Dimensionnement en fatigue en présence de singularités macroscopiques dans un thermoplastique renforcé fibres de verre courtes (PA66GF50) sous chargements uni- et multi-axiaux

Caroline Goutal

▶ **To cite this version:**

Caroline Goutal. Dimensionnement en fatigue en présence de singularités macroscopiques dans un thermoplastique renforcé fibres de verre courtes (PA66GF50) sous chargements uni- et multi-axiaux. Autre. ISAE-ENSMA Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechique - Poitiers, 2020. Français. NNT : 2020ESMA0008 . tel-03311679

HAL Id: tel-03311679
https://theses.hal.science/tel-03311679

Submitted on 2 Aug 2021

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.

THESE

Pour l'obtention du Grade de
DOCTEUR DE L'ECOLE NATIONALE SUPERIEURE DE MECANIQUE ET D'AEROTECHNIQUE
(Diplôme National – Arrêté du 25 mai 2016)

Ecole Doctorale :
Sciences et Ingénierie en Matériaux, Mécanique, Energétique

Secteur de Recherche : Mécanique des solides, des matériaux, des structures et des surfaces

Présentée par :

Caroline GOUTAL

****

DIMENSIONNEMENT EN FATIGUE EN PRESENCE DE SINGULARITES MACROSCOPIQUES DANS UN THERMOPLASTIQUE RENFORCE FIBRES DE VERRE COURTES (PA66GF50) SOUS CHARGEMENTS UNI- ET MULTI-AXIAUX

****

Directrice de thèse : Sylvie CASTAGNET
Directrice de thèse : Carole NADOT-MARTIN

****

Soutenue le 18 février 2020

devant la Commission d'Examen

****

JURY

Président :
MOREL Franck, Professeur, ENSAM Angers
Rapporteurs :
BERNASCONI Andrea, Associate Professor, Politecnico di Milano
BOUVARD Jean-Luc, Chargé d'enseignement et de recherche, Mines ParisTech – CEMEF, Sophia Antipolis
Membres:
LAIARINANDRASANA Lucien, Directeur de recherche, Mines ParisTech – Centre des Matériaux, Evry
CHARRIER Pierre, Ingénieur Recherche, Vibracoustic Carquefou, Nantes
ROBERT Gilles, Ingénieur Recherche, Solvay Engineering Plastics, Saint-Fons
CASTAGNET Sylvie, Directrice de recherche, ISAE-ENSMA, Poitiers
NADOT-MARTIN Carole, Professeur, ISAE-ENSMA, Poitiers

Remerciements

Je tiens à remercier dans un premier temps les financeurs de cette thèse que sont Solvay Engineering Plastics (même si aujourd'hui, elle ne porte plus ce nom) ainsi que Vibracoustic. Je tiens également à remercier la totalité du consortium DURAFIP 2 et en particulier e-XStream, l'ENSTA Brest et l'ENSAM Bordeaux. Dans le détail, Olivier Moulinjeune, Sylvain Mathieu et Sandra Cherubini qui sont intervenus chacun leur tour mais sans lesquels les simulations réalisées au cours de cette thèse n'auraient pas pu être ce qu'elles sont.

Je remercie également l'ensemble des membres du jury pour cette discussion riche et instructive qui a conclu ma soutenance. Merci à Andrea Bernasconi et à Jean-Luc Bouvard d'avoir accepté de rapporter ces travaux ainsi qu'à Franck Morel d'avoir accepté de présider mon jury. Enfin, merci à Lucien Laiarinandrasana d'avoir participer à ce jury.

Dans les membres du jury, il y a deux personnes que je n'ai pas citées car elles ont eu un rôle bien particulier dans cette thèse. Il s'agit de mes directeurs de thèse industriels. Dans un premier temps je vais remercier Pierre Charrier pour la rigueur dont il a su faire preuve en toutes circonstances. Il est très facile de se disperser mais Pierre était toujours là pour nous remettre dans le droit chemin malgré sa propre curiosité scientifique. Je continue avec Gilles Robert, avec qui les nombreuses discussions scientifiques (ou pas) ont toujours été intéressantes et constructives. Merci pour tout ce que j'ai appris et pour l'humanité dont tu as fait preuve tout au long de la thèse et quelques soient les difficultés rencontrées ;

Il manque encore deux personnes à ce jury, sans qui la thèse n'aurait jamais eu lieu. Ce sont bien sûr mes directrices de thèse académiques. Carole, Sylvie, merci pour tout simplement. Merci de m'avoir épaulée quand le besoin s'en faisait sentir, merci de m'avoir poussée lorsqu'il le fallait. Merci de m'avoir appris à me connaître un peu (trop) mieux et aujourd'hui à être celle que je suis : plus grandie du haut de ma jeunesse.

Je continue ces remerciements en m'adressant à tous les membres du laboratoire qui ont su m'aider pour chaque étape de la thèse. Merci à Mikael Gueguen pour le support technique concernant la partie simulations ainsi qu'à Jean-Claude Grandidier (même si ce n'était pas ton rôle) pour les discussions au sujet d'Abaqus qui m'ont débloquée à un moment crucial et pressant de la thèse. Un grand merci également à Jacques Lefort pour la conception des lignes de mes essais mécaniques, ainsi qu'à Laurent Jouvanneau et à Lucas Puteaux-Pouzet pour la réalisation de ces lignes. Enfin, un gigantesque merci à tous nos ingénieurs d'étude et tout particulièrement à David Mellier pour les mesures au tomographe ainsi qu'à Médéric Morisset et Guillaume Benoit pour tous les essais expérimentaux en règle générale. Petite dédicace à Florence pour les conversations de fin de journée entre deux boxes, ça fait beaucoup de bien d'avoir une personne avec qui parler en toutes circonstances.

Dans les membres du laboratoire, il y a évidemment ceux qui ont contribué au travail de cette thèse, mais il y a également ceux qui ont contribué aux à-côtés et ainsi qu'au bien-être moral de la doctorante. Pour cela, merci à Francine, Karine, Brigitte, Delphine et j'en oublie probablement, je m'en excuse. Merci à Damien, Florent et Médéric pour les parties de badminton endiablées. Pour ce qui est du bien-être moral il y a évidemment l'ambiance du laboratoire qui compte et dans ce cadre, je remercie tous les doctorants sans exception mais avec des remerciements particuliers à mes partenaires d'ATEM (Cyril, Paul, Nicolas, Lucille et Sami) et bien évidemment mes co-bureaux. Même si on n'a pas partagé notre bureau longtemps, merci Lucille pour ta bonne humeur, au fond de moi je t'appelais « la Tornade » et dès le matin, c'était parfois compliqué mais tu mettais vraiment du fun dans ce bureau. Luciana, Paul et Prasad, je vous ai rejoint plus tard mais je crois sincèrement que ça a été mes meilleurs moments. Nos discussions sur tous les sujets possibles et imaginables, les tirs au Nerf et les paris à la noix (tu aimes toujours le vélo Prasad ?) ont fait que même pendant la rédaction,

même pendant les moments les plus difficiles, c'était toujours un plaisir de venir au bureau. Merci à vous !

Vient ensuite ma famille, mes grands-parents et mes parents, ainsi que mes beaux-parents (dans tous les sens du terme) qui sont venus à ma soutenance malgré le grand âge de certains et les plusieurs centaines de kilomètres qui nous séparaient à ce moment-là. Merci d'avoir compris mes difficultés tout au long de cette thèse, merci maman de m'avoir parfois rappelé que c'est sous pression que je travaille le mieux et que c'est comme ça que j'allais réussir. Merci à ma grande sœur qui m'a fait la surprise d'être là le jour de ma soutenance.

Je remercie bien sûr mes amis pour le soutien moral, pas tout à fait au quotidien mais qui ponctuellement me faisaient oublier mes galères, merci la bande (vous vous reconnaitrez tout seuls comme des grands). Dans cette bande, je remercie bien sûr Aurélien, mon ami et mon partenaire du quotidien. Merci à toi pour tout ! Merci pour avoir supporté mes galères en plus des tiennes, merci d'avoir toujours été à mon côté même quand finalement tu as dû t'éloigner géographiquement. Merci de m'avoir supportée et aimée pendant ces trois ans où finalement, je n'étais plus vraiment moi-même. Merci d'avoir été là, sans toi, je ne pense pas que j'aurais pu aller aussi loin !

Table des matières

TABLE DES MATIERES 5

INTRODUCTION 1

CHAPITRE 1 : ETAT DE L'ART ET POSITIONNEMENT DU SUJET 5

1 Généralités à propos des composites à fibres de verre courtes 7

1.1 Microstructure et anisotropie du composite 8

1.1.1 Microstructure du matériau 8

1.1.2 Anisotropie du matériau 9

1.2 Dépendance à l'environnement 13

1.2.1 Dépendance à la teneur en eau 13

1.2.2 Dépendance à la température 14

1.2.3 Equivalence température-humidité 16

2 Caractérisation de la réponse en fatigue 17

2.1 Influence du chargement sur la réponse en fatigue 17

2.1.1 Influence de la multiaxialité 17

2.1.2 Influence de la fréquence 20

2.1.3 Influence de la contrainte moyenne 20

2.2 Influence de la microstructure des pièces injectées 22

2.3 Mécanismes d'endommagement 25

3 Méthodes de prédiction de durée de vie en fatigue 28

3.1 Modèles de comportement en fatigue pour le calcul du FIP 28

3.1.1 Approches phénoménologiques 28

3.1.2 Approches par homogénéisation 29

3.2 Critères de fatigue 31

3.2.1 Critères en contrainte 31

3.2.1.1 Critère en contrainte principale maximale 31

3.2.1.2 Critère en contrainte équivalente de Von Mises 32
3.2.1.3 Critère de Tsaï-Hill modifié 32
3.2.1.4 Critère en plan critique 34
3.2.1.5 Autre critère en contrainte 35
3.2.2 Critères énergétiques 35
3.2.2.1 Critère en énergie dissipée 35
3.2.2.2 Critère en énergie dissipée et pression hydrostatique 36
3.2.2.3 Critère en énergie anélastique 37
3.2.2.4 Critère en énergie élastique 38
3.2.3 Critères en déformation 40
3.2.4 Correction de contrainte moyenne 41
3.2.4.1 Correction d'Ellyin et Kujawski 41
3.2.4.2 Equation de Walker 42
3.2.4.3 Equation de Kwofie 43
3.3 Bilan 44
4 Méthode d'application d'un critère de fatigue en présence de singularités 45
4.1 Sous chargement monotone 45
4.1.1 Méthode 1 : "Point stress criterion" 46
4.1.2 Méthode 2 : "Average stress criterion" 47
4.2 Sous chargement de fatigue 48
4.2.1 Extension de la méthode "Point stress criterion" 48
4.2.2 Extension de la méthode "Average stress criterion" 50
4.2.3 Volume fortement contraint 50
5 Synthèse et positionnement du sujet 52
CHAPITRE 2 : BASE DE DONNEES EXPERIMENTALE 57
1 Essais uniaxiaux sur éprouvettes à géométrie simple 59
1.1 Eprouvettes 59
1.2 Instrumentation 61
1.3 Paramètres relevés 62
1.4 Chargement 63
1.5 Base de données des essais réalisés 63
1.6 Résultats 64

2 Essais Iosipescu (essais de rails) 67

2.1 Généralités sur les essais réalisés à l'institut Pprime 67

2.2 Eprouvettes 68

2.3 Choix du montage 71

2.3.1 Montage avec vis traversantes 72

2.3.2 Montage sans vis traversantes 73

2.3.3 Comparaison des champs en partie utile entre les deux montages 74

2.3.3.1 Analyse de champs induits par la sollicitation mécanique 74

2.3.3.2 Analyse de la dilatation thermique 77

2.4 Instrumentation 79

2.5 Chargement 80

2.6 Résultats 80

3 Essais de traction sur éprouvettes papillon 83

3.1 Essai mécanique 83

3.2 Résultats 84

4 Essais de traction-torsion sur tubes 86

4.1 Description des essais 86

4.1.1 Eprouvettes et microstructures 86

4.1.2 Montage expérimental 90

4.1.3 Instrumentation 91

4.1.4 Chargement 92

4.2 Résultats 92

4.2.1 En traction 92

4.2.2 En torsion 94

4.2.3 En traction-torsion combinées 95

5 Bilan 97

CHAPITRE 3 : CALIBRATION DE LA TPM DANS LE CADRE UNIAXIAL 99

1 Principe de la méthode Through Process Modelling (TPM) 101

2 Identification de la loi viscoélastique de la matrice 104

2.1 Méthode d'identification inverse de la loi de comportement matrice 105

2.1.1 Forme de la loi et paramètres à déterminer 105

2.1.2 Données d'entrée 106

2.1.2.1 Choix des essais expérimentaux 106

2.1.2.2 Tenseurs d'orientation 106

2.1.3 Critère d'identification 107

2.1.4 Algorithme d'optimisation 109

2.1.5 Calcul éléments finis 110

2.2 Résultats 111

2.2.1 Paramètres identifiés pour la loi de comportement de la matrice 111

2.2.2 Validation de la loi de comportement 113

3 Influence de la discrétisation du maillage éléments finis dans l'épaisseur 116

3.1 Simulations réalisées 116

3.2 Application de la TPM pour différentes discrétisations dans l'épaisseur 117

3.2.1 Identification du critère à partir d'une discrétisation fine 117

3.2.2 Critères identifiés et validés avec la même discrétisation 120

3.2.3 Cadre des calculs éléments finis pour la suite de la démarche 121

4 Choix de la courbe d'identification du critère de fatigue dans la TPM 122

4.1 Critère de choix pour la courbe d'identification 122

4.2 Orientation des fibres 123

4.3 Rapport de charge 125

4.4 Nature du FIP en entrée du critère 127

4.4.1 Mesure expérimentale vs simulation numérique 127

4.4.2 FIP « uniaxial » vs FIP « multiaxial » 131

5 Bilan 135

CHAPITRE 4 : OPTIMISATION DU CRITERE DE FATIGUE ET DE SON VOLUME D'INTEGRATION 137

1 « Maille dans l'épaisseur » vs « Elément » 139

1.1 Comparaison des zones de d'amorçage prédites.....140

1.2 Comparaison des prédictions de durée de vie 140

2 Prise en compte de la contrainte moyenne..... 142

2.1 Définition du facteur de correction de contrainte moyenne 143

2.2 Comparaison aux autres corrections de contrainte moyenne de forme équivalente 149

3 Définition du volume d'intégration du FIP..... 152

3.1 Méthodologie.....152

3.1.1 Description générale de la méthode 152

3.1.2 Définition des chemins et directions d'étude associées pour les différentes géométries d'éprouvettes 157

3.2 Résultats et analyse 158

3.2.1 Eprouvettes sous essais uniaxiaux de traction-compression 159

3.2.2 Essais Iosipescu et éprouvettes en torsion..... 168

3.2.3 Eprouvettes tubulaires sous chargement combiné de traction-torsion 171

4 Bilan 173

CONCLUSION ET PERSPECTIVES 177

RÉFÉRENCES 175

ANNEXE A : VALIDATION DE LA LOI DE COMPORTEMENT MATRICIELLE IDENTIFIEE SUR DIFFERENTS RAPPORTS DE CHARGE ET ORIENTATIONS 191

ANNEXE B : DESCRIPTION DES MODELES NUMERIQUES 197

Introduction

La voiture est le moyen de transport le plus utilisé en France et est actuellement le plus polluant. Les réseaux de transports en commun se sont largement développés dans les grandes villes mais, il reste toujours difficile de se déplacer sans véhicule dans les zones rurales. Le réchauffement climatique étant une préoccupation permanente, les constructeurs automobiles s'efforcent de limiter l'impact environnemental de leurs véhicules en se fixant, en accord avec la Commission Européenne, de nouveaux objectifs où les émissions de CO_2 sont de plus en plus faibles. Les constructeurs automobiles doivent donc rivaliser d'innovation pour réduire au plus les émissions de gaz à effet de serre de leurs produits. Plusieurs options peuvent être choisies pour répondre à cette problématique :

- varier les types d'énergie de motorisation ; l'électricité et l'hydrogène sont aujourd'hui à l'étude pour remplacer les carburants fossiles.
- réduire la taille de la cylindrée d'un moteur tout en conservant sa puissance (« downsizing »)
- trouver un design plus aérodynamique des véhicules pour réduire les frottements de l'air sur la carrosserie
- alléger les véhicules, tout en gardant le même ratio poids/puissance ; cela permet d'utiliser un moteur moins puissant et donc moins gourmand en carburant pour conserver les mêmes capacités de propulsion.

Dans le cadre de l'allègement des véhicules, trois axes de recherche sont souvent avancés : le dimensionnement de la structure, les techniques d'assemblage des différentes pièces et les matériaux utilisés. Dans le premier axe, il s'agit de travailler le dimensionnement des pièces afin que celles-ci correspondent au mieux au cahier des charges tout en limitant le surdimensionnement et donc l'utilisation de matière supplémentaire inutile. Le second axe a le même objectif de limiter la quantité de matière utilisée en travaillant sur les techniques d'assemblage entre des pièces de différents matériaux notamment. Principalement, le but est de trouver des techniques qui ne nécessitent pas d'ajout de matière au moment de l'assemblage. Enfin, le troisième axe consiste en un remplacement de certains matériaux par d'autres plus légers. C'est ainsi que les pièces plastiques remplacent les pièces métalliques en de nombreux endroits de la voiture.

Le choix des matériaux à utiliser est particulièrement important dans l'automobile car la cadence de production est élevée et doit être maintenue. Le matériau choisi doit donc pouvoir être mis en forme rapidement. De plus, son coût doit être relativement faible pour convenir aux grandes séries produites. C'est dans ce contexte que les thermoplastiques renforcés par des fibres de verre courtes sont apparus. Ce type de matériau a l'avantage de présenter une densité faible par rapport à un métal et peut être injecté, ce qui correspond bien à une cadence élevée de production du point de vue de la mise en forme. Cependant, ces nouveaux matériaux nécessitent de nouvelle méthode de dimensionnement. Il est donc nécessaire de développer des techniques numériques adaptées à ces matériaux. C'était l'objectif principal du projet FUI DURAFIP, porté par Solvay Engineering Plastics, et impliquant une douzaine de partenaires industriels (au premier rang desquels Vibracoustic et e-Xstream) et académiques (dont l'ENSTA Bretagne et l'ENSAM de Bordeaux). Ce projet avait notamment pour objectif de modéliser le comportement en fatigue des polyamides renforcés par des fibres courtes de verre et proposer une chaîne de dimensionnement pour le calcul prédictif de durées de vie en fatigue

de ces matériaux. DURAFIP a été lancé en 2011 et clos quatre ans plus tard en ayant répondu à de nombreuses questions mais en laissant encore d'autres verrous scientifiques, dont, entre autres :

- Les pièces métalliques remplacées par des pièces composites ont vocation à être utilisées en de nombreux endroits de la voiture. Notamment, elles pourront être situées dans un environnement chaud près du moteur ou au contraire très loin dans un environnement plus froid et plus humide. La grande sensibilité des thermoplastiques à la température et à l'humidité implique de prédire au mieux le comportement du polyamide 6.6 dans de nombreux environnements (couple température-humidité). Il est donc crucial de trouver une méthode de transposition des caractéristiques de fatigue du composite d'un environnement à un autre.

- Ces mêmes pièces sont soumises à des chargements variables au cours de l'utilisation du véhicule mais elles peuvent également être soumises à une pré-charge, y compris à l'arrêt. Ce type de chargement relève donc de la combinaison fatigue-fluage qui doit être prise en compte dans la démarche de dimensionnement.

- Le chargement de fatigue cité ci-dessus n'est pas un chargement simple (en sinusoïde par exemple). Il dépend du conducteur, de l'état de la route et de bien d'autres paramètres rendant son amplitude très variable. La démarche finale de dimensionnement devra donc prendre en compte des chargements de fatigue d'amplitude aléatoire.

- Enfin, les structures de pièces peuvent être assez complexes pour répondre aux besoins du constructeur. Les études réalisées au cours du projet DURAFIP ont surtout été menées sur des éprouvettes de géométrie simple, soumises à un chargement uniaxial. Les critères de fatigue développés au cours de ce projet doivent donc être mis à l'épreuve dans des cas plus réalistes de structures plus complexes.

Le projet DURAFIP 2, débuté en 2016 regroupe également plusieurs partenaires industriels et académiques qui ont lancé trois thèses en parallèle pour avancer sur ces questions. La thèse d'Ilan Raphaël (ENSAM Bordeaux) se concentre sur l'étude expérimentale des mécanismes d'endommagement sous chargement de fatigue-fluage. Ces mécanismes d'endommagement sont étudiés à plusieurs échelles et sont reliées dans le cas de l'échelle macroscopique à un critère de fatigue pour la prédiction de durée de vie. La thèse de Prashanth Rajkumar Santharam (ENSTA Bretagne) cherche à adapter critère de fatigue et loi de comportement du composite pour mieux prédire la durée de vie des pièces pour différents environnements et des chargements variés. Cette étude s'attarde particulièrement sur les chargements à rapport de charge élevé où la combinaison fatigue-fluage n'était pas suffisamment considérée dans les formulations utilisées jusqu'à présent.

La présente thèse, réalisée à l'institut Pprime et financée par Solvay Engineering Plastics (convention CIFRE) et Vibracoustic, s'inscrit également dans le cadre d'une approche de dimensionnement par critère de fatigue. L'estimation de la durée de vie du composant repose sur l'application d'un critère de fatigue, exprimant le lien entre le nombre de cycles à rupture et une grandeur mécanique pertinente cartographiée sur tout le composant (appelée par la suite le Fatigue Indicator Parameter (FIP)). Cette cartographie peut être issue de mesures expérimentales, mais résulte le plus souvent d'un calcul Eléments Finis mené sur un nombre de cycles limité.

L'amélioration des approches de dimensionnement par critère pour les SFRP se heurte à plusieurs verrous, parmi lesquels :

- *la forme du critère*, évidemment spécifique au matériau considéré. La prise en compte de l'orientation des fibres, issue du procédé d'injection, est une préoccupation centrale, au même titre que certains paramètres de chargement comme la contrainte moyenne ou la multiaxialité du chargement
- *la méthode d'application du critère* à l'issue de la cartographie analyse Eléments Finis est un choix en soi. En effet, la(les) grandeur(s) mécanique(s) à partir de laquelle est formulé le critère peut être calculée de façon très locale ou intégrée sur un volume particulier dont la taille est à définir. Celle-ci dépend potentiellement des singularités géométriques (rayons d'entaille par exemple) et des échelles microstructurales. Ceci pose implicitement la question de la finesse nécessaire de la discrétisation spatiale pour le calcul Eléments Finis.

