spearing, S.M., Thionnet, A., Bunsell, A.R., 2012. Damage accumulation in a carbon/epoxy composite: Comparison between a multiscale model and computed tomography experimental results. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 43, 1514–1522. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2012.03.011>
- Shen, X., Xia, Z., Ellyin, F., 2004. Cyclic deformation behavior of an epoxy polymer. Part I: Experimental investigation. *Polymer Engineering and Science* 44, 2240–2246. <https://doi.org/10.1002/pen.20251>
- Swolfs, Y., Gorbatikh, L., Romanov, V., Orlova, S., Lomov, S.V., Verpoest, I., 2013. Stress concentrations in an impregnated fibre bundle with random fibre packing. *Composites Science and Technology* 74, 113–120. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2012.10.013>
- Swolfs, Y., McMeeking, R.M., Verpoest, I., Gorbatikh, L., 2015a. Matrix cracks around fibre breaks and their effect on stress redistribution and failure development in unidirectional composites. *Composites Science and Technology* 108, 16–22. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2015.01.002>
- Swolfs, Y., Morton, H., Scott, A.E., Gorbatikh, L., Reed, P.A.S., Sinclair, I., Spearing, S.M., Verpoest, I., 2015b. Synchrotron radiation computed tomography for experimental validation of a tensile strength model for unidirectional fibre-reinforced composites. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 77, 106–113. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2015.06.018>
- Swolfs, Y., Verpoest, I., Gorbatikh, L., 2015c. Issues in strength models for unidirectional fibre-reinforced composites related to Weibull distributions, fibre packings and boundary effects. *Composites Science and Technology* 114, 42–49. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2015.04.002>
- Taheri-Behrooz, F., Shokrieh, M.M., Lessard, L.B., 2010. Progressive Fatigue Damage Modeling of Cross-ply Laminates, II: Experimental Evaluation. *Journal of Composite Materials* 44, 1261–1277. <https://doi.org/10.1177/0021998309351605>
- Tao, G., Xia, Z., 2007. Ratcheting behavior of an epoxy polymer and its effect on fatigue life. *Polymer Testing* 26, 451–460. <https://doi.org/10.1016/j.polymertesting.2006.12.010>
- Tavares, R.P., Melro, A.R., Bessa, M.A., Turon, A., Liu, W.K., Camanho, P.P., 2016. Mechanics of hybrid polymer composites: analytical and computational study. *Computational Mechanics* 57, 405–421. <https://doi.org/10.1007/s00466-015-1252-0>
- Torayca, 2014. T700G - DataSheet (<https://www.toraycma.com/>).
- U.S. Department of Defense, 2002. Composite Materials Handbook: Volume 1. Polymer Matrix Composites Guidelines for Characterization of Structural Materials (No. MIL-HDBK-17-1F).
- Varna, J., Joffe, R., Berglund, L.A., 1996. Interfacial toughness evaluation from the single-fiber fragmentation test. *Composites Science and Technology* 56, 1105–1109. [https://doi.org/10.1016/0266-3538\(96\)00096-6](https://doi.org/10.1016/0266-3538(96)00096-6)
- Vassilopoulos, A., 2010. Fatigue Life Prediction of Composites and Composite Structures - 1st Edition.
- Veysseyre, R., 2002. Statistique et probabilité pour l'ingénieur. Dunod, Paris.
- Wagner, H.D., Nairn, J.A., Detassis, M., 1995. Toughness of interfaces from initial fiber-matrix debonding in a single fiber composite fragmentation test. *Applied Composite Materials* 2, 107–117. <https://doi.org/10.1007/BF00569253>
- Weibull, W., 1951. A Statistical Distribution Function of Wide Applicability 7.
- Westphal, O., 2014. Analyse thermomécanique de l'endommagement en fatigue de stratifiés carbone/époxy : Détermination de la limite d'endurance à partir d'essais d'autoéchauffement. Thèse de doctorat de l'Ecole Centrale de Nantes.
- Whitcomb, J.D., 1984. Strain energy release rate analysis of cyclic delamination growth in compressively loaded laminate. *Effects of Defects in Composite Material*, ASTM STP 836 175–193.
- Williams, A., 2016. Aerospace growth climbs with carbon fiber [WWW Document]. URL <https://www.compositesworld.com/columns/aerospace-growth-climbs-with-carbon-fiber>