L'objectif central de la thèse est de mieux définir la démarche de post-traitement des champs mécaniques, avec une attention particulière portée à la définition du volume sur lequel intégrer la grandeur mécanique en entrée du critère.

La démarche s'appuiera sur l'approche intégrée Through Process Modelling (TPM) développée depuis quelques années par l'Institut Pprime. L'orientation locale des fibres y est prise en compte point par point pour estimer, via un modèle micromécanique, les propriétés mécaniques effectives –et ainsi la grandeur d'entrée du critère de fatigue– en chaque point matériel de la structure. La matrice sera ici considérée viscoélastique.

L'étude, menée sur un polyamide 6.6 renforcé à 50% en masse par des fibres de verre courtes (PA66GF50) sous un conditionnement fixé de température (80°C) et humidité (RH50), s'appuiera sur une démarche globale consistant à augmenter progressivement la complexité des géométries et des chargements étudiés. Le travail sera d'abord réalisé sur des éprouvettes lisses sous chargement uniaxial, à l'instar de ce qui a été fait dans le projet DURAFIP. De nouveaux trajets de chargement seront intégrés afin d'élargir le domaine d'application de la chaîne de dimensionnement aux situations de singularités géométriques et à des chargements multiaxiaux.

Dans le **premier chapitre** du document, le travail sera mis en contexte par une étude bibliographique. Celle-ci présentera le matériau étudié ainsi que sa microstructure et son comportement mécanique sous chargement de fatigue pour différents environnements. Dans un second temps, elle se focalisera sur les descriptions des critères de fatigue et de leur application.

La base de données expérimentales nécessaire au travail résulte en partie d'essais réalisés par Solvay Engineering Plastics (pour les géométries simples en traction sur une large gamme de rapports de charge) et en partie produits au cours de cette thèse. Cette deuxième famille d'essais est réalisée sur des éprouvettes entaillées en traction et cisaillement puis sur des éprouvettes tubulaires soumises à des chargements de traction et torsion, seules ou combinées. Le **deuxième chapitre** détaille la méthodologie et les résultats associés à cette base de données.

La méthode Through Process Modelling (TPM) qui regroupe toute la chaîne de dimensionnement, est détaillée au **troisième chapitre**. Les différents paramètres intervenant dans la TPM sont calibrés, notamment la loi de comportement de la matrice, la définition du maillage à employer pour les simulations éléments finis et le choix de la courbe d'identification du critère de fatigue.

Dans le **quatrième chapitre**, la TPM est appliquée à toute la base de données, en utilisant un volume d'intégration du FIP autour du point critique. La définition de ce domaine est basée sur l'analyse des gradients autour de ce point critique.

Chapitre 1 :
Etat de l'art et positionnement du sujet

1 Généralités à propos des composites à fibres de verre courtes..... 7

1.1 Microstructure et anisotropie du composite 8

1.1.1 Microstructure du matériau 8

1.1.2 Anisotropie du matériau..... 9

1.2 Dépendance à l'environnement 13

1.2.1 Dépendance à la teneur en eau..... 13

1.2.2 Dépendance à la température..... 14

1.2.3 Equivalence température-humidité 16

2 Caractérisation de la réponse en fatigue..... 17

2.1 Influence du chargement sur la réponse en fatigue 17

2.1.1 Influence de la multiaxialité 17

2.1.2 Influence de la fréquence..... 20

2.1.3 Influence de la contrainte moyenne 20

2.2 Influence de la microstructure des pièces injectées 22

2.3 Mécanismes d'endommagement 25

3 Méthodes de prédiction de durée de vie en fatigue..... 28

3.1 Modèles de comportement en fatigue pour le calcul du FIP 28

3.1.1 Approches phénoménologiques..... 28

3.1.2 Approches par homogénéisation 29

3.2 Critères de fatigue.....31

3.2.1 Critères en contrainte..... 31

3.2.1.1 Critère en contrainte principale maximale 31

3.2.1.2 Critère en contrainte équivalente de Von Mises..... 32

3.2.1.3 Critère de Tsaï-Hill modifié..... 32

3.2.1.4 Critère en plan critique 34

3.2.1.5 Autre critère en contrainte 35

3.2.2 Critères énergétiques 35

3.2.2.1 Critère en énergie dissipée..... 35

3.2.2.2 Critère en énergie dissipée et pression hydrostatique..... 36

3.2.2.3 Critère en énergie anélastique..... 37

3.2.2.4 Critère en énergie élastique..... 38

3.2.3 Critères en déformation 40
3.2.4 Correction de contrainte moyenne 41
3.2.4.1 Correction d'Ellyin et Kujawski 41
3.2.4.2 Equation de Walker 42
3.2.4.3 Equation de Kwofie 43
3.3 Bilan 44
4 Méthode d'application d'un critère de fatigue en présence de singularités 45
4.1 Sous chargement monotone 45
4.1.1 Méthode 1 : "Point stress criterion" 46
4.1.2 Méthode 2 : "Average stress criterion" 47
4.2 Sous chargement de fatigue 48
4.2.1 Extension de la méthode "Point stress criterion" 48
4.2.2 Extension de la méthode "Average stress criterion" 50
4.2.3 Volume fortement contraint 50
5 Synthèse et positionnement du sujet 52

1 Généralités à propos des composites à fibres de verre courtes

Le matériau composite de notre étude est constitué de deux phases : la matrice et les fibres. La première est en polyamide 6.6. Ce matériau est un polymère qui présente un caractère très hydrophile à cause des groupes amides qui le composent. C'est cette caractéristique de la matrice qui confèrera au composite des propriétés très dépendantes de son environnement et notamment de l'humidité ambiante. Cette forte dépendance sera abordée au paragraphe 1.2 de ce chapitre. Les renforts sont des fibres de verre courtes. Leur longueur moyenne est d'environ 250µm et aucune fibre ne dépasse une longueur de 1mm. La flexion qui pourrait intervenir sur les fibres les plus longues sera ici négligée ; les fibres courtes seront toujours considérées comme rectilignes, ce qui est validé pour toutes les études en microtomographie publiées sur ces matériaux ([Arif14a, Roll16a, Roll17]). Au début du procédé de fabrication, les fibres sont coupées à une longueur de 4 ou 5mm et enduites d'un agent liant, l'ensimage, afin de faciliter l'accroche avec la matrice dans le composite. Elles sont ensuite mélangées à la matrice, ce qui amène progressivement les fibres à leur longueur finale et l'ensemble est produit sous forme de granulés. Ceci est réalisé par le producteur de matière. Ensuite, ces granulés sont fondus par le producteur de pièces puis plastifiés afin d'être injectés dans un moule. L'augmentation de la fraction massique de fibres dans le composite modifie grandement les caractéristiques du composite, en augmentant la valeur du module de celui-ci et sa contrainte à rupture (cf. Figure 1-1). Cette thèse s'inscrivant dans une démarche industrielle pour remplacer des pièces structurelles du domaine automobile, le PA66GF50 (polyamide 6.6 renforcé par 50% de fibres en fraction massique) étudié dans ces travaux possède un taux de fibres élevé. En effet, il a été prouvé que les composites plus renforcés peuvent résister à des sollicitations plus sévères ([Atid11, Mouh06]), la tendance est donc à l'augmentation du taux de fibres dans les composites.

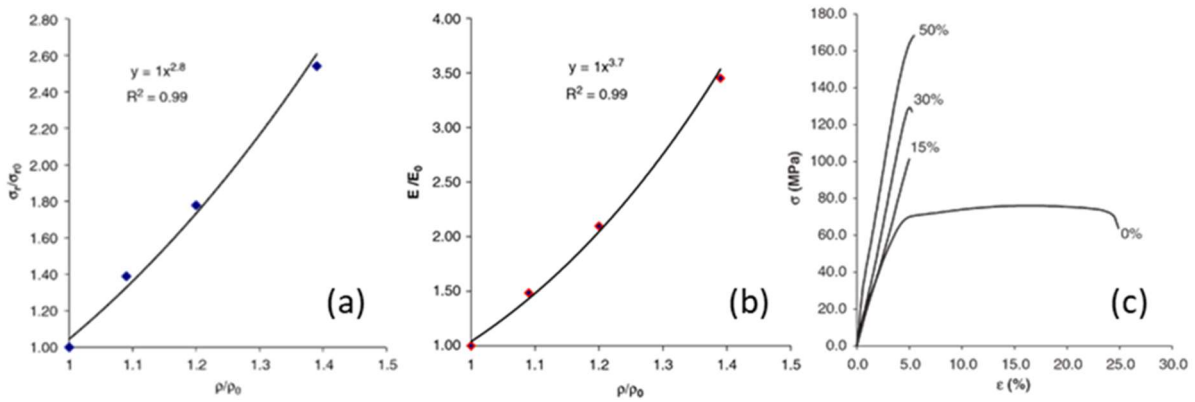


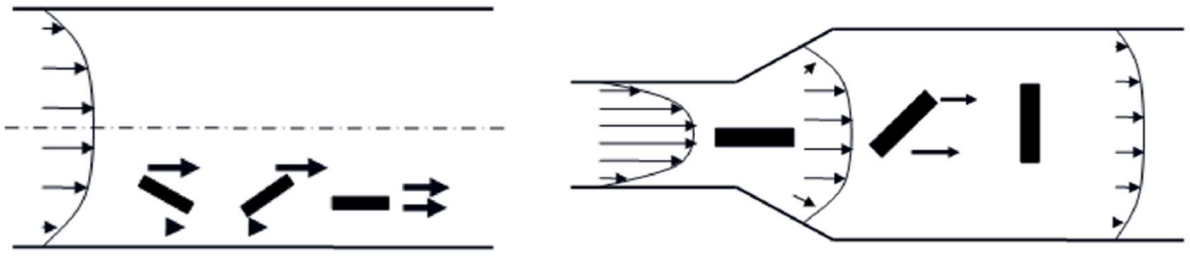
Figure 1-1 : Influence de la fraction massique de fibres sur les caractéristiques d'un PA66 renforcé à différents taux de fibres à l'ambiante en traction monotone [Mouh06] (a) Contrainte à rupture normalisée par la contrainte à rupture du PA66 non renforcé; (b) Module normalisé par la valeur du module du PA66 non renforcé; (c) Courbe contrainte-déformation en fonction de la fraction massique de fibres

1.1 Microstructure et anisotropie du composite

1.1.1 Microstructure du matériau

Ce type de composite est directement injecté et c'est ce qui le rend plus adapté pour des applications industrielles comme dans le domaine de l'automobile où les cadences de production sont élevées. C'est aussi ce procédé de mise en forme qui rend la microstructure du matériau complexe. En effet, lors de l'injection, la matière contenant à la fois la matrice et les fibres est fondue puis injectée. Le flux de matière visqueuse entraîne alors les fibres. Dans le cas d'un fluide Newtonien, deux types d'écoulement sont caractéristiques : celui en cisaillement simple qui se apparait lorsque le fluide passe entre deux plaques parallèles par exemple et l'élongationnel qui se produit notamment sur l'axe des convergents/divergents ([Mega05]). Lorsque les fibres sont prises dans un écoulement de type cisaillement simple, elles s'orientent dans le sens du flux (cf. Figure 1-2a), tandis que dans le cas d'un écoulement élongationnel, elles s'orientent dans le sens du gradient de déformation (cf. Figure 1-2b). C'est ainsi que pour des géométries minces (plaques par exemple) la microstructure cœur-peau apparaît. Elle peut s'apparenter aux plis d'un stratifié 0/90 symétrique et d'épaisseur différente. Cependant, les polymères en général ne sont pas des fluides Newtoniens, ce qui complique les prédictions d'orientation de fibres. Néanmoins, cette théorie simplifiée décrit raisonnablement les grandes caractéristiques de la microstructure finalement obtenue. La manière la plus répandue de décrire la microstructure est la suivante : l'épaisseur de la plaque injectée est composée de 7 couches le plus souvent symétriques par rapport au plan médian, dans la mesure où la mise en forme se fait dans de bonnes conditions de refroidissement et d'écoulement. (cf. Figure 1-3) :

- La couche la plus proche du moule est isotrope. Les fibres sont orientées aléatoirement. Ceci est dû au refroidissement rapide de la matière le long des parois du moule ;
- La suivante, en se rapprochant du centre du moule, est la couche dite de "peau" dans laquelle les fibres sont orientées dans le sens du flux d'injection. Cette couche est la plus épaisse de toutes pour des géométries moulées de type plaque ;
- Une troisième couche de transition, de faible épaisseur est également isotrope ;
- Enfin, la couche au centre du moule est celle dite de "cœur" dans laquelle les fibres sont orientées transversalement au sens d'injection de la matière.



(a) Orientation d'une fibre dans un écoulement de cisaillement simple

(b) Orientation d'une fibre dans un écoulement élongationnel

Figure 1-2 : Orientation d'une fibre dans un écoulement (a) de cisaillement simple (b) élongationnel d'un fluide Newtonien [Mega05]

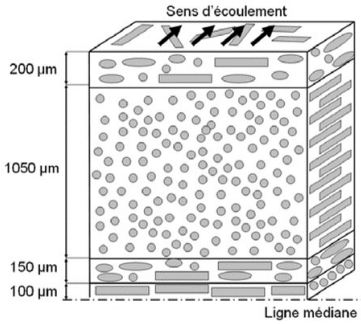


Figure 1-3 : Illustration de la microstructure cœur-peau dans la demi-épaisseur d'un plaque injectée [Klim11a]

1.1.2 Anisotropie du matériau

Dans le cas de géométries minces telles que des plaques, la théorie des fluides Newtoniens, même si elle ne décrit pas tout, permet d'évaluer grossièrement la microstructure cœur-peau. Cependant, dans le cas de structures plus complexes, contenant par exemple des coudes, cette théorie ne s'applique plus et la capacité à prévoir l'orientation des fibres dans ces pièces s'en retrouve réduite. Malgré ces difficultés, il est capital de définir correctement la microstructure du composite car elle influence grandement les propriétés mécaniques du matériau. Les caractéristiques mécaniques du composite sont anisotropes et évoluent avec l'orientation des fibres par rapport à la direction de sollicitation. En effet, des éprouvettes prélevées dans une même plaque injectée mais selon différentes orientations (cf. Figure 1-4) par rapport à la direction d'injection n'auront pas les mêmes propriétés (raideur et valeurs à rupture notamment). La plupart des auteurs (voir par exemple [Bern07, Demo10a, Klim11a]) s'accordent à dire que le module d'Young d'un PA66 renforcé avec 30% ou 35% de fibres de verre diminue lorsque les éprouvettes sont plus désorientées (cf. Figure 1-5a). Jégou ([Jégo12]) en revanche, montre que dans le cas d'un PA66 renforcé à 50% par des fibres de verre, le module diminue avec l'orientation jusqu'à 45° puis augmente à nouveau jusqu'à 90° (cf. Figure 1-5b).

En effet, les éprouvettes étudiées sont découpées dans des plaques injectées. Elles présentent donc le même type de microstructure cœur-peau présentée précédemment (*cf.* paragraphe 1.1.1). Alors, dans le cas des éprouvettes à 45°, les fibres, qu'elles soient en peau ou à cœur ne sont pas orientées dans la direction de sollicitation tandis que les fibres dans la couche de cœur des éprouvettes à 90° sont orientées dans la direction de sollicitation. Ainsi, pour les éprouvettes à 45°, c'est la matrice presque seule qui reprend l'effort de traction que subit l'éprouvette alors que dans les éprouvettes à 90°, une partie des fibres reprend l'effort de traction avec la matrice. Les fibres ayant un module plus élevé que celui de la matrice, les éprouvettes à 90° présentent en conséquence un module en traction plus élevé que les éprouvettes à 45°.

Cela étant, l'épaisseur de la couche de peau étant environ 5 fois supérieure à celle de la couche de cœur (voir Figure 1-3), le module à 90° reste plus faible qu'à 0°. La même distinction entre les auteurs peut être faite pour les conclusions qui concernent la contrainte à rupture. En revanche, tous observent que le matériau à 45° est le plus ductile. Aucune fibre n'étant orientée suivant l'axe de sollicitation, c'est la matrice qui reprend en grande partie la charge et c'est le comportement ductile de celle-ci qui est observé sur les courbes de traction.

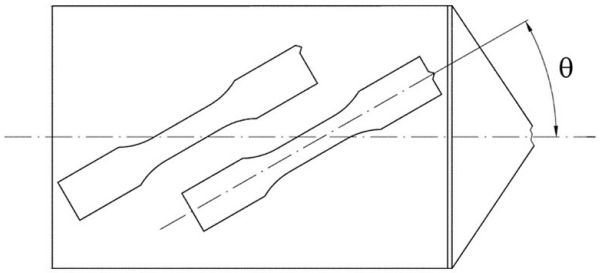


Figure 1-4 : Schéma de prélèvement des éprouvettes de différentes orientations dans une plaque injectée [Bern07]

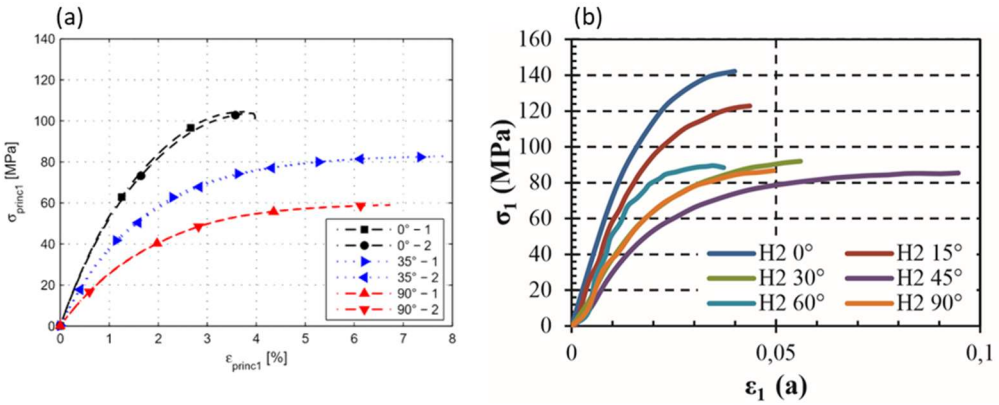


Figure 1-5 : Courbes de traction monotone à l'ambiante sur des éprouvettes haltères de différentes orientations (a) en PA66GF35 [Klim09] (b) en PA66GF50 [Jégo12]

En fatigue, l'orientation des fibres est également un élément clé à prendre en compte. En effet, les durées de vie sont grandement influencées par ce paramètre. Les durées de vie pour une même contrainte nominale calculée sur la section complète sont de plus en plus faibles lorsque la désorientation augmente ([Bern07, Demo10b, Klim11a, Mort15a]). En revanche, les pentes des courbes S-N restent toujours très proches (cf. Figure 1-6).

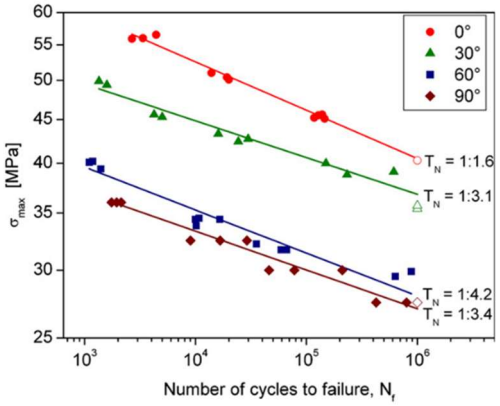


Figure 1-6 : Courbes de Wöhler en traction cyclique à l'ambiante à R=0.1 et f=4Hz pour différentes orientations de prélèvement d'éprouvettes haltères en PA6GF30 [Bern07]

L'analyse de la microstructure des composites est capitale pour la prédiction de durée de vie en fatigue. Des outils mathématiques sont utilisés pour décrire l'orientation des fibres dans le matériau. Notamment, la distribution d'orientation des fibres ψ représente la probabilité de trouver une fibre orientée dans un angle solide donné. Ce paramètre permet de déterminer l'exact état d'orientation des fibres. Cependant, pour obtenir ψ, il faut résoudre une équation nécessitant des ressources informatiques importantes ([Adva87]). Cette méthode est donc difficilement utilisable dans un cadre industriel. Pour pallier ce problème, Hand ([Hand62]) a

proposé des outils plus simples à manipuler : ce sont les tenseurs d'orientation. Ces derniers sont dépendants de ψ mais peuvent s'écrire directement en fonction de deux angles θ et φ. Ces deux angles décrivent le vecteur unitaire d'orientation d'une fibre comme le montre la figure 1-7. Ainsi, l'orientation de chaque fibre peut être caractérisée par un tenseur $\underline{\underline{a}}$ d'ordre 2 défini par l'équation (1-1). Le tenseur d'orientation sur un volume donné correspond alors à la moyenne arithmétique des tenseurs d'orientation sur toutes les fibres contenues dans le volume. Les composantes diagonales du tenseur d'orientation représentent le degré d'alignement des fibres selon les axes du repère. Les composantes hors diagonales représentent la dissymétrie de la distribution d'orientation par rapport aux axes du repère global. Trois exemples de tenseur d'orientation sont présentés sur la figure 1-8. Ils sont accompagnés d'un schéma représentant l'orientation des fibres dans le volume qui leur est associé.

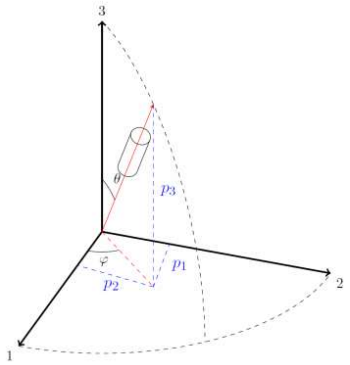


Figure 1-7 : Orientation d'une fibre et description de celle-ci par les angles θ et ϕ dans le repère global ([Serr15])

$$\underline{\underline{a^k}} = \begin{bmatrix} sin\theta^k cos^2\varphi^k & sin^2\theta^k sin\varphi^k cos\varphi^k & sin\theta^k cos\theta^k cos\varphi^k \\ sin^2\theta^k sin\varphi^k cos\varphi^k & sin^2\theta^k sin^2\varphi^k & sin\theta^k cos\theta^k sin\varphi^k \\ sin\theta^k cos\theta^k cos\varphi^k & sin\theta^k cos\theta^k sin\varphi^k & cos^2\theta^k \end{bmatrix} \quad (1\text{-}1)$$

Où θ^k est l'angle θ définissant la fibre k
φ est l'angle φ définissant la fibre k

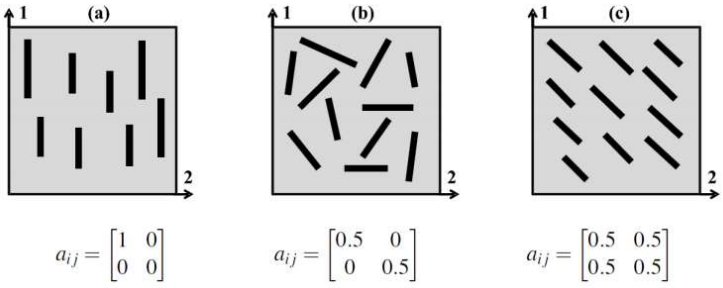


Figure 1-8 : Exemples de tenseurs d'orientation et schématisation de l'orientation des fibres associée pour des cas où (a) les fibres sont toutes orientées selon l'axe 1 ; (b) les fibres sont réparties de manière isotrope ; (c) les fibres sont alignées dans une direction à 45° de l'axe 1 ([Arif14b])

Différentes approches sont développées pour accéder à ces tenseurs d'orientation dans une pièce. Ces méthodes, notamment expérimentales sont de nature diverse et peuvent être destructives, comme la méthode par observation microscopique, ou non-destructives comme la méthode par micro-tomographie par exemple. Les principes de ces deux méthodes vont être rapidement examinés dans le paragraphe suivant.

La méthode par observation microscopique est destructive. Pour parvenir à déterminer les tenseurs d'orientation dans une plaque, celle-ci est découpée et polie en plusieurs endroits de la plaque, de plus en plus éloignées de la surface. En chaque position, des clichés sont pris. Sur ceux-ci, les fibres renvoient la lumière tandis que la matrice l'absorbe. La section des fibres dans le plan d'observation est donc tout à fait repérable. L'orientation des fibres, considérées comme cylindriques, peut être caractérisée par deux angles θ et Φ ([Eber01, Mega05, Sant18]). Ces angles, illustrés sur la figure 1-9a, représentent l'orientation de la fibre vis-à-vis de la direction perpendiculaire au plan d'observation et d'une des directions du plan respectivement. Le premier, θ, peut être déterminé grâce à la mesure des axes de l'ellipse. Le second en revanche, mène à une ambiguïté. En effet, comme le montre la figure 1-9b, deux fibres d'orientations pourtant différentes peuvent avoir la même intersection avec le plan d'observation. Cette ambiguïté peut être levée par exemple, en suivant le déplacement du centre d'une fibre d'une étape de polissage à une autre. Ainsi, le déplacement donne le sens de la fibre et les deux angles θ et Φ. Maintenant qu'ils sont déterminés permettent de calculer le tenseur d'orientation de la fibre par l'équation (1-2).

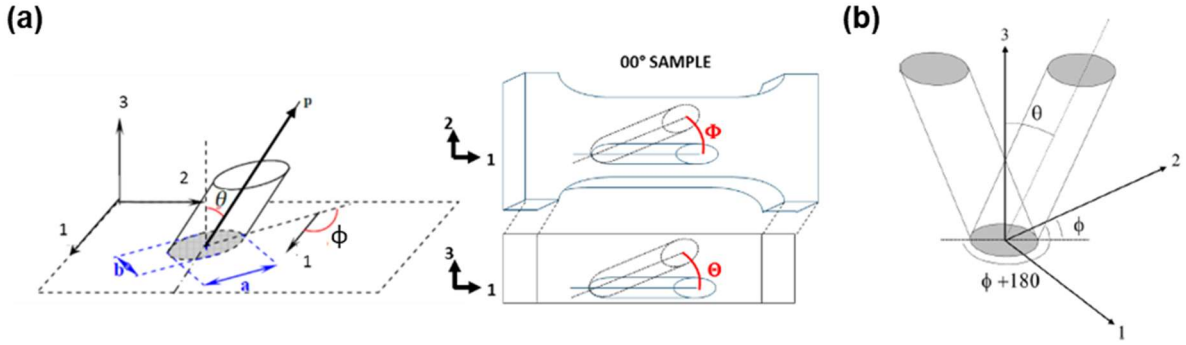


Figure 1-9 : (a) Représentation des angles ϕ et θ dans l'espace et vis-à-vis du plan de découpe [Sant18]; (b) Représentation de l'ambiguïté d'orientation [Eber01]

$$\underline{\underline{a}} = \begin{pmatrix} \sin^2\theta\cos^2\phi & \sin^2\theta sin\phi cos\phi & sin\theta cos\theta cos\phi \\ \sin^2\theta sin\phi cos\phi & \sin^2\theta\sin^2\phi & sin\theta cos\theta sin\phi \\ sin\theta cos\theta cos\phi & sin\theta cos\theta sin\phi & \cos^2\theta \end{pmatrix} \qquad (1\text{-}2)$$

Où θ et ϕ sont les angles définis sur la figure 1-9
Et $\underline{\underline{a}}$ est le tenseur d'orientation de la fibre étudiée

La méthode par micro-tomographie consiste en la reconstruction en 3D d'un volume de la structure, voire de la structure entière. Grâce à l'analyse des radiographies, les fibres peuvent être détectées et reconstruites séparément de la matrice. Ce calcul, dont la durée dépend de la quantité de fibres dans le volume (entre 24 et 48 heures de calcul pour un volume de 2mm*2mm*3mm avec 30% en fraction massique de fibres par exemple) permet d'obtenir une représentation graphique de la zone balayée ainsi que la valeur moyenne du tenseur d'orientation des fibres dans le volume étudié ([Mega05]).

1.2 Dépendance à l'environnement

1.2.1 Dépendance à la teneur en eau

Comme il vient d'être montré, les fibres de verre influencent les propriétés du composite par leur quantité, ainsi que par leur orientation. Les propriétés de la matrice aussi se retrouvent dans les caractéristiques du composite, notamment dans leur dépendance à l'environnement ambiant. La dépendance à l'humidité du composite a été étudiée par [Ferr11, Laun13a, Reim78] par exemple. Le module du matériau va diminuer avec la teneur en eau, tandis que la ductilité du matériau augmente. Ces changements sont la conséquence de la diminution de la température de transition vitreuse lorsque le contenu en eau de la matrice augmente. En effet, sur la figure 1-10, lorsque celui-ci augmente suffisamment pour que la matrice passe dans un état caoutchoutique à 23°C, c'est-à-dire pour un taux en eau de 3% dans la matrice, (cf. Figure 1-10a), la déformation à rupture du matériau augmente subitement (cf. Figure 1-10b).

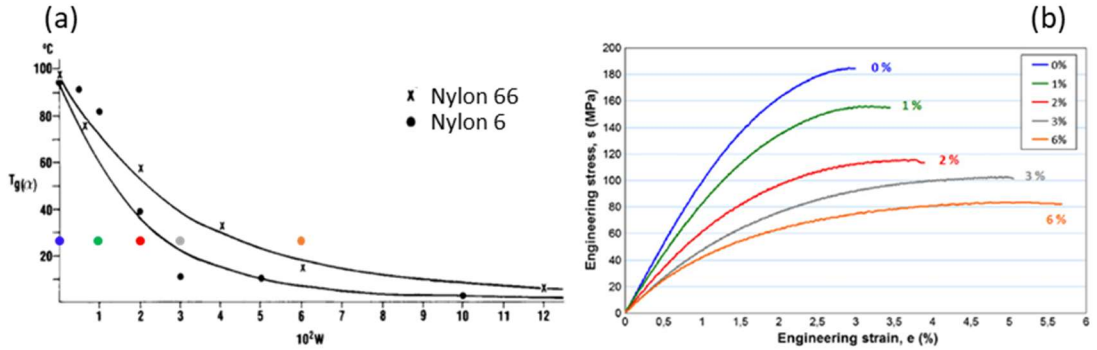


Figure 1-10 : (a) Courbes de traction monotone à 23°C pour un PA6GF35 à différents pourcentages d'eau en masse [Ferr11] ; (b) Evolution de la température de transition vitreuse des nylons 6 et 66 en fonction du pourcentage en masse d'eau contenu [Reim78]

Le comportement en fatigue est aussi largement influencé par la teneur en eau du composite, même si cet effet a été peu étudié en comparaison des nombreuses études sur le comportement monotone. Barbouchi ([Barb07]), comme Mortazavian ([Mort15b]) affirment que l'augmentation de la masse d'eau contenue dans le matériau diminue la durée de vie en fatigue. Sur les deux graphiques de la figure 1-11, le matériau dit « humide » résiste moins bien à la fatigue que le matériau dit « sec ». Sur la figure 1-11b, le matériau sec a été séché pendant 6 h à 80°C (0,3% en masse d'eau) tandis que le matériau humide a été immergé dans l'eau pendant 4 jours (environ 1.5% en masse d'eau). La courbe rouge (éprouvettes à 0°), comme la courbe bleue (éprouvettes à 90°) se retrouvent diminuées de près d'une décade en durée de vie en passant du matériau sec au matériau « humide ». Cela montre que, quelle que soit l'orientation des fibres étudiée, l'eau contenue dans le composite a de l'influence sur la résistance en fatigue. De plus, les pentes des courbes humide et sèche ne semblent pas être différentes.

Néanmoins, sur la figure 1-11a, extraite des travaux de Barbouchi ([Barb07]), il semble que les pentes des courbes de Wöhler soient très différentes selon que le matériau soit sec (0.2% en masse d'eau) ou « humide » (3.5% en masse d'eau). Ces travaux sont les rares à relater des résultats en fatigue en flexion. Pour des durées de vie inférieures à 10^3 cycles, la pente de la courbe du matériau sec est près de deux fois supérieure à la pente du matériau « humide ». Selon lui, la différence de pente pourrait être due au phénomène d'auto-échauffement, phénomène lié à la dissipation d'énergie. Lorsqu'un matériau viscoélastique est sollicité en

fatigue, il dissipe de l'énergie sous forme de chaleur. Les phénomènes de convection sont tels que la surface du matériau ne se refroidit pas assez vite pour que l'équilibre thermique soit conservé, la température du matériau s'élève. En s'approchant de la température de transition vitreuse, la génération de chaleur augmente encore. L'augmentation de la température devient alors un cercle vicieux qui accélère la ruine du matériau, expliquant ainsi l'augmentation de la pente pour le matériau sec par rapport au matériau humide. Ce dernier est moins affecté par l'auto-échauffement car l'effet plastifiant de l'eau est équivalent à la diminution de déformation et que celle-ci réduit l'énergie dissipée au cours d'un cycle, limitant ainsi l'auto-échauffement.

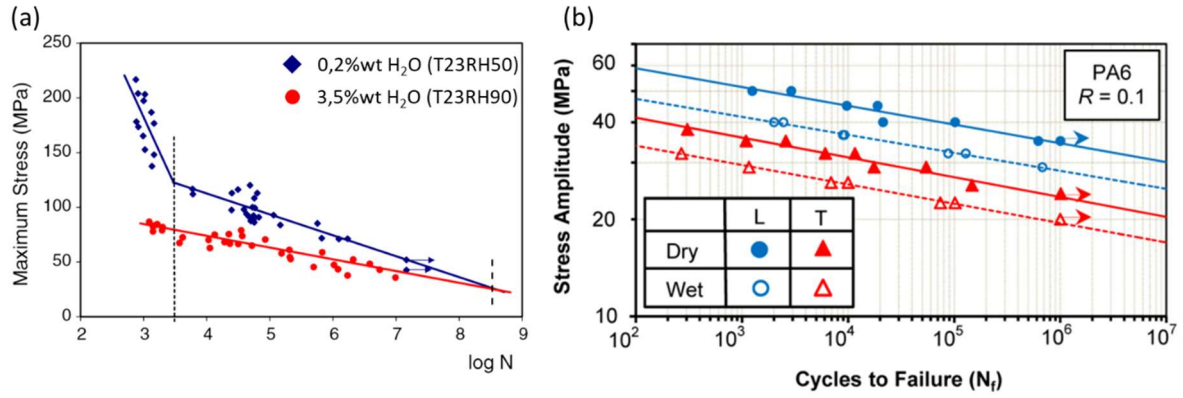


Figure 1-11 : (a) Courbe S-N pour un PA66GF30 sous chargement de flexion à R=-1 et f=10Hz à T23RH50 et à T23RH90 [Barb07] (b) Courbes S-N pour une PA6GF35 sous chargement de traction à R=0.1 et une fréquence entre 0.25Hz et 6Hz à l'ambiante pour des éprouvettes séchées ou conditionnées par 4 jours d'immersion dans l'eau [Mort15b]

Au vu de l'importance de l'influence de l'auto-échauffement sur la réponse en fatigue, pour les essais réalisés durant la thèse, l'environnement choisi devra être tel que la température soit suffisamment éloignée de la température de transition vitreuse au taux d'humidité étudié. Cela permettra de restreindre l'impact de l'auto-échauffement. De plus, la fréquence d'essais sera choisie relativement faible pour limiter l'influence de ce phénomène.

1.2.2 Dépendance à la température

Le composite présente des caractéristiques différentes selon la teneur en eau de la matrice, celle-ci dépendant de l'humidité relative de l'air (rapport entre pression partielle d'eau dans l'air et pression de vapeur saturante). Les propriétés dépendent aussi de la température de l'environnement. Les pièces en polyamide renforcé ont vocation à pouvoir être sollicitées à proximité du moteur comme dans un environnement proche de l'extérieur du véhicule. Ceci conduit à un intervalle de températures / humidités relatives de fonctionnement assez large. C'est pourquoi la dépendance des caractéristiques matériau à la température / teneur en eau a été largement étudiée, notamment par [Demo10a, Laun13a, Mouh06]. Le même type d'effet sur les propriétés mécaniques est observé lorsque la température augmente que lorsque la teneur en eau augmente, c'est-à-dire que le module diminue et que la ductilité augmente (cf. Figure 1-12).

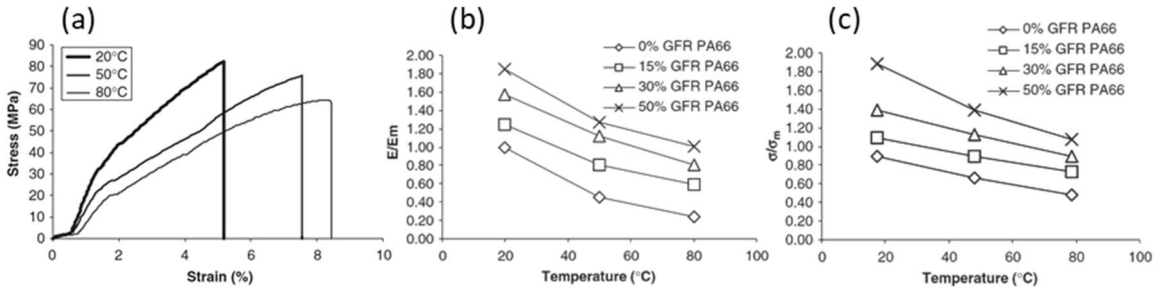
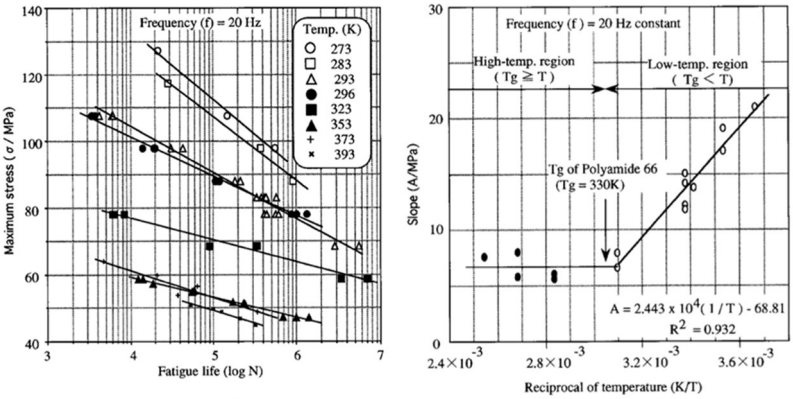


Figure 1-12 : Influence de la température sur le comportement en chargement monotone d'un polyamide 66 renforcé par des fibres de verre courtes (a) Courbes de traction monotone d'un PA66GF15 à RH50 pour différentes températures ; (b) Evolution du module normé (c) de la contrainte à rupture normée, en fonction de la température pour des composites chargés différemment en fibres de verre [Mouh06]

Le comportement en fatigue est aussi influencé par la température [Demo10b, Hand99, Jia98, Mort15c, Noda01]. Les courbes de Wöhler sont de plus en plus « basses » lorsque la température de travail augmente (cf. Figure 1-13a). Handa ([Hand99]) note également que la pente des courbes de Wöhler n'évolue en fonction de la température que lorsque celle-ci dépasse la température de transition vitreuse de la matrice. Lorsque la matrice est en état vitreux, la pente des courbes est indépendante de la température (cf. Figure 1-13b). Mortazavian ([Mort15c]) remarque également que la forme des boucles d'hystérèse est affectée par la température : plus la température augmente, plus la boucle d'hystérèse est ouverte, comme le montre la figure 1-14.

En effet, lorsque la température augmente, les chaînes qui constituent la matrice thermoplastique gagnent en mobilité. Ainsi, les liaisons carbone-carbone sont plus aptes à tourner autour d'elles-mêmes. Certains états de ces chaînes sont plus stables que d'autres et le passage d'un état d'équilibre à un autre est appelé changement de conformation. Or, les niveaux d'énergie associés à ces états stables ne sont pas identiques et sont séparés par un pic d'énergie. Ainsi, après un changement de conformation, de l'énergie a été perdue par le matériau et donc dissipée. L'augmentation de la mobilité des chaînes facilite les changements de conformation et augmente donc la quantité d'énergie dissipée : les boucles d'hystérèse s'élargissent.



(a) Evolution de la courbe de Wöhler à f=20Hz et R=-1 en fonction de la température ambiante

(b) Evolution de la pente de la courbe de Wöhler à f=20Hz et R=-1 en fonction de la température ambiante

Figure 1-13 : Influence de la température de travail sur la courbe de Wöhler d'un PA6GF33 DAM pour des essais de traction-compression uniaxiale à R=-1 et f=20Hz [Hand99]

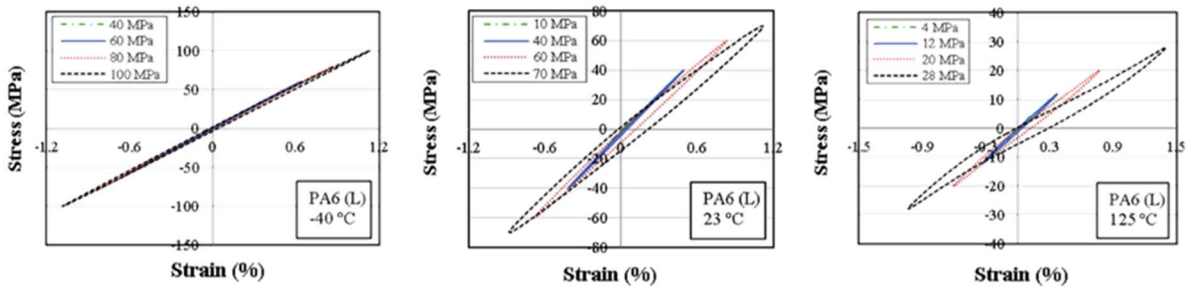


Figure 1-14 : Influence de la température sur les boucles d'hystérèse pour des essais de fatigue en traction-compression à f=20Hz et R=-1 sur du PA6GF35 séché à 80°C pendant 6 heures [Mort15a]

1.2.3 Equivalence température-humidité

La dépendance du comportement du composite à la température et à l'humidité est flagrante. Une tendance remarquable est qu'augmenter la température ou augmenter la teneur en eau revient à se rapprocher de la température de transition vitreuse lorsque le composite est initialement dans un état vitreux ou à s'en éloigner lorsque le composite est dans un état caoutchoutique. Il semblerait donc que la similitude de sensibilité à l'augmentation du contenu en eau et à celle de la température puisse être décrite comme un changement de comportement vis-à-vis de la transition vitreuse. Cette relation a été étudiée sur du nylon 6 pur ([Miri09]) afin de décrire l'influence de l'environnement sur le comportement à partir d'un seul paramètre : l'écart à la température de transition vitreuse $T-T_g$. Launay ([Laun13a]) a décrit de la même manière le comportement du composite. La loi de comportement proposée donne de bons résultats en ce qui concerne la prédiction d'essais monotones (cf. Figure 1-15) et pourrait avoir un grand intérêt industriel puisque cela permettrait de réaliser des tests en plus faible quantité, certains étant équivalents à d'autres du point de vue de l'écart à T_g.

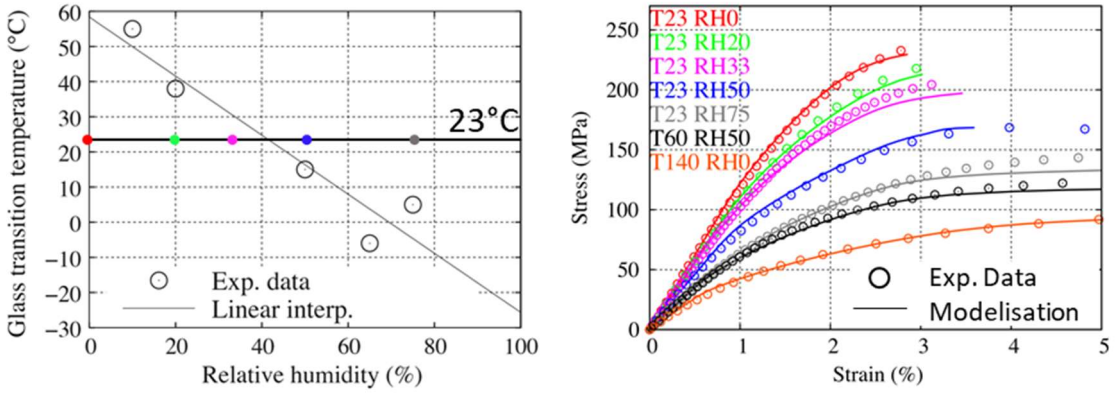


Figure 1-15 : Validation du modèle proposé par Launay sur des essais de traction monotone d'un PA66GF35 pour différents conditionnements [Laun13a]. Les différents conditionnements sont situés par rapport à leur transition vitreuse estimée sur la figure de gauche.