- Wisnom, M.R., 1999. Size effects in the testing of fibre-composite materials. *Composites Science and Technology* 21.
- Wisnom, M.R., Green, D., 1995. Tensile failure due to interaction between fibre breaks. *Composites* 26, 499–508. [https://doi.org/10.1016/0010-4361\(95\)96807-I](https://doi.org/10.1016/0010-4361(95)96807-I)
- Wisnom, M.R., Khan, B., Hallett, S.R., 2008. Size effects in unnotched tensile strength of unidirectional and quasi-isotropic carbon/epoxy composites. *Composite Structures* 84, 21–28. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2007.06.002>
- Xing Ji, Liu, X.-R., Chou, T.-W., 1985. Dynamic Stress Concentration Factors in Unidirectional Composites. *Journal of Composite Materials* 19, 269–275. <https://doi.org/10.1177/002199838501900305>
- Xu, L.-Y., 1995. Influence of Stacking Sequence on the Transverse Matrix Cracking in Continuous Fiber Crossply Laminates. *Journal of Composite Materials* 29, 1337–1358.
- Zhandarov, S., Mader, E., 2005. Characterization of fiber/matrix interface strength: applicability of different tests, approaches and parameters. *Composites Science and Technology* 65, 149–160. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2004.07.003>
- Zhou, X.-F., Wagner, H.D., Nutt, S.R., 2001. Interfacial properties of polymer composites measured by push-out and fragmentation tests. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 32, 1543–1551. [https://doi.org/10.1016/S1359-835X\(01\)00018-5](https://doi.org/10.1016/S1359-835X(01)00018-5)
- Zhuang, L., Pupurs, A., 2014. Effect of neighboring fibers on energy release rate during fiber/matrix debond growth 9.
- Zhuang, L., Talreja, R., Varna, J., 2016. Tensile failure of unidirectional composites from a local fracture plane. *Composites Science and Technology* 133, 119–127. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2016.07.023>

RÉSUMÉ

Dans un composite stratifié, les plis orientés à 0° par rapport à la direction du chargement pilotent souvent la rupture sous chargement de traction. Les fibres procurent l'essentiel de la rigidité et la résistance de ces plis. Dans ces travaux de thèse, le comportement en fatigue des plis à 0° est analysé dans des stratifiés unidirectionnels (UD) et multidirectionnels, au moyen d'essais de fatigue multi-instrumentés. Un protocole expérimental est mis en place pour éviter les ruptures prématurées typiques des essais sur UD. L'évolution en fatigue des ruptures de fibres est identifiée par leur émission acoustique. Les mécanismes de fatigue dominés par la rupture des fibres sont analysés par un modèle aux éléments finis développé à l'échelle des constituants.

MOTS CLÉS

Fatigue. Composite stratifié. UD. Fibre de carbone. Essais de fatigue. Multi-instrumentation. Emissions Acoustiques. Modèle aux éléments finis. Mécanique de la rupture.

ABSTRACT

Under quasi-static and fatigue tension loads, the failure of a carbon fibre reinforced polymer laminate (CFRP) is usually driven by 0° plies. Carbon fibres give most of the stiffness and strength of these plies. In this work, the fatigue behaviour of 0° plies inside unidirectional (UD) and multidirectional laminates is analysed via multi-instrumented tension-tension fatigue tests. A numerical and experimental study is addressed to perform fatigue tests without the typical premature failures of the UD laminates. The acoustic emissions technique is used to identify the evolution law of fibre breaks. A finite element model is developed at the microscale (fibres and matrix) to analyse the fibre-driven fatigue mechanisms.

KEYWORDS

Fatigue. CFRP laminate. UD. Carbon fibre. Multi-instrumented fatigue tests. Acoustic Emissions. FEM model. Micro-Mechanics of Failure.