2 Caractérisation de la réponse en fatigue

La dépendance du comportement du matériau à l'environnement a été très majoritairement évaluée grâce à des essais de traction monotone ou de fatigue. Cependant, de nombreux autres paramètres du chargement influent sur la réponse en fatigue du matériau : la multiaxialité, la fréquence et le rapport de charge par exemple. C'est l'influence de ces différents paramètres qui est analysée dans ce paragraphe.

2.1 Influence du chargement sur la réponse en fatigue

2.1.1 Influence de la multiaxialité

Étant donné leurs géométries complexes et leurs sollicitations, les pièces industrielles seront soumises à des chargements multiaxiaux. La variété de ceux-ci a été abordée notamment sur des géométries tubulaires injectées, dans le but d'évaluer l'influence de différentes sollicitations telles que la traction et la torsion combinées ([Demo10c, Klim11b, Moos11, Wilm15]). Afin de pouvoir comparer les résultats en fatigue pour différents chargements multiaxiaux, il est nécessaire de déterminer une grandeur qui soit représentative du l'état local étudié et qui soit la même pour tous les chargements, aussi variés soient-ils. Cette grandeur est classiquement appelée Fatigue Indicator Parameter (FIP) et peut aussi bien être une contrainte, une déformation ou toute autre grandeur provenant des champs mécaniques, une énergie par exemple.

De Monte ([Demo10c]) trace les courbes de Wöhler de ses essais comme étant l'amplitude de la contrainte maximale principale en fonction de la durée de vie. C'est un choix qui sera discuté au paragraphe 3.2 de ce chapitre, quant à l'utilisation de ce FIP dans des critères de fatigue. En comparant les essais combinés (traction/torsion) aux essais de traction et de torsion simples, il semble que ce soit le chargement de cisaillement qui pilote la fatigue du composite. En effet, si le ratio entre la contrainte de cisaillement et la contrainte de traction, appelé rapport de multiaxialité vaut 1, alors les courbes de Wöhler de ces essais sont très proches de la courbe de fatigue des essais en torsion. C'est ce qui apparaît sur la figure 1-16a notamment, où la courbe de traction-torsion en opposition de phase (λ_2=1 et δ=90°) est quasiment superposée avec la courbe de torsion pure à R=0. De plus, lorsque le rapport de multiaxialité est plus faible (λ_2=1/3), la courbe de fatigue est à mi-chemin des courbes de traction et de torsion (cf. Figure 1-16). Cela montre que même lorsque la contrainte de cisaillement est faible devant la contrainte de traction, elle a une grande influence sur la tenue en fatigue du composite. La sollicitation de cisaillement est donc considérée comme une sollicitation des plus critiques pour les composites renforcés de fibres de verre courtes.

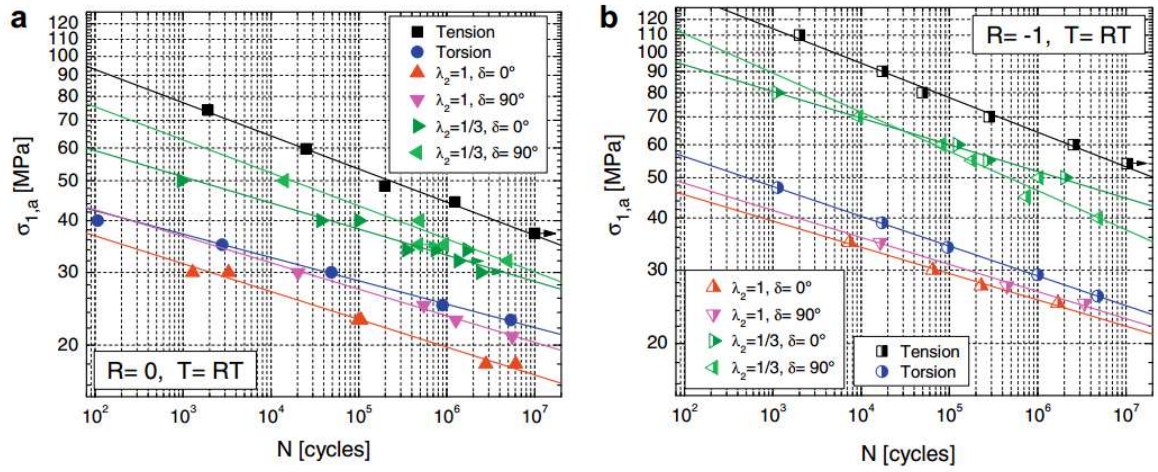


Figure 1-16 : Courbes de Wöhler (amplitude de contrainte principale en fonction du nombre de cycles à rupture) pour des chargements de traction, torsion et combinés avec $\lambda_2=\tau_a/\sigma_a$ et δ la différence de phase entre les deux axes de sollicitation sur du PA66GF35 DAM à l'ambiante [Demo10c]

L'étude du chargement de cisaillement a également été réalisée grâce à des essais de rails (essais Iosipescu ([Iosi67])). Ces essais développés par Klimkeit ([Klim11a]) en fatigue sont inspirés de ceux réalisés en chargement monotone et cyclique par Melin ([Meli06]) sur des composites à fibres continues.

Par rapport aux essais de torsion sur tubes injectés, cette approche a l'avantage d'étudier le cisaillement sur des éprouvettes découpées dans des plaques injectées et donc sur des éprouvettes dont la microstructure est classique et dont on peut choisir l'orientation par rapport à la direction de sollicitation. Dans un premier temps, les courbes de Wöhler sur tubes en torsion (triangles dirigés vers le haut sur la figure 1-17) sont proches des courbes des essais Iosipescu à 0° (triangles dirigés vers la gauche sur la figure 1-17). Cela tend à valider l'essai Iosipescu tel qu'il est réalisé pour les deux rapports de charge étudiés. Dans un second temps, la comparaison entre les courbes d'essais Iosipescu à 0°, 45°, -45° et 90° montre que l'orientation des fibres a une influence non négligeable sur la réponse en fatigue au chargement de cisaillement (cf. Figure 1-17) et que, comme en traction, lorsque les fibres sont alignées avec les directions principales de chargement, la tenue en fatigue est plus élevée. Il est également à noter que lorsque le chargement est symétrique (cf. Figure 1-17a pour R= -1), les éprouvettes à 45° et à -45° se comportent de la même manière, ce qui n'est pas le cas lorsque le chargement n'est pas symétrique (Figure 1-17b pour R=0.1).

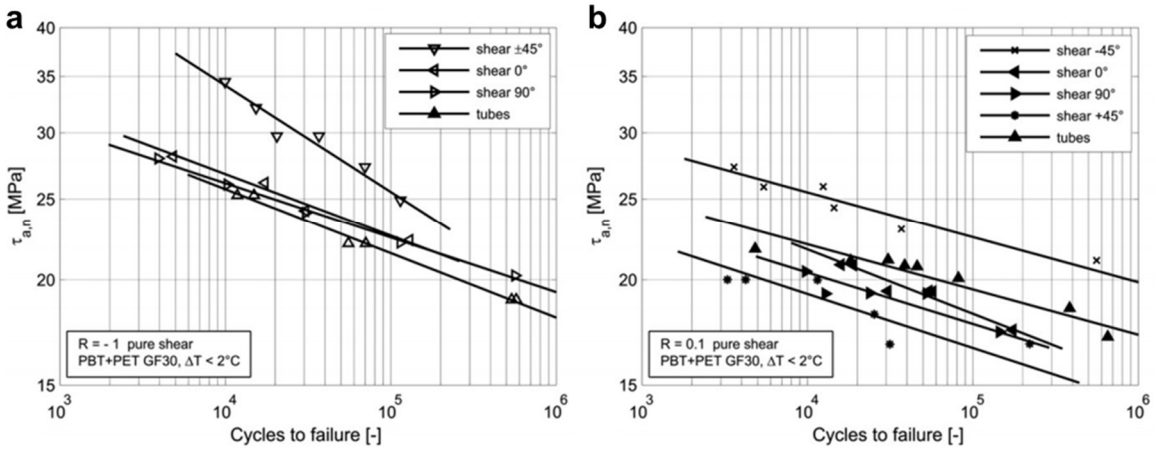


Figure 1-17 : Courbes de Wöhler comparant les essais de rails pour différentes orientations et des essais de torsion sur éprouvettes tubulaires en PBT+PET GF30 à température et humidité ambiante [Klim11a]

D'autres études ont porté sur des éprouvettes structurelles permettant d'investiguer des situations plus proches de celles que les pièces réelles subiront. Serrano ([Serr15]) a étudié des éprouvettes en forme de T en traction et en flexion avec pour objectif de simuler les nervures qui sont très présentes sur les pièces industrielles. Ces essais ont notamment permis de comparer des éprouvettes de même géométrie mais dont le seuil d'injection n'est pas au même endroit et donc avec des microstructures différentes. Ces résultats seront détaillés au paragraphe 2.2.

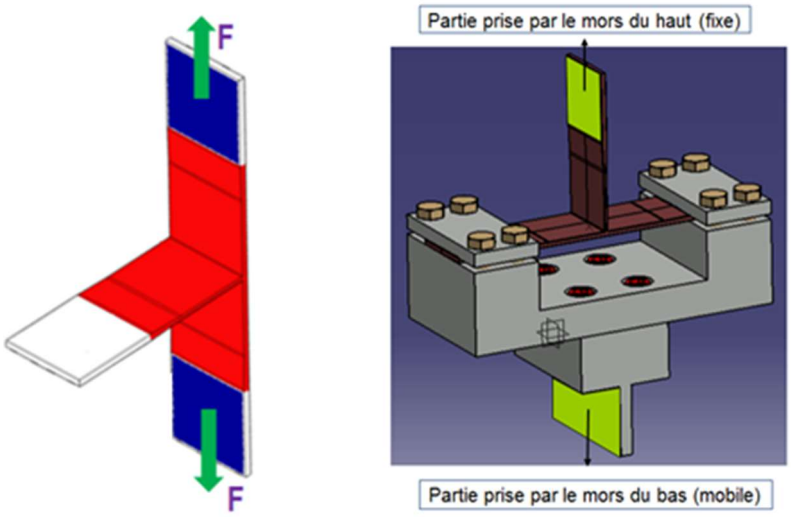


Figure 1-18 : Schématisation des conditions appliquées en traction (à gauche) et en flexion (à droite) aux éprouvettes T-Bone pour une étude de la réponse en fatigue multiaxiale d'un PA66GF50 [Serr15]

2.1.2 Influence de la fréquence

La fréquence est également une caractéristique du chargement à laquelle les matériaux polymères sont sensibles car, du fait de leur comportement visqueux, ils sont sujets à de l'auto-échauffement. L'influence de la fréquence sur le comportement en fatigue des composites fibres courtes a été particulièrement étudiée en traction cyclique dans la littérature comme étant l'influence de la fréquence sur le phénomène d'auto-échauffement dans ces composites ([Bern09, Mall04, Mort15d]). La plupart du temps, cet effet est étudié à l'ambiante mais il l'a aussi été parfois à des températures plus élevées (125°C pour Mortazavian par exemple ([Mort15d])). Les études présentées ici se situent donc toujours dans un contexte où la température est supérieure d'au moins 10°C à la température de transition vitreuse du matériau.

Dans ce cas, les auteurs affirment que l'augmentation de la fréquence est bénéfique à la durée de vie du matériau pour de faibles fréquences. Cependant, passé une fréquence seuil dite « critique », la tendance s'inverse. L'augmentation de la fréquence devient alors nocive en termes de durée de vie. Ce changement est principalement dû au phénomène d'auto-échauffement qui croît à haute fréquence et engendre une rupture prématurée du matériau (*cf.* Figure 1-19). L'augmentation de la fréquence engendre une hausse de la vitesse de sollicitation, augmentant ainsi l'énergie dissipée sous forme de chaleur par le matériau. Ainsi, cette inversion de tendance pourrait être en partie compensée expérimentalement par une ventilation artificielle par exemple. Celle-ci augmenterait les phénomènes de convection et faciliterait l'évacuation de chaleur. Mortazavian ([Mort15d]) propose de déterminer une fréquence seuil provoquant un auto-échauffement du matériau en surface de 10°C, et au-delà de laquelle l'auto-échauffement devient critique pour le matériau. Cette valeur serait de 4Hz pour un PA66GF30 sollicité à une amplitude de contrainte égale à 52% de sa contrainte à rupture, sous une température supérieure à celle de transition vitreuse.

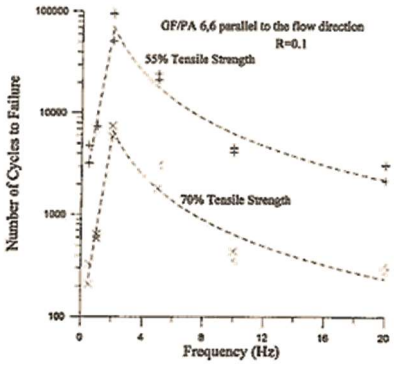


Figure 1-19 : Evolution de la durée de vie en fatigue en traction-traction (R=0.1) en fonction de la fréquence pour deux valeurs de contrainte maximale (55% et 70% de la contrainte à rupture) pour un PA66GF33 à 23°C et en humidité non contrôlée [Zhou06]

2.1.3 Influence de la contrainte moyenne

La contrainte moyenne, définie comme la moyenne arithmétique des contraintes maximale et minimale atteintes pour un chargement sinusoïdal d'amplitude constante, influe sur la tenue en fatigue. Dans le cas des composites renforcés par des fibres de verre courtes, les auteurs constatent que pour une amplitude de contrainte fixée, l'augmentation de la contrainte moyenne tend à faire diminuer la durée de vie ([Fouc19, Klim11b, Mall04, Mort15a]). Il est

également notable que les pentes des courbes de Wöhler ne varient pas avec le rapport de charge et ce, pour différentes températures (cf. Figure 1-20). Il est important de garder en tête que pour une même étude le conditionnement en eau reste le même. L'influence du taux d'humidité sur l'influence de la contrainte moyenne à température fixe n'a donc pas été étudiée.

Cependant, Mallick et Zhou ([Mall04]) montrent que, lorsque les courbes de fatigue sont tracées, sur la figure 1-21, non plus en fonction de l'amplitude de contrainte mais en fonction de la contrainte maximum, l'ordre des courbes s'inverse. En effet, dans ces conditions, à contrainte maximum fixée, lorsque le rapport de charge augmente, la durée de vie augmente également. Cela montre que l'augmentation de contrainte moyenne peut être bénéfique si l'amplitude de contrainte change.

L'effet de contrainte moyenne évoqué ici est loin d'être négligeable car il diminue considérablement la résistance à la fatigue du composite. Sur la figure 1-20, à 23°C et DAM, la limite de fatigue (définie à 10^6 cycles dans les travaux de Mortazavian [Mort16]) diminue d'environ 20 MPa en passant de R=-1 à R=0.3, ce qui équivaut à la baisse de cette même limite en fatigue en passant de -40°C à +23°C pour un rapport de charge R=-1 fixé. Il sera donc nécessaire de prendre en compte d'une manière ou d'une autre l'influence de la contrainte moyenne dans les modèles en fatigue proposés par la suite dans ces travaux de thèse.

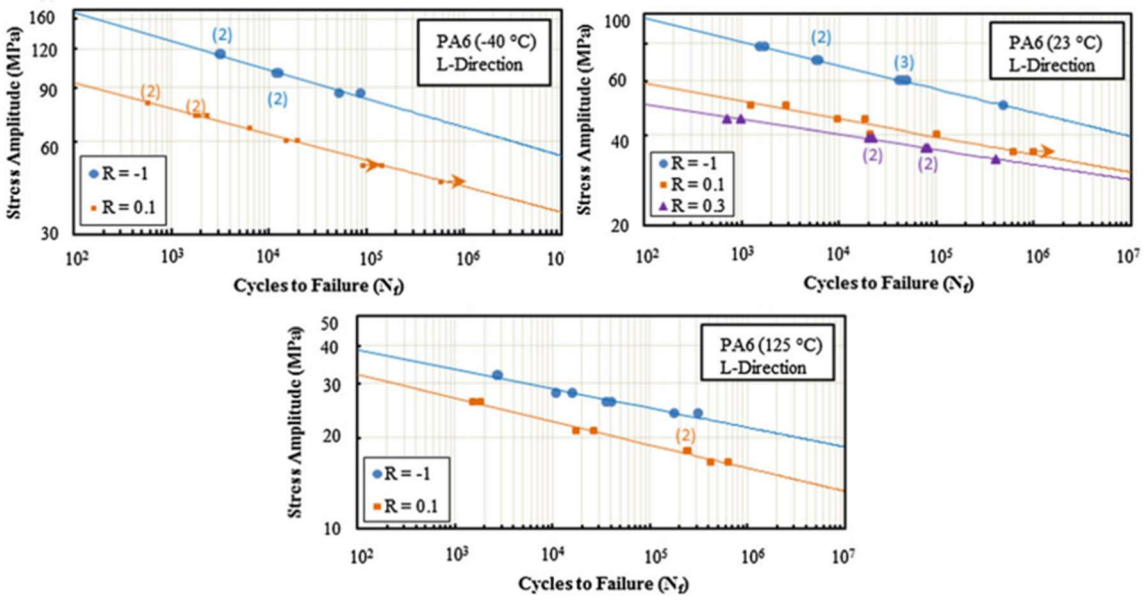


Figure 1-20 : Courbes de Wöhler (amplitude de contrainte en fonction de la durée de vie) pour un chargement uniaxial de traction dans la direction des fibres à différentes températures et différents rapports de charge sur du PA6GF35 DAM [Mort16]

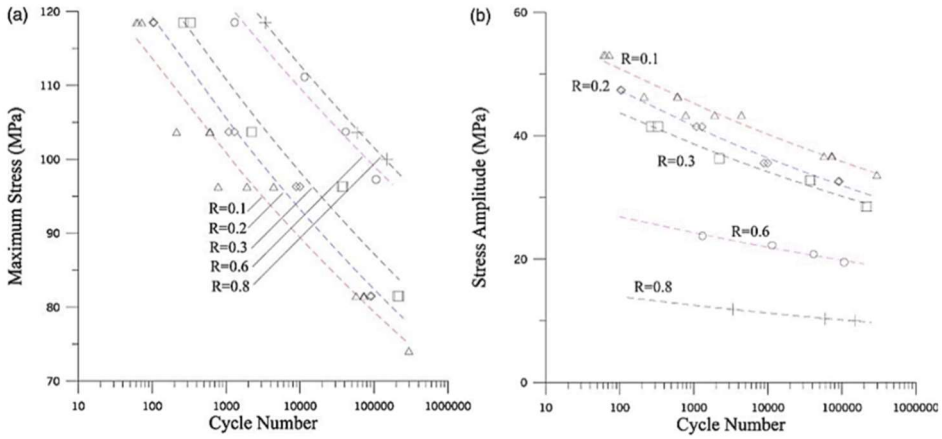


Figure 1-21 : Courbes de Wöhler en (a) amplitude de contrainte et (b) contrainte maximale obtenues en traction uniaxiale pour différents rapports de charge sur du PA66GF33 orienté à 0° à l'ambiante à f=1Hz [Mall04]

2.2 Influence de la microstructure des pièces injectées

L'orientation des fibres dans le composite renforcé de fibres de verre courtes est difficile à prédire pour des raisons qui ont été évoquées dans le paragraphe 1.1.1. La microstructure du composite injecté est particulièrement dépendante du sens d'injection. Cependant, peu d'auteurs se sont intéressés à l'influence de la position du seuil d'injection pour une même géométrie.

Sur des éprouvettes entaillées planes dont le plan est fourni sur la figure 1-22, Bernasconi ([Bern10, Bern15]) montre qu'aux abords des entailles, la microstructure de l'éprouvette est proche pour les deux types d'injection testées. Cependant, une analyse par corrélation d'images des champs de déformations au cours d'un essai de traction uniaxiale monotone montre que ceux-ci diffèrent selon le point d'injection des éprouvettes. En effet, le champ de déformation dans les deux directions du plan est moins symétrique avec l'injection latérale (images de droite de la figure 1-22b et c) qu'avec l'injection longitudinale (images de gauche de la figure 1-22b et c).

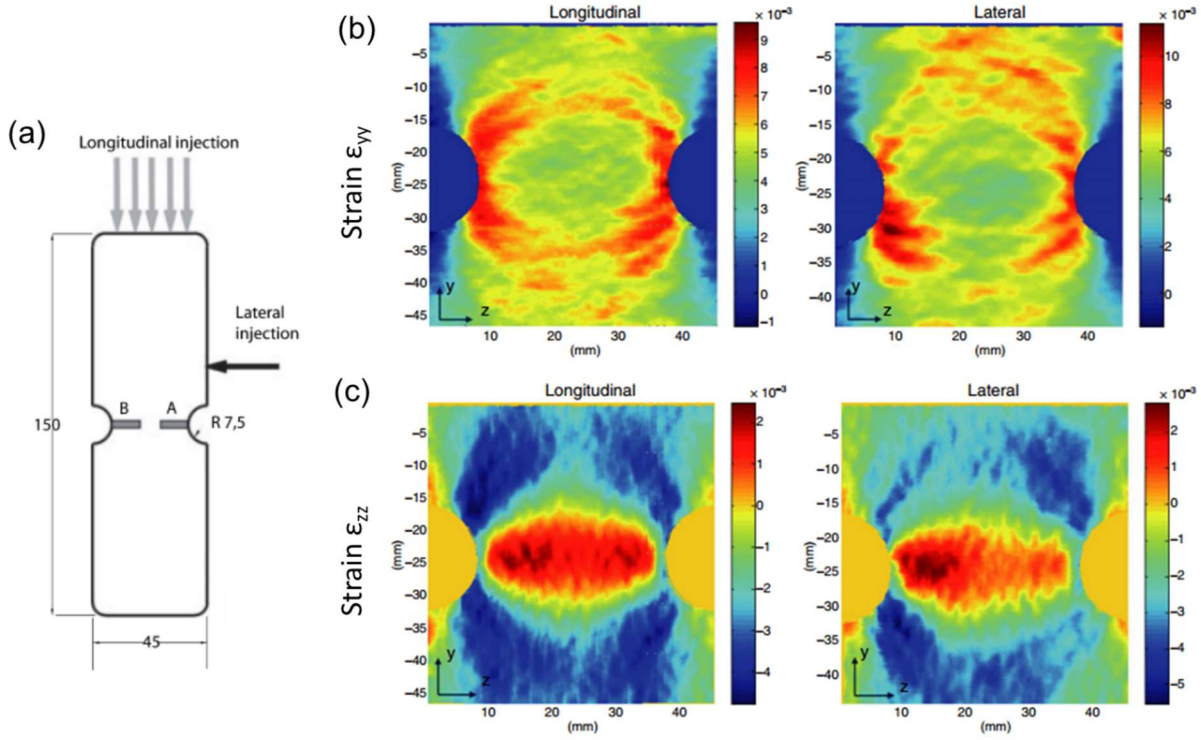


Figure 1-22 : (a) Plan de l'éprouvette entaillée avec les lieux d'injection longitudinal et latéral ; Comparaison des deux types d'injection par l'intermédiaire des champs de déformation obtenus par corrélation d'images au cours d'un essai de traction uniaxiale monotone sur du PA6GF30 à T23RH50 (b) selon l'axe y (vertical) et (c) selon l'axe z (horizontal) [Bern10]

Cette différence se retrouve en fatigue. En effet, sur la figure 1-23, la courbe de Wöhler des éprouvettes longitudinales est située au-dessus de celle des éprouvettes latérales. Selon les auteurs, cette baisse de la résistance en fatigue serait due à la non-symétrie des éprouvettes latérales qui est également observable sur les champs de déformation (images de droite de la figure 1-22b et c).

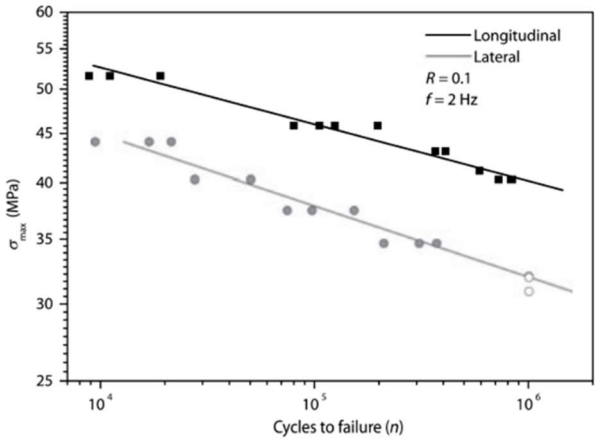


Figure 1-23 : Comparaison des courbes de Wöhler pour des essais de traction uniaxiale sur du PA6GF30 à T23RH50 à R=0.1 et f=2Hz, pour deux lieux d'injection de l'éprouvette [Bern10]

Serrano ([Serr15]) a étudié des éprouvettes en forme de T sous sollicitations de traction et de flexion (cf. Figure 1-18). Elles ont été injectées de deux manières différentes (cf. Figure 1-24b). L'énergie dissipée a été estimée sur les deux faces de l'éprouvette (sur l'endroit et l'envers de la semelle) à partir d'une mesure de température par thermographie infrarouge. Cette mesure locale a permis de tracer l'énergie dissipée relevée au point d'attache de la tige

sur la semelle en fonction de la durée de vie obtenue. Seul le lieu d'injection change, pourtant, pour une même valeur d'énergie dissipée relevée, il est possible d'observer jusqu'à une décade d'écart sur la durée de vie.

De plus, il est notable de constater que pour un même chargement, le lieu d'injection modifie également le lieu de rupture de l'éprouvette, comme le montre la figure 1-25. Ces résultats démontrent la variété possible des pièces injectées avec un simple changement de lieu du seuil d'injection et l'influence notable que cela a sur la durée de vie.

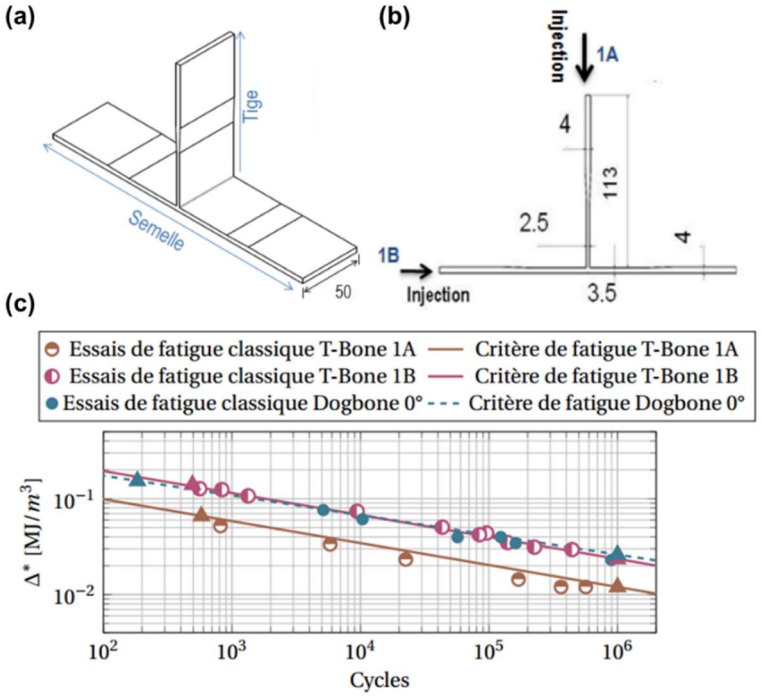


Figure 1-24 : (a) Géométrie des éprouvettes structurelles T-Bone ; (b) Plan en coupe d'une T-Bone avec indication des deux seuils d'injection correspondant aux deux types d'éprouvettes envisagés ; (c) Courbes représentant l'énergie dissipée mesurée par thermographie infrarouge à l'avant de la semelle (côté tige) pour les deux types d'éprouvettes injectées en PA66GF50 à T23RH50 pour les essais de traction présentés figure 1-18 [Serr15]

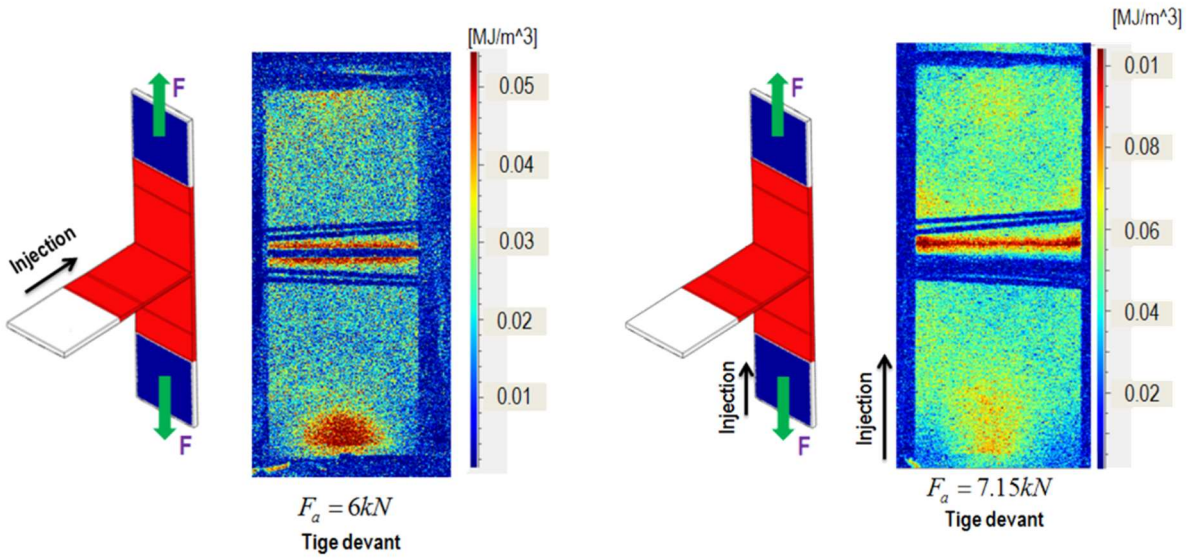


Figure 1-25 : Lieu de rupture en fonction du point d'injection sur des éprouvettes T-Bone en PA66GF50 soumises à un chargement de fatigue en traction (R=0 et f=1Hz) à T23RH50 [Serr15]

2.3 Mécanismes d'endommagement

Les mécanismes d'endommagement des composites renforcés par des fibres de verre courtes peuvent être complexes. Ces matériaux présentent une microstructure très hétérogène, l'endommagement pouvant subvenir à cœur et la fissure pouvant ne pas s'amorcer en surface. Les mécanismes d'endommagement sous chargements monotone et cyclique ont été grandement étudiés par différents moyens d'observation :

- Observations par microscopie ([Hors97, Sato91]) ;
- Observations des faciès obtenus à différents stades de l'essai par cryofracture ([Klim11b]) ;
- Observations par micro-tomographie ([Arif14a, Roll16a]).

Elles ont permis de conclure quant aux endommagements en jeu au cours d'un chargement monotone appliqué sur composite renforcé par des fibres de verre courtes et d'en déduire un scénario conduisant à la rupture. Celui-ci a été déduit des observations sur un PA66GF30 grâce à des essais in-situ à l'ambiante. En traction quasi-statique, le scénario proposé par [Sato91] fait référence (Figure 1-26) :

- Le premier stade est l'initiation de l'endommagement en bout de fibres. En effet, pour augmenter la cohésion à l'interface fibres/matrice, les fibres sont préalablement enrobées par un agent d'ensimage. Lors de l'injection, les fibres sont mélangées avec la matrice et se cassent. Les extrémités de ces fibres cassées sont en contact direct avec la matrice. Cet effet, combiné à la singularité créée par l'extrémité de la fibre, rend logique que la décohésion fibres/matrice débute en extrémité de fibres ;
- Le second stade est l'accroissement de ces défauts le long des fibres et plus précisément à l'interface. La décohésion fibres/matrice ne pourra que s'aggraver ;
- Dans les zones entre deux fibres, la matrice plastifie. Les mécanismes d'endommagement apparaissant dans la matrice sont ceux observés dans le polymère seul, comme de la cavitation par exemple ;
- Les microfissures se propagent en mode ductile ;
- Enfin, la fissure finale se propage dans la matrice de façon brutale. On observe des ruptures fragiles dans ces zones. Sur le faciès de rupture, on peut observer les fibres qui se sont séparées de la matrice. Il est à noter que selon la température, la propagation de la fissure finale peut être ductile.

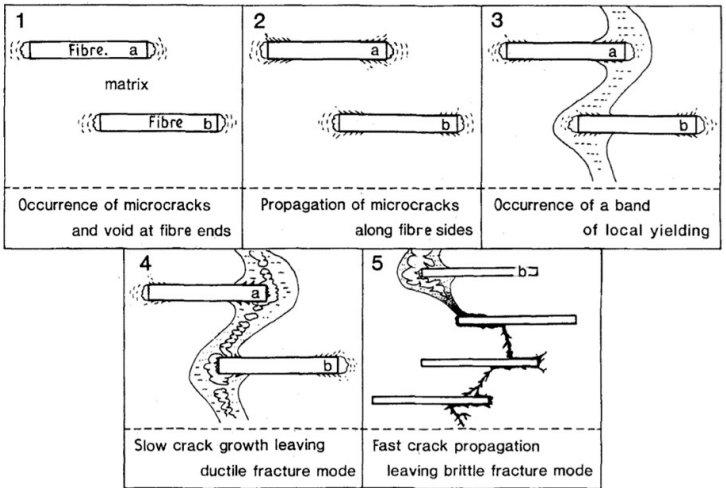


Figure 1-26 : Scénario d'endommagement en traction monotone quasi-statique[Sato91]

Plus récemment, Arif ([Arif14c]) a réalisé des observations in situ d'un essai de flexion 3-points monotone pour différents taux de reprise en eau à l'ambiante. La teneur en eau des éprouvettes est modifiée de sorte à étudier les trois conditionnements suivants :

- Significativement en-dessous de la transition vitreuse ($T\text{-}T_g \approx -40°C$)
- Légèrement au-dessus de la transition vitreuse ($T\text{-}T_g \approx 10°C$)
- Significativement au-dessus de la transition vitreuse ($T\text{-}T_g \approx 40°C$)

Les mécanismes d'endommagement sont globalement les mêmes que ceux caractérisés ci-dessus et les scenarii sont relativement proches pour les trois environnements étudiés, malgré quelques spécificités rapportées pour chaque conditionnement :

- Le premier mécanisme d'endommagement est la décohésion fibres-matrice en bout de fibres et là où les fibres sont proches les unes des autres. Seule l'éprouvette testée en-dessous de sa transition vitreuse présente déjà quelques ruptures de fibres ;
- La décohésion à l'interface fibres/matrice se propage le long des fibres. Dans le cas des conditionnements au-dessus la transition vitreuse, des zones de matrice très déformées apparaissent autour des interfaces endommagées ;
- Puis, des microfissures apparaissent dans la matrice. En-dessous de la transition vitreuse, elles se propagent en mode fragile tandis qu'au-dessus, elles se propagent en mode ductile ;
- Enfin, les microfissures se propagent et coalescent pour mener à la ruine du matériau.

Les mécanismes d'endommagement des composites renforcés par des fibres de verre courtes sont donc les mêmes que le matériau soit humide ou non et sous deux chargements différents (traction et flexion). C'est la décohésion fibres/matrice qui est le phénomène le plus présent dans l'endommagement en fatigue de ces matériaux. De plus, Rolland ([Roll17]) a quantifié les marqueurs d'endommagement au cours d'un essai de traction uniaxiale pour un matériau à différentes teneurs en eau. La caractérisation de ces marqueurs a permis de distinguer les différents types d'endommagement et la coalescence des défauts pour former la fissure fatale qui n'est visible qu'à 90% de la contrainte à rupture, quelles que soient la teneur en eau et l'orientation des éprouvettes, ce qui incite à penser que l'endommagement diffus est prédominant au cours d'un essai monotone.

En fatigue, les mêmes phénomènes d'endommagement apparaissent. Le phénomène principal est la décohésion fibres/matrice ([Arif14a]) et cet endommagement diffus intervient pendant la grande majorité de la durée de vie. L'apparition d'une fissure et, de fait, sa

propagation, interviennent très tard dans la durée de vie, justifiant ainsi une approche en amorçage pour le dimensionnement en fatigue de ces matériaux composites.

Récemment, Rolland ([Roll16b]) a quantifié les phénomènes d'endommagement par mesures in-situ à l'ambiante sur un PA66GF30 en traction-traction à R=0.1. La figure 1-27 montre des images prises en micro-tomographie sur lesquelles sont repérés les marqueurs d'endommagement en rouge et les fibres de verre en bleu. La taille et la forme de ces volumes ont permis de les associer à différents mécanismes d'endommagement et de les quantifier. Sur l'image de gauche, une fibre est rompue. Selon Rolland, ce phénomène apparaît plus souvent en fatigue qu'en quasi-statique. De plus, comme le montre l'image du milieu, la décohésion fibres/matrice ne débute pas systématiquement en extrémité de fibres. Enfin, l'image de droite met en exergue l'endommagement de la matrice. On notera toutefois que pour un même volume étudié, la micro-cavitation est faiblement présente. C'est principalement la coalescence des défauts dus à la décohésion fibres/matrice et la propagation de fissure dans la matrice qui engendrent la rupture.

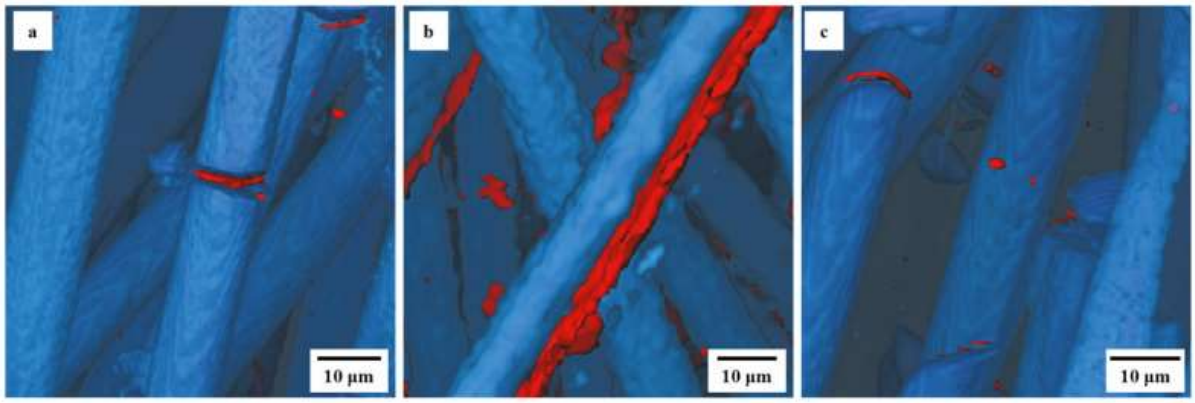


Figure 1-27 : Observations par micro-tomographie des différents endommagements intervenant au cours d'un essai de fatigue à 95% de la durée de vie estimée : (a) Rupture de fibres ; (b) Décohésion fibres/matrice ; (c) Micro-cavitation. Les mesures sont réalisées sur des éprouvettes en PA66GF30 à T23RH50 et pour un chargement de traction-traction à R=0.1 et f=0.3Hz [Roll16b]

La réponse en fatigue des composites renforcés de fibres de verre courtes a été caractérisée dans la littérature vis-à-vis de différents paramètres tels que la multiaxialité, la fréquence de chargement et la contrainte moyenne appliquée dans le cas d'un chargement sinusoïdal à amplitude constante. Ces paramètres influencent tous fortement la durée de vie en fatigue quelles que soient les conditions environnementales et devront être pris en compte dans les modèles de comportement qui seront utilisés dans ce travail de thèse. Les mécanismes d'endommagement intervenant dans la ruine du matériau par fatigue ont également été caractérisés et c'est la décohésion fibres/matrice qui est celui le plus présent. Enfin, il a été prouvé que la microstructure du matériau n'est pas parfaitement maîtrisée expérimentalement dans des pièces moins simples que des plaques. Ceci met en avant la difficulté qu'il y aura dans un modèle numérique à prédire ces microstructures, nécessitant peut-être pour le moment une approche se basant sur des observations expérimentales pour la description de la microstructure du composite.

3 Méthodes de prédiction de durée de vie en fatigue

Plusieurs familles de méthodes de prédiction de la durée de vie en fatigue existent. Certaines d'entre elles déterminent l'endommagement du matériau à chaque cycle. La valeur de cet endommagement cumulé déterminera si la ruine du matériau est intervenue ou non. Ces méthodes sont très efficaces et peuvent être utilisées en particulier lorsque le chargement est variable ou lorsque l'historique de chargement a une grande importance. Elles peuvent cependant rapidement devenir coûteuses en temps et en termes de calcul en général ([Desp15a, Dogh10, Krai14, Nour09]).

D'autre part, les méthodes par critère de fatigue relient une grandeur pertinente (FIP) relative à un état stabilisé à la durée de vie de la pièce. Cela signifie que cet état stabilisé, pendant lequel le FIP n'évolue plus, doit représenter la majorité de la durée de vie de la pièce. Cet état peut être atteint expérimentalement en quelques cycles et donc simulé de la même manière. Ainsi, les méthodes par critère de fatigue sont souvent beaucoup plus rapides que les méthodes incrémentales. C'est ce type de méthode qui sera retenu dans la suite de la thèse. La suite de ce paragraphe commence par la présentation des différents modèles permettant de déterminer le FIP, puis il détaille quelques formes de critères à base de FIP variés.

3.1 Modèles de comportement en fatigue pour le calcul du FIP

Les deux grandes familles d'approches pour prédire la durée de vie en fatigue d'un matériau passent par la modélisation de la loi de comportement de celui-ci que ce soit pour décrire le cumul d'endommagement en cours d'essai ou évaluer le FIP en entrée d'un critère de fatigue. Certaines modélisations formulent directement la loi de comportement du composite à l'échelle macroscopique à partir de tests expérimentaux réalisés sur celui-ci : ce sont les approches dites phénoménologiques. D'autres construisent la loi de comportement du composite en passant par les lois de comportement de la matrice et des fibres : ce sont les approches par homogénéisation.

3.1.1 Approches phénoménologiques

Les approches phénoménologiques se basent sur des tests expérimentaux réalisés sur le composite complet. L'objectif est de décrire la loi de comportement du composite du mieux possible afin de déterminer le FIP sur un état stabilisé. Il est à noter que l'état strictement stabilisé n'existe pas pour les composites à matrice thermoplastique. Notamment, l'effet de Rochet est très présent. La déformation moyenne n'est donc jamais complètement constante. Dans la suite, l'était dit « stabilisé » correspond à un état où le FIP est stabilisé.

Dans le cas des matériaux composites à matrice polymère, la loi matricielle peut être viscoélastique viscoplastique ([Droz03, Laun11]). Ce type de loi a été développé en laboratoire mais n'est pas encore utilisé à l'échelle industrielle. Pour être identifié, il nécessite de nombreux tests à chargements variés, des essais de traction monotone à des essais de fluage-recouvrance cyclique par exemple. Launay ([Laun11, Laun13b]) propose une loi ayant pour objectif de reproduire correctement les aires de la boucle d'hystérèse pour des essais de traction uniaxiaux ainsi que l'évolution de la déformation résiduelle en fin de cycle. Cette loi est composée de

plusieurs modules : élastique, viscoélastique aux temps longs, viscoélastique aux temps courts et viscoplastique (cf. Figure 1-28). De plus, ce modèle macroscopique prend en compte la dépendance des coefficients élastiques et viscoplastiques à l'orientation des fibres.

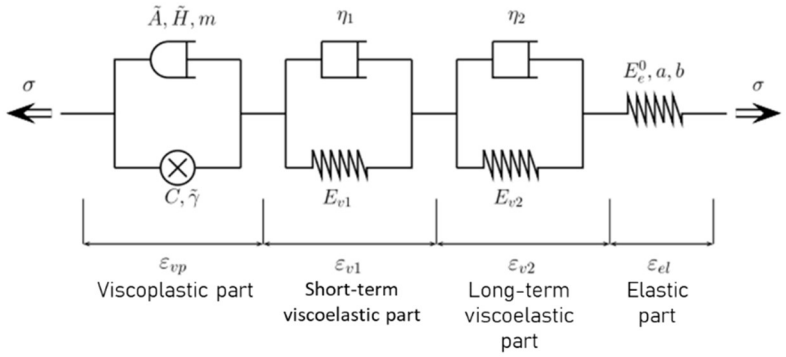


Figure 1-28 : Schéma rhéologique de la loi de comportement proposée par Launay pour un PA66GF35 [Laun11]

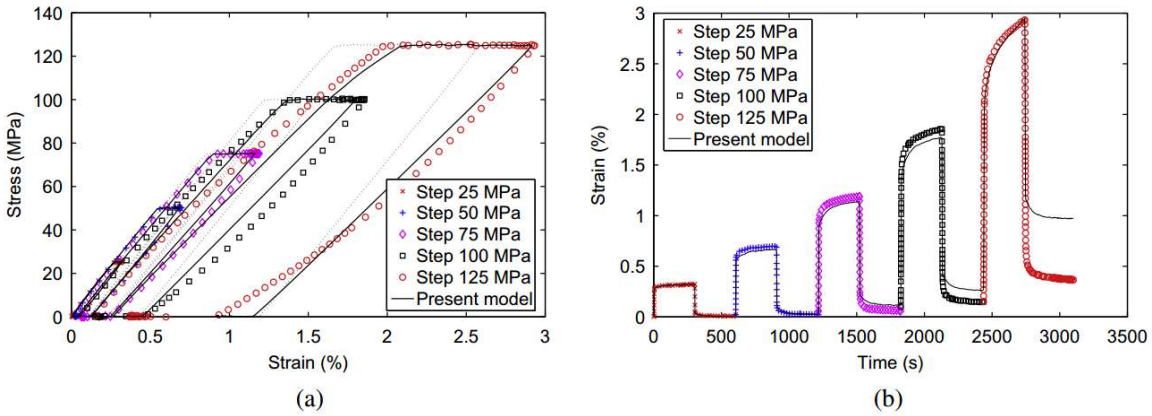


Figure 1-29 : Validation du modèle de Launay sur des essais à amplitude de contrainte variable à T23RH50 sur du PA66GF35 [Laun11]

Dans le cas de la loi proposée par Launay, les essais de relaxation et de recouvrance sont correctement modélisés. L'amplitude de déformation sous chargement cyclique piloté en force est également correctement reproduite. Cependant, la déformation résiduelle après cyclage est légèrement surestimée. Ceci semble se retrouver dans la prédiction du comportement cyclique des polymères purs, voir par exemple [Cola05, Remo05]. Cette loi a été vérifiée sur des essais de fatigue en traction uniaxiale pour différentes orientations de prélèvement des éprouvettes ([Laun13b]) et semble correctement prédire l'anisotropie du matériau. Cependant, les tests n'ont été effectués qu'en traction uniaxiale et n'apportent pas de garantie sur la qualité de prédiction sous chargements de fatigue multiaxiaux.

3.1.2 Approches par homogénéisation

Les approches par homogénéisation se basent sur la description des comportements de chaque constituant du composite et sur une représentation plus ou moins explicite, donc précise, de sa microstructure. A partir du comportement des constituants, l'objectif est de déterminer un

matériau homogène équivalent au matériau hétérogène initial. Deux familles de méthodes d'homogénéisation existent et vont être succinctement présentées ici.

Les méthodes en champs complets permettent de d'estimer la réponse macroscopique, homogénéisée, du matériau à un chargement, et simultanément les champs locaux en tout point d'un Volume Elémentaire Représentatif (VER) ([Hors98, Ioan14, Köbl18]), y compris à l'intérieur des constituants. Généralement, elles s'appuient sur une représentation quasi-explicite de la morphologie obtenue numériquement à partir d'images de la microstructure réelle. Les calculs s'effectuent notamment par la méthode des éléments-finis, l'étape de maillage de la microstructure étant particulièrement délicate. Ces méthodes sont particulièrement puissantes mais nécessitent une très grande capacité de calcul et de stockage, surtout lorsqu'il s'agit de chargements cycliques et ce, d'autant plus que le nombre d'éléments augmente.

D'autres méthodes moins gourmandes en capacité et temps de calcul existent : ce sont les méthodes en champs moyens. Elles fournissent la réponse homogénéisée mais il n'est plus possible d'obtenir les champs mécaniques locaux en tout point du matériau. En effet, seule la moyenne par phase de chaque champ (ou au mieux, l'écart-type de ce champ sur la phase) pourra être obtenue à la fin du calcul en plus de la réponse macroscopique du matériau.

Les méthodes d'homogénéisation, quelle que soit leur nature, permettent de résoudre un problème de structure sur un Volume Elémentaire Représentatif (VER). Le principe général de ces méthodes d'homogénéisation peut se résumer en trois grandes étapes :

- Il est d'abord question de représenter la microstructure du matériau dans le VER (fraction volumique des constituants, taille et morphologie des inclusions…). Cette étape est quasi-explicite pour les approches en champs complets alors qu'elle est partielle dans le cas des approches en champs moyens. Dans ces dernières, en effet, seuls certains paramètres caractéristiques sont pris en compte.
- Puis, il faut poser le problème de structure à l'échelle du VER. Il est constitué des lois de comportement des constituants, des équations d'équilibre, de compatibilité cinématique, des relations moyennes et des conditions aux limites. Or, ces dernières peuvent être choisies de différentes manières. Les conditions aux limites les plus efficaces et les plus courantes sont qualifiées de cinématiques périodiques. Elles reviennent à supposer que le matériau est un milieu périodique dont la cellule de base est le VER étudié. Pour un milieu désordonné, ces conditions limites sont adaptées lorsque la condition de séparation des échelles est satisfaite, c'est-à-dire que la taille des hétérogénéités considérées est petite devant la taille du VER et que celle-ci est très petite devant la longueur caractéristique de l'échantillon/structure étudié. Dans le cas des méthodes en champs moyens, cette condition est supposée vérifiée. Ainsi, le problème de structure est bien posé ;
- Enfin, il faut résoudre le problème de structure qui vient d'être établi puis récupérer les grandeurs macroscopiques, homogénéisées, par moyenne spatiale volumique des champs locaux.

Les méthodes en champs moyens se distinguent par l'étape de représentation c'est-à-dire par le nombre de paramètres morphologiques pris en compte (seules les fractions volumiques des phases pour les plus simples, avec en plus la répartition spatiale et la morphologie des phases pour les plus élaborées…), mais aussi par le degré d'approximation introduit pour résoudre le problème local. Ce dernier étant résolu par éléments finis à partir d'une représentation quasi-explicite de la microstructure dans le cas des approches en champs complets, on comprend pourquoi cette deuxième catégorie fournit des résultats de référence (à comportement local fixé) pour qualifier celles en champs moyens.

Pour utiliser une méthode d'homogénéisation, quelle qu'elle soit, il est nécessaire de modéliser le comportement de chaque constituant. Dans le cas des composites renforcés de fibres de verre courtes, ces dernières sont généralement considérées dans la littérature comme étant élastiques linéaires et isotropes. La matrice en revanche, du fait de la complexité du comportement des polymères qui la composent peut être modélisée de différentes manières. La loi de comportement peut être choisie viscoélastique linéaire ([Desp15b, Fouc19]) ou viscoélastique-viscoplastique ([Krai16, Ncir15]) par exemple. Seul le cas de la viscoélasticité linéaire sera développé ici. Dans ce cas, le problème hétérogène viscoélastique est transformé en un problème thermoélastique auxiliaire grâce au principe de correspondance en utilisant la transformée de Laplace-Carson. Le problème auxiliaire peut alors être résolu dans l'espace de Laplace par un schéma d'homogénéisation linéaire adapté à la microstructure. C'est souvent l'estimation de Mori-Tanaka qui est utilisée ([Desp15b, Desr01, Léve04]). Le retour dans l'espace-temps réel est réalisé par la méthode des collocations ([Scha62]).

3.2 Critères de fatigue

Les méthodes par critère proposent un lien direct entre le Fatigue Indicator Parameter (FIP), déterminé à partir des champs mécaniques au sein de l'échantillon/structure étudié et la durée de vie en fatigue de ce dernier. Dans le cadre des méthodes par critère, l'état du composite est supposé constant tout au long de la durée de vie. Dès lors qu'une fissure apparaît, cette hypothèse ne peut plus être considérée comme vraie. Ainsi, la durée de vie prédite par les critères de fatigue correspond à la durée de vie en amorçage. Les mécanismes d'endommagement mis en jeu dans les composites à matrice thermoplastique renforcés par des fibres de verre courtes sont particulièrement diffus ([Roll17]). La propagation de la fissure finale est très tardive (voir paragraphe 2.3). Ainsi, dans le cas de ces matériaux, la durée de vie en amorçage peut être assimilée à la durée de vie à rupture.

Le FIP employé peut être de différentes natures comme par exemple une combinaison de contraintes, de déformations ou des deux comme une énergie. Il peut également être calculé sur le composite homogénéisé ou sur la matrice. Ce sont notamment ces trois types de FIP qui seront étudiés dans ce paragraphe avec, pour chacun d'entre eux, différentes combinaisons des composantes des champs mécaniques.

3.2.1 Critères en contrainte

3.2.1.1 Critère en contrainte principale maximale

De nombreux critères ont été étudiés, notamment en utilisant un FIP dépendant directement de la contrainte et en le reliant sous la forme d'une loi puissance au nombre de cycles à rupture. Le plus facile d'utilisation est certainement le critère en contrainte principale maximale. Comme le montrent par exemple les travaux de [Klim11a], ce critère permet de prédire raisonnablement les durées de vie pour un chargement de traction appliqué sur différentes orientations mais lorsque le chargement global devient multiaxial, les résultats s'éloignent franchement de la prédiction parfaite (cf. Figure 1-30a). Cela était prévisible car la contrainte principale maximale ne prend pas en compte toutes les composantes du tenseur des contraintes (Equation (1-3)).

$$FIP_{princ} = \sigma_{a,1,princ} = \sigma_f N^{-\frac{1}{m}} \quad (1\text{-}3)$$

Où $\sigma_{a,1,princ}$ est l'amplitude de contrainte principale
N est la durée de vie
σ_f et m sont des constantes à évaluer expérimentalement

3.2.1.2 Critère en contrainte équivalente de Von Mises

Afin de pallier le problème précédent, un FIP considérant toutes les composantes du tenseur des contraintes (Equation (1-4)) peut être utilisé, en l'occurrence la contrainte équivalente de von Mises. Comme attendu, ce critère, employé par Klimkeit ([Klim11a]) donne de meilleurs résultats pour les chargements multiaxiaux (cf. Figure 1-30b). Il est à noter que le calcul des FIP précédents est réalisé par post-traitement des champs mécaniques simulés en tenant compte de l'orientation des fibres au sein des échantillons étudiés.

$$FIP_{VM} = \sigma_{VM} = \sigma_f N^{-\frac{1}{m}} \quad (1\text{-}4)$$

Où σ_{VM} est la contrainte équivalente de von Mises
N est la durée de vie
σ_f et m sont des constantes à évaluer expérimentalement

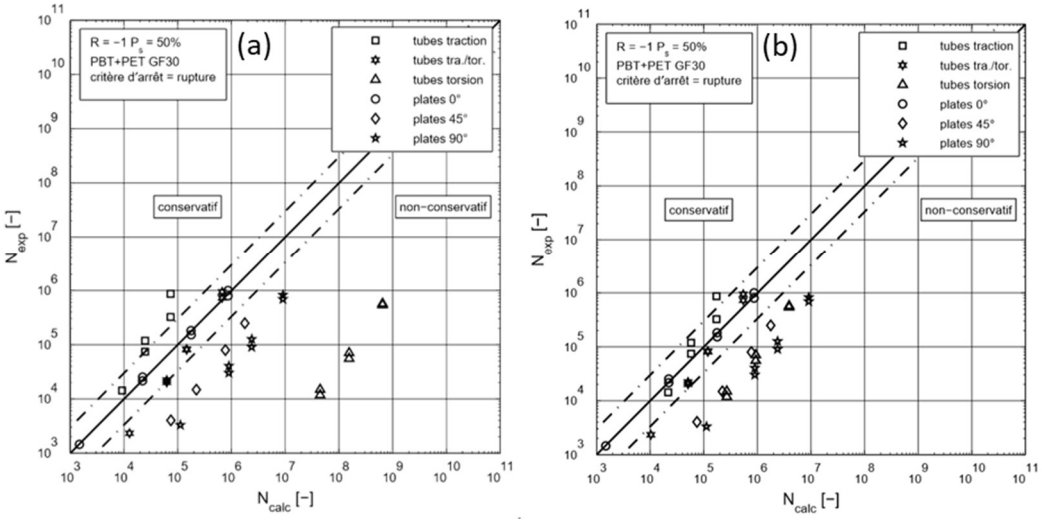


Figure 1-30 : Prédiction de durée de vie pour différents chargements sur du PBT+PET GF30 à T23RH50 avec le critère (a) en contrainte principale et (b) en contrainte de von Mises [Klim09] Les deux FIP utilisés sont calculés localement à partir des contraintes macroscopiques locales

3.2.1.3 Critère de Tsaï-Hill modifié

Pour les matériaux anisotropes, le critère de Tsaï-Hill est classiquement défini par l'équation (1-5). Dans le cadre des contraintes planes, pour un matériau isotrope transverse, il peut alors s'écrire comme dans l'équation (1-6).

$$\underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{\boldsymbol{M}}} : \underline{\underline{\sigma}} = 1 \tag{1-5}$$

Où $\underline{\underline{\sigma}}$ est le tenseur des contraintes

$\underline{\underline{\boldsymbol{M}}}$ est un tenseur matériau d'ordre 4 défini par 6 constantes matériau

$$\left(\frac{\sigma_{11}}{\sigma_{longi}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{22}}{\sigma_{transv}}\right)^2 - \frac{\sigma_{11}\sigma_{22}}{\sigma_{longi}^2} + 2\left(\frac{\sigma_{12}}{\tau_{longi}}\right)^2 = 1 \tag{1-6}$$

Où σ_{11}, σ_{22} et σ_{12} sont les composantes du tenseur des contraintes

σ_{longi}, σ_{transv} et τ_{longi} sont des constantes matériau définies à partir des composantes de $\underline{\underline{\boldsymbol{M}}}$

En généralisant ce critère pour la prédiction de durée de vie en fatigue, les trois paramètres matériau homogènes à des contraintes sont alors reliés à la durée de vie par une équation de Basquin. L'équation (1-6) peut alors s'écrire comme suit ([Bern07, Demo10b]) :

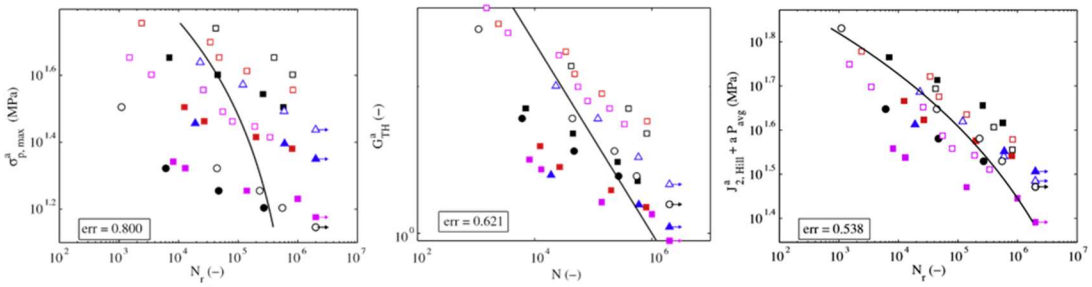
$$\left(\frac{\sigma_{11}}{S_l^0 N_r^{-1/\beta_l}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{22}}{S_t^0 N_r^{-1/\beta_t}}\right)^2 - \frac{\sigma_{11}\sigma_{22}}{\left(S_l^0 N_r^{-1/\beta_l}\right)^2} + 2\left(\frac{\sigma_{12}}{T_l^0 N_r^{-1/\beta_T}}\right)^2 = 1 \tag{1-7}$$

Où σ_{11}, σ_{22} et σ_{12} sont les composantes du tenseur des contraintes

S_l^0, S_t^0, T_l^0, β_l, β_t et β_T sont des constantes matériau à identifier

Enfin, pour prendre en compte l'anisotropie du matériau directement dans la formulation du critère, le $\underline{\underline{\boldsymbol{M}}}$ est décrit en fonction du tenseur d'orientation local dans le repère des fibres et des constantes matériau définies ci-dessus ([Laun13c]). Ainsi, il reste 6 constantes à identifier, qui peuvent se réduire à 4 si l'on suppose que les pentes des courbes de Basquin sont les mêmes pour toutes les orientations des fibres. Ce critère donne de bons résultats, autant pour différentes orientations que pour des chargements multiaxiaux, car il prend non seulement en compte toutes les composantes du tenseur des contraintes mais aussi l'orientation des fibres dans le composite. Cependant, il est difficile à mettre en place car il faut identifier 6 paramètres matériau, et ce pour chaque rapport de charge. En effet, ce critère ne corrige pas bien les variations de contrainte moyenne (cf. Figure 1-31b).

Specimen		Tubular			Dogbone	
Short denomination		Tr	To	2Tr ∝ To	Tr∥	Tr⊥
Parameters	λ_1	0.22		0.22	0	∞
	λ_2	0	∞	1/2	0	0
	δ			0°		
Klimkeit et al.	$R = 0.1$	■	●	▲	■	■
RH50, 23 °C	$R = -1$	□	○	△	□	□



(a) Critère en contrainte principale (b) Critère de Tsaï-Hill modifié (c) Critère de Sines

Figure 1-31 : Comparaison des résultats avec un critère (a) en contrainte principale, (b) de Tsaï-Hill modifié et (c) de Sines pour différents chargements sur du PA66GF35 à T23RH50 [Laun13c]. La base de données expérimentale est issue des travaux de Klimkeit ([Klim11a]) pour un PA66GF35 à T23RH50. Les FIP en entrée des trois critères sont calculés à partir du tenseur des contraintes macroscopique calculé sur le 20ème cycle simulé. Seul un volume représentatif de la partie utile est simulé.

3.2.1.4 Critère en plan critique

Toujours dans l'objectif de prendre en compte l'anisotropie du matériau dans le critère de fatigue, les critères en plan critique, largement connus et appliqués sur des matériaux métalliques (voir par exemple [Carp01, Ronc19, Vant18]) ont été quelques fois utilisés sur des matériaux composites. Ces critères ont pour objectif de déterminer le plan dans lequel l'endommagement est le plus élevé.

Pour ce faire, l'endommagement doit être calculé dans chaque plan. Gaier ([Gaie10]) applique ce type de méthode sur un PA6GF40, qu'il considère orthotrope. Il calcule alors les paramètres matériau du composite à partir de leurs valeurs dans les directions longitudinale et transverse. Notamment, la limite en fatigue est considérée comme étant l'amplitude de contrainte associée à une durée de vie de 10^7 cycles. Ces paramètres matériau sont interpolés dans toutes les directions de l'espace à partir des directions longitudinale et transverse du composite. Ainsi, l'endommagement, considéré comme le rapport entre l'amplitude de contrainte appliquée et la limite de fatigue peut être calculé dans toutes les directions de l'espace. Le plan, défini par sa normale, dans lequel l'endommagement est le plus élevé est considéré comme le plan critique.

Cette méthode est appliquée à une poulie. La structure est simulée par éléments finis et les orientations de fibres dans le matériau sont déduites d'une simulation d'écoulement. Comme le montre la figure 1-32, la simulation éléments finis a nécessité environ 1.5 millions d'éléments. Le calcul du plan critique doit être effectué en chaque point de la structure, ce qui peut s'avérer particulièrement coûteux. Cependant, d'après les auteurs, l'endommagement obtenu par simulation est assez satisfaisant car le point d'apparition de la fissure est correctement prédit ainsi que la durée de vie absolue qui apparaît dans la dispersion des résultats expérimentaux.

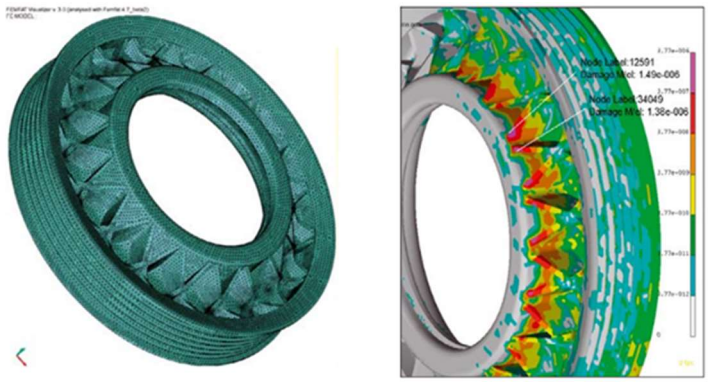


Figure 1-32 : Maillage sur une poulie et distribution du dommage en fatigue simulé par FEMFAT suite à un calcul éléments finis sur une structure de poulie en PA6GF40 [Gaie10]

3.2.1.5 Autre critère en contrainte

D'autres critères ont été adaptés à partir de la littérature sur les matériaux métalliques. Par exemple, le critère et de Sines (Equation (1-8)), initialement développé pour estimer la limite d'endurance en fatigue multiaxiale, a été modifié pour faire le lien avec la durée de vie en fatigue ([Laun13c]). Ce critère permet de prédire des durées de vie dans des environnements différents et sous des chargements multiaxiaux à partir d'une combinaison des premier et second invariants du tenseur des contraintes, mais ne prédisent pas correctement les effets d'anisotropie du matériau (cf. Figure 1-31c).

$$FIP_{Sines} = \sigma_{eq,Sines} = J_2^a(\sigma) + \alpha P_{moy} \quad (1\text{-}8)$$

Où $\sigma_{eq,Sines}$ est la contrainte équivalente de Sines
$J_2^a(\sigma)$ est l'amplitude du deuxième invariant du déviateur des contraintes
P_{moy} est la contrainte hydrostatique moyenne sur un cycle

3.2.2 Critères énergétiques

3.2.2.1 Critère en énergie dissipée

Malgré les différentes façons de combiner les composantes du tenseur des contraintes présentés ci-avant, ces critères ne permettent pas de prendre efficacement en compte la multiaxialité du chargement ni celle induite par la microstructure du matériau. Dans le cadre de la fatigue à faible nombre de cycles, Morrow a proposé un critère pour les matériaux métalliques, basé sur un autre type de grandeur équivalente découlant des champs mécaniques : l'énergie dissipée ([Morr65]). Ce critère lie l'énergie dissipée par mécanismes inélastiques sur un cycle en régime stabilisé et la durée de vie sous la forme d'une loi puissance (Equation (1-9)).

$$\Delta W_{diss} N_r^b = C \quad (1\text{-}9)$$

Où ΔW_{diss} est l'énergie dissipée par les mécanismes anélastiques sur un cycle stabilisé
N_r est la durée de vie à rupture
C et b sont des constantes à déterminer

Launay ([Laun13c]) reprend ce critère et calcule l'énergie dissipée pour un composite renforcé de fibres de verre courtes décrit par une loi de comportement viscoélastique-viscoplastique. L'énergie élastique étant réversible, il est selon lui possible d'écrire l'énergie dissipée proposée par Morrow comme suit :

$$\Delta W_{diss} \overset{(1)}{=} \int_{cycle} \underline{\underline{\sigma}}(t) : \underline{\underline{\dot{\epsilon}}}_{in}(t) dt \overset{(2)}{=} \int_{cycle} \underline{\underline{\sigma}} : d\underline{\underline{\epsilon}} \qquad (1\text{-}10)$$

Où ΔW_{diss} est l'énergie dissipée par les mécanismes anélastiques sur un cycle stabilisé

$\underline{\underline{\dot{\epsilon}}}_{in}$ est la somme des incréments de la déformation viscoélastique-viscoplastique

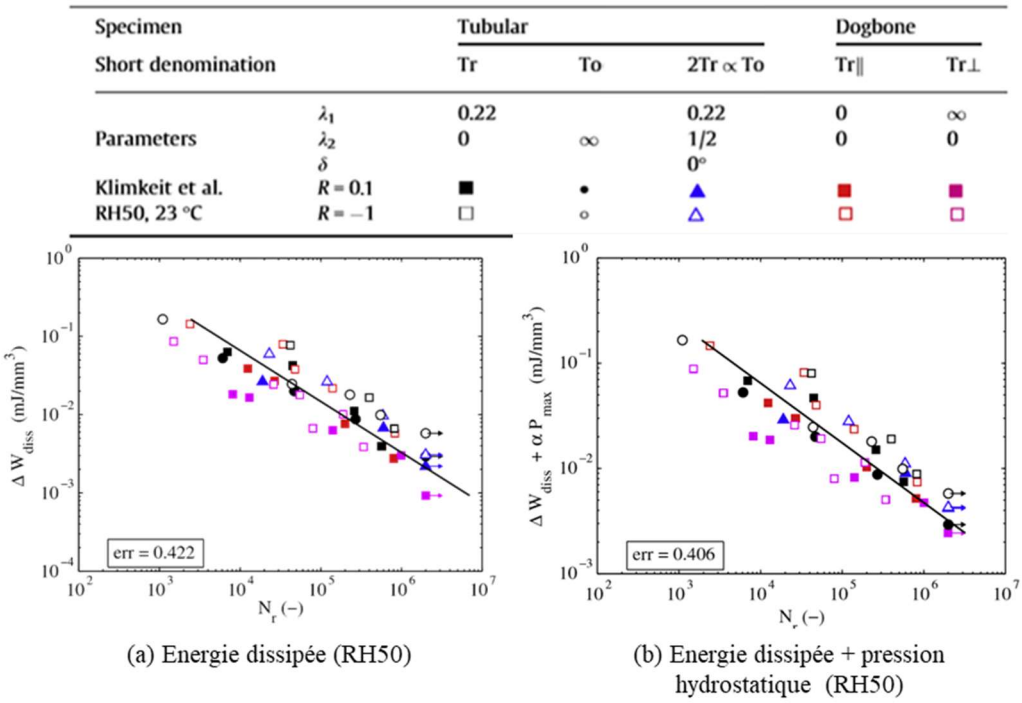
Dans le travail de Morrow, $\underline{\underline{\dot{\epsilon}}}_{in}$ représente l'incrément de déformation plastique mais, en réalité, cela regroupe tous les phénomènes de déformations non élastiques. Dans le cas des plastiques renforcés par des fibres de vers courtes, $\underline{\underline{\dot{\epsilon}}}_{in}$ correspond à la somme des incréments de déformations viscoélastiques et viscoplastiques. Dans le cas uniaxial, l'énergie dissipée calculée selon l'équation $(1\text{-}10)_2$ correspond à l'aire de la boucle d'hystérèse ([Laun13c]). De manière générale, calculer l'énergie dissipée selon l'équation $(1\text{-}10)_2$ consiste à l'assimiler à l'énergie reçue mécaniquement, ce qui revient à négliger l'énergie stockée par le matériau. Le critère en énergie dissipée proposé par Morrow a été largement repris dans des travaux plus récents, voir par exemple [Jego13, Marc14, Serr13]. Ce critère regroupe les essais réalisés sur chargements multiaxiaux avec les essais de traction-compression réalisés (voir Figure 1-33). Toutefois, les symboles évidés représentant les essais à rapport de charge R = -1 sont plus éloignés de la ligne moyenne que les autres. L'influence de la contrainte moyenne n'est pas correctement prise en compte.

3.2.2.2 Critère en énergie dissipée et pression hydrostatique

Dans l'idée de mieux prendre en compte l'effet du rapport de charge, Amiable ([Amia06]) propose de rajouter la pression hydrostatique maximale atteinte au cours d'un cycle stabilisé dans la formulation du critère (Equation (1-11)). Les résultats s'améliorent légèrement mais dans le cas d'un composite à RH50, l'amélioration n'est pas particulièrement marquée (Figure 1-33-b). La pression hydrostatique ne suffit pas à corriger l'influence de la contrainte moyenne.

$$(\Delta W_{diss} + \alpha P_{max}) N_r^b = C \qquad (1\text{-}11)$$

Où ΔW_{diss} est l'énergie dissipée par les mécanismes anélastiques sur un cycle stabilisé
P_{max} est la pression hydrostatique maximale atteinte sur un cycle
N_r est la durée de vie à rupture
C, b et α sont des constantes à déterminer



(a) Energie dissipée (RH50)

(b) Energie dissipée + pression hydrostatique (RH50)

Figure 1-33 : Comparaison des résultats avec un critère en énergie dissipée et un critère en énergie dissipée combinée à la pression hydrostatique [Laun13c]. La base de données expérimentale est issue des travaux ([Klim11a]) pour un PA66GF35 à T23RH50. Les FIP en entrée des deux critères sont calculés à partir des tenseurs des contraintes et des déformations macroscopiques calculés sur le 20ème cycle simulé. Seul un volume représentatif de la partie utile est simulé.

3.2.2.3 Critère en énergie anélastique

Le critère en énergie dissipée a été modifié pour prendre en compte les phénomènes viscoélastiques et viscoplastiques d'une manière non égale (Equation (1-12) extraite de [Laun13c]). L'énergie dissipée a été divisée en trois composantes : celle viscoélastique, celle viscoplastique et celle d'adoucissement. Cette dernière est négligeable dans le critère car le cycle d'étude est considéré comme étant stabilisé. Il ne reste alors que les composantes visqueuses.

$$\left(\Delta W_{vp} + \alpha \Delta W_{ve}\right) N_r^b = C \qquad (1\text{-}12)$$

Où ΔW_{vp} est l'énergie dissipée par les phénomènes de viscoplasticité
ΔW_{ve} est l'énergie dissipée par les phénomènes de viscoélasticité
N_r est la durée de vie à rupture
C, b et α sont des constantes à déterminer

Dans le cas où α vaut 0, seuls les mécanismes de viscoplasticité sont pris en compte. Dans le cas où α vaut 1, le critère redevient celui proposé par Morrow.

Ceci permet d'améliorer légèrement les résultats obtenus avec le critère en énergie dissipée (cf. Figure 1-34). Les valeurs obtenues pour α sont de 0.120 pour un matériau à RH50 et de 52.6 pour un matériau Dry As Moulded (DAM). α est très élevé pour le matériau DAM. Cela signifierait que les phénomènes de viscoélasticité sont de bons indicateurs pour la fatigue du PA66GF35 DAM. A l'inverse, α est faible pour le matériau à RH50. Ce sont donc les phénomènes de viscoplasticité qui sont plus représentatifs de la fatigue du PA66GF35 à RH50. Cependant, pour pouvoir utiliser ce critère, la loi de comportement doit permettre d'accéder

aux termes viscoélastiques et viscoplastiques de l'énergie dissipée. La difficulté est que celle-ci est construite à partir du lien entre contraintes et déformations et n'est pas développée à partir des partitions énergétiques. Il est donc nécessaire d'avoir une loi de comportement décrivant parfaitement ces phénomènes, ce qui la rend très difficile à identifier.

Specimen		Tubular							Dogbone	
Short denomination		Tr	To	Tr ∝ To	Tr⊄To	2Tr ∝ To	3Tr ∝ To	3Tr⊄To	Tr∥	Tr⊥
Parameters	λ_1	0.22		0.22	0.22	0.22	0.22	0.22	0	∞
	λ_2	0	∞	1	1	1/2	1/3	1/3	0	0
	δ			0°	90°	0°	0°	90°		
De Monte et al.	$R = 0.1$	■	•	▶	◀		▲	▼		
DAM, 23 °C	$R = -1$	□	○	▷	◁		△	▽		
Klimkeit et al.	$R = 0$	■	•			▲			■	■
RH50, 23 °C	$R = -1$	□	○			△			□	□

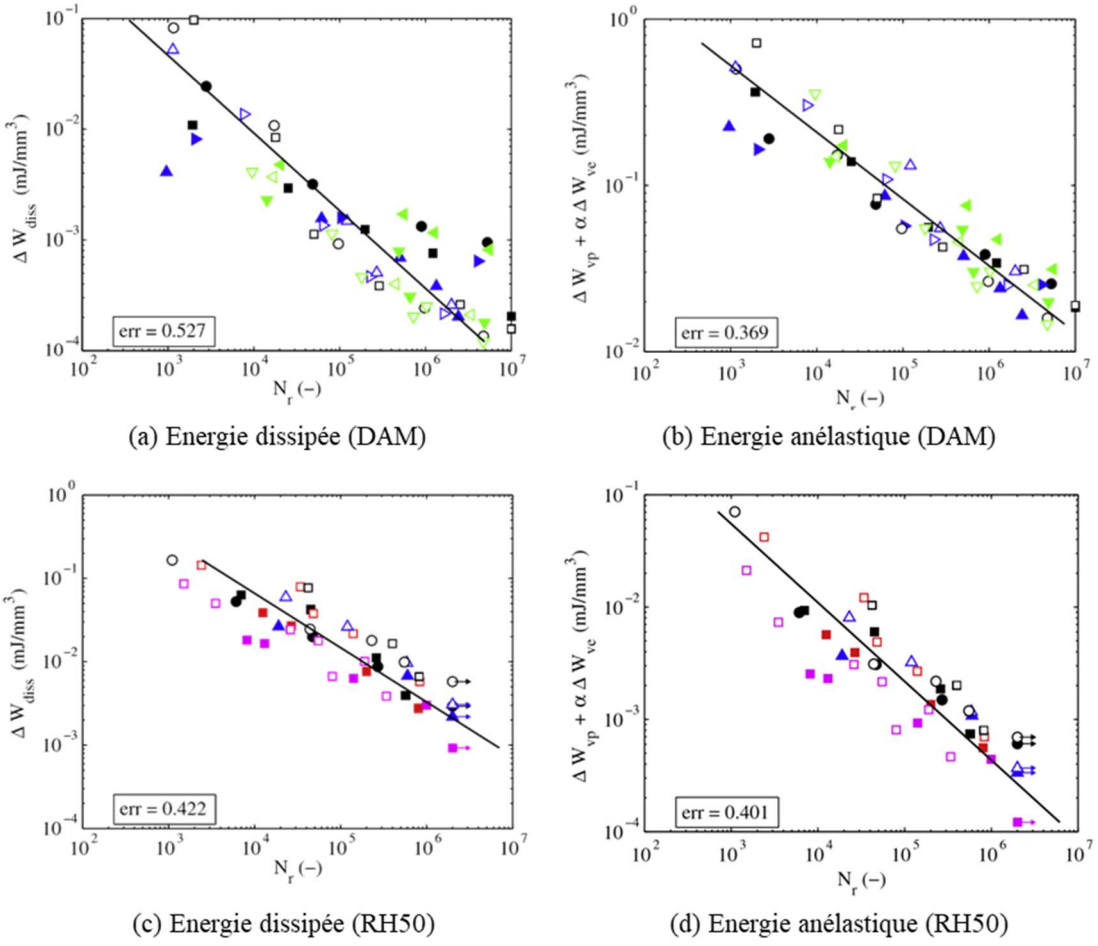


Figure 1-34 : Résultats avec des critères en énergie dissipée et en énergie anélastique sur les bases de données de Klimkeit (RH50) et de De Monte (DAM) [Laun13c] Les FIP en entrée des deux critères sont calculés à partir des tenseurs des contraintes et des déformations macroscopiques calculés sur le 20ème cycle simulé. Seul un volume représentatif de la partie utile est simulé.

3.2.2.4 Critère en énergie élastique

Dans ses travaux sur les matériaux métalliques en fatigue à faible nombre de cycles ([Elly85]), Ellyin considère que l'énergie de déformation totale peut être considérée comme une

grandeur représentative de l'endommagement en fatigue et propose une relation en loi puissance entre cette énergie et le nombre de cycles à rupture, exposée dans l'équation (1-13).

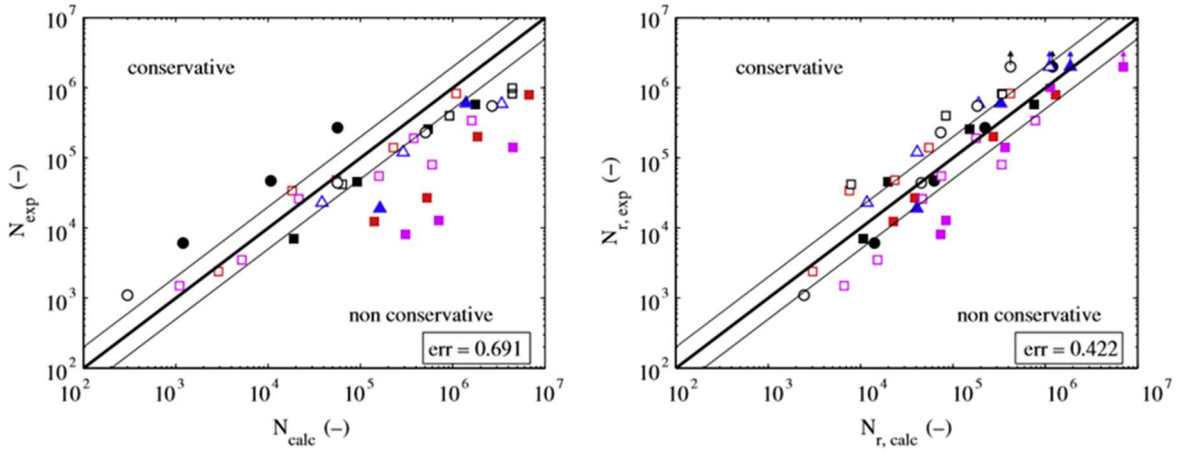
$$\Delta W^t = \kappa N_f^{\alpha} + C \qquad (1\text{-}13)$$

Où ΔW^t est l'énergie de déformation totale moyenne par cycle
N_f est la durée de vie à rupture du matériau
K, α et C sont des constantes à déterminer expérimentalement

Ce critère a été repris plus tard sur composite ([Elly90]), puis adapté en fatigue à grand nombre de cycles ([Kuja95]), en considérant que, dans ce cas, le comportement était majoritairement élastique et que la contribution de la plasticité à l'énergie de déformation pouvait être négligée. Ce critère a été appliqué également aux composites renforcés par des fibres continues dans différentes orientations ([Elly90]). Dans ce cas, les paramètres κ et α dépendent de l'orientation des fibres.

En comparant les résultats des critères en énergie de déformation élastique et anélastique (cf. Figure 1-35), il est notable que les prédictions de durée de vie de tous les essais sont plus proches des valeurs expérimentales avec le critère anélastique. Cela indiquerait que les mécanismes de viscosité et de plasticité, même sur un cycle stabilisé, dans le cadre de la fatigue à grand nombre de cycles ne sont pas négligeables pour le PA66GF35 à T23RH50 étudié.

Specimen		Tubular			Dogbone	
Short denomination		Tr	To	2Tr ∝ To	Tr∥	Tr⊥
Parameters	λ_1	0.22		0.22	0	∞
	λ_2	0	∞	1/2	0	0
	δ			0°		
Klimkeit et al. RH50, 23 °C	$R = 0.1$	■	•	▲	■	■
	$R = -1$	□	○	△	□	□



(a) Energie de déformation élastique (RH50) (b) Energie de déformation anélastique (RH50)

Figure 1-35 : Comparaison des résultats obtenus avec un critère en énergie de déformation élastique et en énergie de déformation anélastique [Laun13c]. La base de données expérimentale est issue des travaux ([Klim11a])pour un PA66GF35 à T23RH50. Les FIP en entrée des deux critères sont calculés à partir des tenseurs des contraintes et des déformations macroscopiques calculés sur le 20ème cycle simulé. Seul un volume représentatif de la partie utile est simulé.

3.2.3 Critères en déformation

Les critères en énergie répondent à la demande initiale qui était de prendre en compte la multiaxialité des chargements de manière plus efficace qu'avec les critères en contrainte. Cependant, il reste un élément du chargement qui n'est pas bien pris en compte par les critères précédents : l'évolution de la durée de vie en fonction du rapport de charge. Certains auteurs ([Bern09, Efte16, Raph19a]) supposent que lorsque le rapport de charge est élevé, ainsi que la contrainte moyenne, la fatigue n'est plus le comportement déterminant. Ils proposent que ce soient les mécanismes de fluage qui prennent le pas sur les ceux de fatigue. Afin d'évaluer quantitativement cet effet, ces auteurs ajoutent dans leur critère l'incrément de déformation moyenne qui apparaît au fil des cycles. Dans des travaux récents, Raphaël ([Raph19a]) propose de combiner un critère en énergie anélastique (meilleur pour des rapports de charge négatifs) et critère en incrément de déformation totale moyenne par cycle (meilleur pour des rapports de charge positifs) afin d'utiliser chacun de ces deux critères dans sa gamme de prédilection (Equation (1-14)). Cette réunion semble améliorer la prédiction de durée de vie par rapport à chaque critère indépendamment (cf. Figure 1-36). Ce type de critère n'a pour l'instant été employé que sur des essais uniaxiaux mais a donné de bons résultats pour différentes orientations.

$$N_f = (1-f)A\left(\frac{\dot{\epsilon}_{cycl}}{\dot{\epsilon}_0}\right)^n + fB\left(\frac{W_{an}}{W_0}\right)^m \qquad (1\text{-}14)$$

Où f est une fonction poids continue permettant de faire la transition du critère en énergie dissipée au critère en incrément de déformation moyenne

$\dot{\epsilon}_{cycl}$ est l'incrément de déformation axiale au cycle étudié

$\dot{\epsilon}_0$ et W_0 sont des constantes pour adimensionner le FIP

W_{an} est l'énergie dissipée par les phénomènes anélastiques et correspond dans ce cas uniaxial à l'aire de boucle d'hystérèse

A, n, B et m sont des constantes optimisées pour minimiser la différence entre durées de vie expérimentales et calculées sur la totalité de la base de données

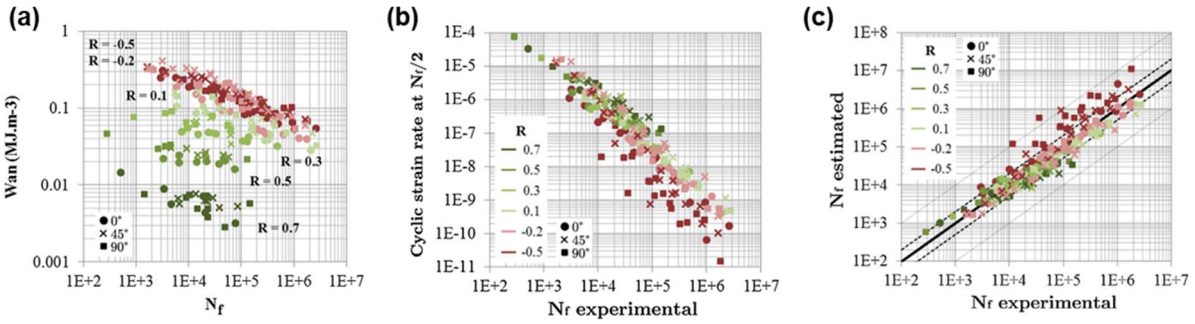


Figure 1-36 : (a) Energie anélastique en fonction de la durée de vie expérimentale. L'énergie anélastique est l'aire de boucle d'hystérèse. ; (b) Incrément de déformation moyenne mesuré à mi-vie; (c) Durée de vie en fatigue estimée à partir d'un critère hybride en énergie dissipée et en incrément de déformation moyenne en fonction de la durée de vie expérimentale. Essais de traction uniaxiale sur du PA66GF30 à T23RH50 pour différents rapports de charge et orientations [Raph19a]

3.2.4 Correction de contrainte moyenne

En plus des tentatives récentes comme celle de Raphael ([Raph19a]), différentes approches ont été proposées par le passé pour tenter de mieux rendre compte de l'effet de contrainte moyenne, notamment par l'ajout d'un terme de correction dans la formulation des critères.

3.2.4.1 Correction d'Ellyin et Kujawski

Ellyin et Kujawski ([Kuja95]) proposent de prendre en compte l'influence de la contrainte moyenne par le biais d'un facteur correctif *f* qui intervient directement dans le critère sous la forme donnée par l'équation (1-15). Ils proposent l'équation (1-16) pour ce facteur *f* dans le but de de généraliser les modèles de Smith-Watson et Topper (SWT) ([Smit70]) et de Leis ([Leis77]), pour améliorer la prise en compte du rapport de charge pour la prédiction de durée de vie en fatigue.

$$f.\Delta W_e N_r^b = C \tag{1-15}$$

Où f est un facteur correctif
ΔW_e est l'énergie élastique de déformation
N_r est la durée de vie à rupture
C et b sont des constantes à déterminer

$$f\left(\frac{\sigma_m}{\sigma_a}\right) = \left(1 + \alpha\frac{\sigma_m}{\sigma_a}\right)^{2m} \tag{1-16}$$

Où σ_m est la contrainte moyenne
σ_a est l'amplitude de contrainte
α et m sont des constantes positives à déterminer

Cette correction devient négative pour des rapports σ_m/σ_a inférieurs à -1 lorsque α=1 et m=1/2 (modèle de SWT) et pour des rapports σ_m/σ_a inférieurs à -2 lorsque α=m=1/2 (modèle de Leis). Or, les composites à renforts continus sont très sensibles au phénomène de compression à cause de la nature de leurs fibres. C'est pourquoi Ellyin et Kujawski ([Kuja95]) proposent dans ce cadre une fonction *f* (Equation (1-17)) dont l'asymptote pour des rapports σ_m/σ_a grands est entre les deux modèles de SWT et de Leis mais qui ne devient pas négative pour des rapports de charge fortement négatifs (cf. Figure 1-37). Par la suite, cette correction de contrainte moyenne a été employée sur les composites en général, quelle que soit la nature de leurs renforts.

$$f^2 - \frac{\sigma_m}{\sigma_a}f - 1 = 0 \tag{1-17}$$

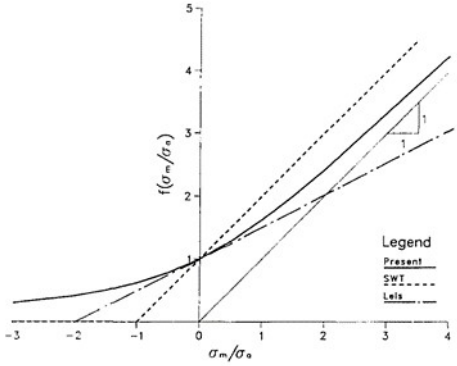


Figure 1-37 : Evolution de la correction de contrainte moyenne en fonction de σ_m/σ_a [Kuja95]

La correction de contrainte moyenne (15) proposée par Ellyin et Kujawski ([Kuja95]) a été utilisée par Klimkeit ([Klim09, Klim11a]) dans un critère en énergie élastique. Les prédictions associées sont comparées à celles obtenues avec la correction de Smith-Watson et Topper ([Smit70]) sur la figure 1-38 sur une large base de données expérimentale. Les résultats pour R= -1 sont évidemment identiques car, dans ce cas, la contrainte moyenne est nulle. On constate que pour R=0.1, les résultats ne sont pas significativement meilleurs avec la correction d'Ellyin et Kujawski. En effet, on peut même constater que cette correction a tendance à décaler les résultats vers le domaine non-conservatif (cf. Figure 1-38).

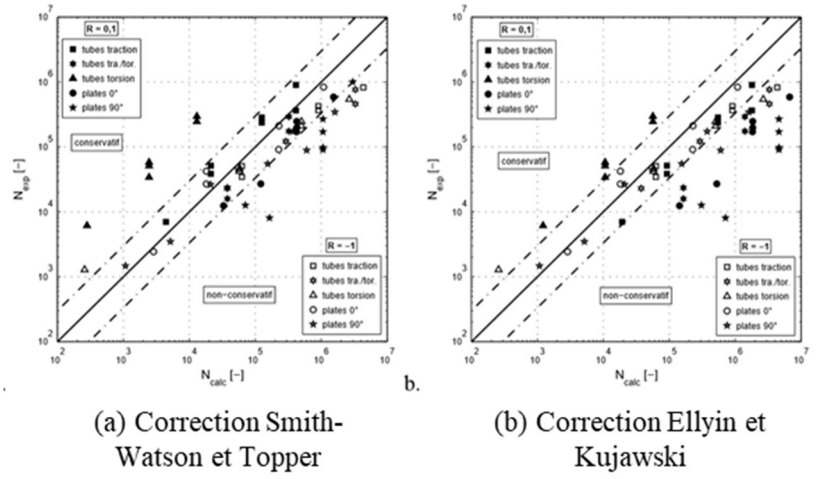


Figure 1-38 : Evolution des résultats sur du PA66GF35 avec la correction de contrainte moyenne proposée (a) par Smith-Watson et Topper et (b) par Ellyin et Kujawski [Klim09]

3.2.4.2 Equation de Walker

Présentée dans les années 70 pour les alliages d'aluminium, l'équation de Walker, relie une amplitude de contrainte équivalente "completely reversed" σ_{ar} à la durée de vie (Equation (1-18)). Cette amplitude de contrainte est ensuite reliée à la contrainte maximale de n'importe quel chargement par le biais du rapport de charge et d'un paramètre matériau à déterminer γ (Equation (1-19)).

$$\sigma_{ar} = AN_f^b \text{ avec } A = \sigma_f' 2^b \quad (1\text{-}18)$$

Où σ_{ar} est l'amplitude de contrainte équivalente « completely reversed »

N_f est la durée de vie à rupture du matériau

$$\sigma_{ar} = \sigma_{max}\left(\frac{1-R}{2}\right)^{\gamma} \tag{1-19}$$

L'amplitude de contrainte σ_{ar} représente l'amplitude équivalente en termes d'endommagement au chargement étudié si celui-ci était à R=-1. Le coefficient γ peut être obtenu par double régression linéaire ([Dowl09]). En combinant les équations (1-18) et (1-19) et en passant au logarithme, on obtient :

$$logN_f = \frac{1}{b}log\sigma_{max} + \frac{\gamma}{b}log\left(\frac{1-R}{2}\right) - \frac{1}{b}logA \tag{1-20}$$

Cette méthode de correction de contrainte moyenne a été employée par d'autres auteurs ([Carr17, Dowl09]) avec succès sur des matériaux métalliques (cf. Figure 1-39). Elle est basée sur un critère en contrainte, faisant intervenir σ_{ar}. Elle ne pourra donc pas être appliquée telle quelle à un critère énergétique mais elle pourrait peut-être être adaptée en travaillant à partir d'une énergie équivalente par exemple.

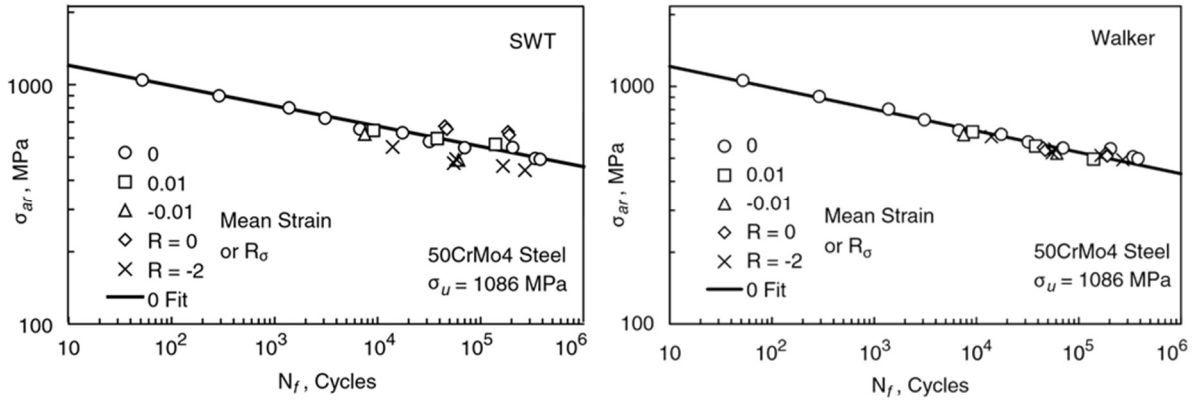


Figure 1-39 : Comparaison des résultats de prédiction de durées de vie pour différents rapports de charge sur de l'acier avec les corrections de contrainte moyenne de Smith-Watson et Topper et de Walker [Dowl09]

3.2.4.3 Equation de Kwofie

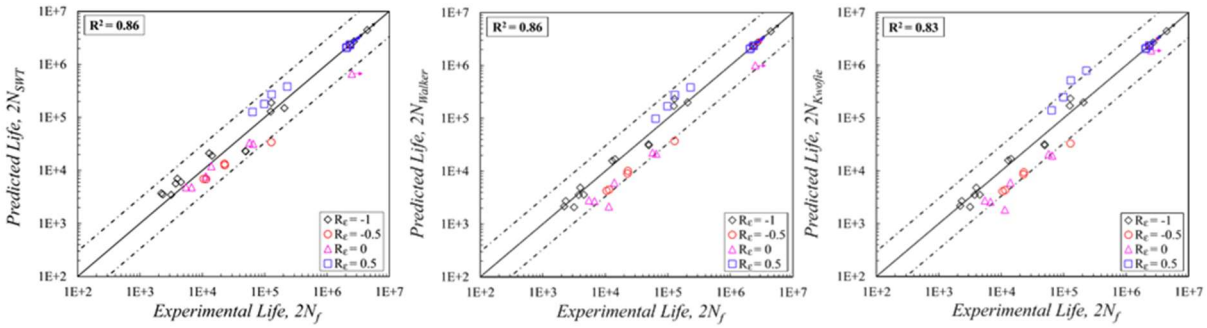
L'équation de Kwofie ([Kwof01]) se base sur le même principe que l'équation de Walker. Elle propose une relation entre l'amplitude de contrainte et la durée de vie, puis exprime le lien entre l'amplitude de contrainte utilisée et celle à R=-1 qui donnerait la même durée de vie (Equation (1-21)). Cette relation fait intervenir un paramètre matériau α qui peut être calculé à partir de la courbe de Wöhler à R=-1 et la même courbe à un autre rapport de charge.

$$\frac{\sigma_a}{\sigma_{ar}} = exp\left(-\alpha\frac{\sigma_m}{\sigma_u}\right) \tag{1-21}$$

Où σ_{ar} est l'amplitude de contrainte équivalente « completely reversed »
σ_a est l'amplitude de contrainte appliquée
σ_m la contrainte moyenne appliquée
σ_u la contrainte à rupture du matériau

α est une constante à évaluer expérimentalement

Ainsi, en considérant le même critère de fatigue en contrainte que dans le cas de l'équation de Walker, il est possible de prédire la durée de vie à partir de la contrainte moyenne et de l'amplitude de contrainte du chargement. Cette équation a été employée avec succès (cf. Figure 1-40) pour corriger l'effet de contrainte moyenne dans le cadre d'essais sur matériaux métalliques pilotés en déformation ([Carr17, Kwof01]).



(a) Correction Smith-Watson et Topper (b) Correction Walker (c) Correction Kwofie

Figure 1-40 : Comparaison des résultats de prédiction de durée de vie avec les corrections de contrainte moyenne (a) de Smith-Watson et Topper, (b) de Walker et (c) de Kwofie pour des essais pilotés en déformation sur du Ti-Al-6V [Carr17]

3.3 Bilan

La durée de vie en fatigue peut être prédite par plusieurs types d'approches dont les approches par critère de fatigue. Celles-ci permettent de relier la durée de vie en amorçage d'une pièce à une grandeur caractéristique dite Fatigue Indicator Parameter (FIP). Ce FIP se base sur les grandeurs mécaniques de tout type, qu'il s'agisse de contraintes, de déformations ou en encore d'énergie. Cette grandeur est parfois mesurée et d'autre fois obtenue par simulation. Dans ce cas, la loi de comportement du matériau doit être décrite. Deux voies sont alors possibles. La première est phénoménologique. L'objectif est de caractériser au mieux le comportement du matériau dans de nombreuses situations. Ces méthodes ont fait leurs preuves sur des essais de fatigue uniaxiaux ou sur microstructure orientée mais sont très coûteuses puisque pour identifier la loi de comportement, de nombreux essais, de différents types sont nécessaires. Les approches par homogénéisation constituent la seconde voie envisageable. Elles se basent sur les lois de comportement des différents constituants du composite et prennent en compte leur morphologie et répartition spatiale. Elles sont ainsi naturellement à même de traduire notamment les effets d'anisotropie en fonction de l'orientation des fibres.

Parmi les différents types de FIP qui puissent être utilisés, ceux basés sur les contraintes ne restituent en général pas correctement la variation de réponse en fatigue due à l'anisotropie du matériau. Seul le critère en plan critique propose une solution à ce problème mais est très coûteux du point de vue du calcul par éléments-finis. Les critères en énergie, eux, semblent répondre au problème que pose l'anisotropie du matériau. Cependant, les variations du critère en énergie dissipée qui ont été présentées ne permettent pas d'améliorer le critère initial proposé par Morrow ou sont particulièrement difficiles à identifier du fait des partitions d'énergie qui sont réalisées. Le critère en énergie dissipée semble donc pour le moment le plus adapté pour prédire la durée de vie en fatigue du matériau même s'il est limité lorsque le rapport de charge augmente. Ainsi, pour pallier ce déficit, deux possibilités sont proposées dans la littérature.

D’abord, des corrections de FIP pour prendre en compte l’effet de contrainte moyenne sont apparues. Celles-ci semblent fonctionner mais n’apportent que des résultats mitigés et, au vu de la faible variété de propositions, méritent d’être approfondies. Plus récemment, les critères en déformations ont été proposés de sorte à prendre en compte le phénomène de fluage par l’intermédiaire de l’incrément de déformation moyen et montrent des résultats plus prometteurs.

4 Méthode d'application d'un critère de fatigue en présence de singularités

La méthode par critère de fatigue qui a été présentée précédemment nécessite de calculer un FIP représentatif des phénomènes d’endommagement en fatigue du matériau. La plupart des études sur éprouvettes standards utilisent des approches locales de type « point chaud ». Dans le cas d’une pièce de géométrie complexe, il est difficile de savoir comment calculer ce FIP. En effet, la taille de la zone affectée par la présence de singularités géométriques peut varier en fonction de l’acuité de ces dernières. De la même manière, l’hétérogénéité d’orientation des fibres dans le composite incite à penser que toute l’épaisseur de la structure ne doit pas être considérée de façon identique. Ainsi, il est nécessaire de déterminer un volume d’intégration sur lequel le FIP sera évalué pour l’utilisation du critère de fatigue. Peu d’études ont été réalisées concernant le calcul d’un FIP pour des pièces injectées de géométrie complexe. Néanmoins, de nombreuses études ont abordé le problème de la prise en compte des champs mécaniques autour d’un concentrateur de contrainte intense tel qu’un perçage. Quelques-unes de ces études et plus spécifiquement celles qui ont été ensuite utilisées pour des chargements de fatigue, seront présentées dans ce paragraphe.

4.1 Sous chargement monotone

Certaines études travaillent à partir d’éprouvettes percées ou fissurées. Dans ce cas, les auteurs étudient l'évolution de la contrainte en fonction de la distance à l'hétérogénéité (trou ou fissure). L'objectif de ces études peut être de déterminer la distance à laquelle la contrainte est suffisamment élevée pour permettre l'avancée de la fissure ([Whit74, Zago01]).

L'étude citée ci-dessus propose deux façons d'évaluer une distance critique. Pour cela, elle porte sur des éprouvettes percées d'un trou circulaire. L’évolution des contraintes sur l'axe de symétrie de l'éprouvette est représentée sur la figure 1-41 et est calculée, en négligeant les effets de bord selon l'équation suivante (1-22).

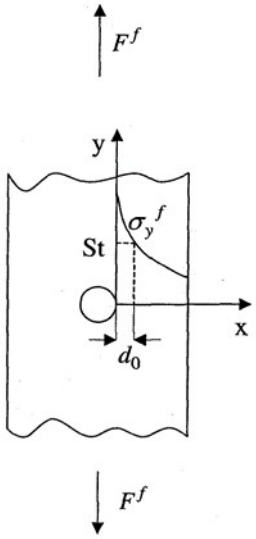


Figure 1-41 : Schéma de l'expérience et des axes [Zago01]

$$\frac{\sigma_y}{\bar{\sigma}} = 1 + \frac{1}{2}\left[\frac{R}{x}\right]^2 + \frac{3}{2}\left[\frac{R}{x}\right]^4 \quad (1\text{-}22)$$

Où σ_y est la contrainte selon l'axe parallèle à l'axe de chargement

$\bar{\sigma}$ est la contrainte imposée à l'infini, x est la distance au bord du trou selon un axe perpendiculaire au chargement passant par le centre du trou

R est le rayon du trou

4.1.1 Méthode 1 : "Point stress criterion"

Dans cette méthode, la distance critique est la distance de l'hétérogénéité à laquelle la contrainte est égale à la contrainte à rupture du matériau composite verre/époxy quasi-isotropique étudié ([Whit74]). Cette distance d_0 ne dépend que des données matériau et est déterminée à partir de l'équation (1-22) de sorte à ce que l'équation (1-23) soit vérifiée.

$$\sigma_y(d_0) = \sigma_0 \quad (1\text{-}23)$$

Où σ_y est la contrainte selon l'axe parallèle à l'axe de chargement

σ_0 est la contrainte à rupture du matériau non percé

En s'inspirant des travaux d'Irwin sur les métaux ([Irwi48]), les auteurs proposent de déterminer le rapport de la contrainte à rupture des éprouvettes percées sur celle des éprouvettes lisses selon l'équation (1-24). Il est à noter que les travaux d'Irwin ne sont valables qu'en élasticité linéaire.

$$\frac{\sigma_N}{\sigma_0} = \frac{2}{(2 + \xi^2 + 3\xi^4)} \quad (1\text{-}24)$$

avec $$\xi = \frac{R}{R + d_0}$$

Où σ_N est la contrainte à rupture des éprouvettes percées

σ_0 est la contrainte à rupture des éprouvettes lisses

R est le rayon du perçage

d_0 est la distance critique recherchée

Les résultats obtenus pour des composites laminés montrent que pour des trous de différentes tailles, une seule distance d_0 ne suffit pas. En revanche, une valeur de d_0 permet de

correctement prédire le rapport σ_N/σ_0 pour de faibles rayons de perçage quand une autre permet de le décrire pour des rayons plus élevés (cf. Figure 1-42). En tenant compte de ces deux distances critiques, la prédiction de la contrainte à rupture des éprouvettes percées est de plutôt bonne qualité, ce qui signifie que le volume pris en compte dans cette méthode englobe correctement les zones influencées par le chargement.

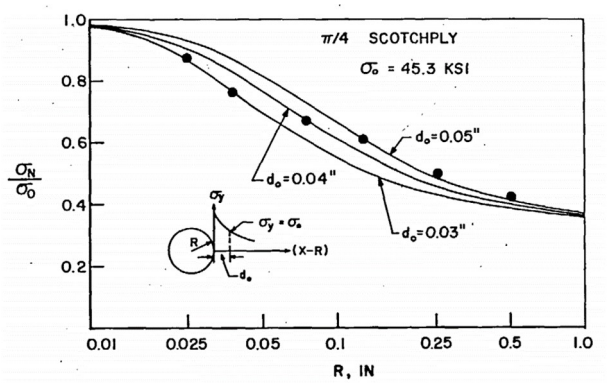


Figure 1-42 : Méthode "point stress criterion" : évolution du rapport entre contrainte à rupture en traction monotone des éprouvettes en composite laminées verre/époxy percées sur celle des éprouvettes lisses en fonction du rayon de perçage [Whit74]

4.1.2 Méthode 2 : "Average stress criterion"

Dans cette seconde méthode, présentée par les mêmes auteurs ([Whit74]), l'objectif est le même, c'est-à-dire évaluer la contrainte à rupture d'une éprouvette percée. Cependant, l'évaluation de la distance critique est différente puisque cette fois-ci, ce n'est pas directement la contrainte à une distance donnée qui équivaudrait à la contrainte à rupture du matériau mais la moyenne des contraintes sur un segment complet de longueur a_0. De la même manière qu'au paragraphe précédent, la distance a_0 est déterminée à partir de l'équation (1-22) pour que l'équation (1-25) soit vérifiée.

$$\sigma_0 = \frac{1}{a_0}\int_R^{R+a_0} \sigma_y(x,0)dx \qquad (1\text{-}25)$$

Où σ_0 est la contrainte à rupture des éprouvettes lisses
R est le rayon du perçage
a_0 est la distance critique recherchée

Le rapport entre les contraintes à rupture des éprouvettes percées et lisses est alors déterminé par l'équation (1-26).

$$\frac{\sigma_N}{\sigma_0} = \frac{2(1-\xi)}{(2-\xi^2-\xi^4)} \qquad (1\text{-}26)$$

où $$\xi = \frac{R}{R+a_0}$$

Où σ_N est la contrainte à rupture des éprouvettes percées

σ_0 est la contrainte à rupture des éprouvettes lisses
R est le rayon du perçage
a_0 est la distance critique recherchée

Dans ce cas, les résultats obtenus en fonction du rayon de perçage sont un peu moins précis qu'avec la méthode 1 mais ils peuvent être décrits par une seule distance a_0, comme l'illustre la courbe du milieu de la figure 1-43.

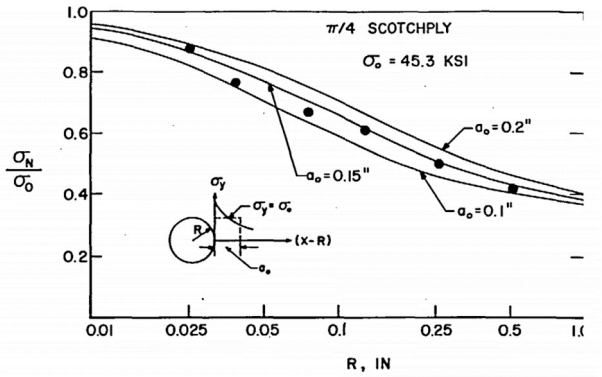


Figure 1-43 : Méthode "average stress criterion" : évolution du rapport entre contrainte à rupture en traction monotone des éprouvettes en composite laminées verre/époxy percées sur celle des éprouvettes lisses en fonction du rayon de perçage [Whit74]

Ces deux méthodes ont été employées pour calculer la contrainte à rupture d'éprouvette percées ou entaillées. Dans les deux cas, la zone ayant une contrainte plus élevée que la zone dite loin de la fissure, c'est-à-dire la zone dans laquelle le concentrateur de contrainte a modifié le champ mécanique, est bien prise en compte.

4.2 Sous chargement de fatigue

4.2.1 Extension de la méthode "Point stress criterion"

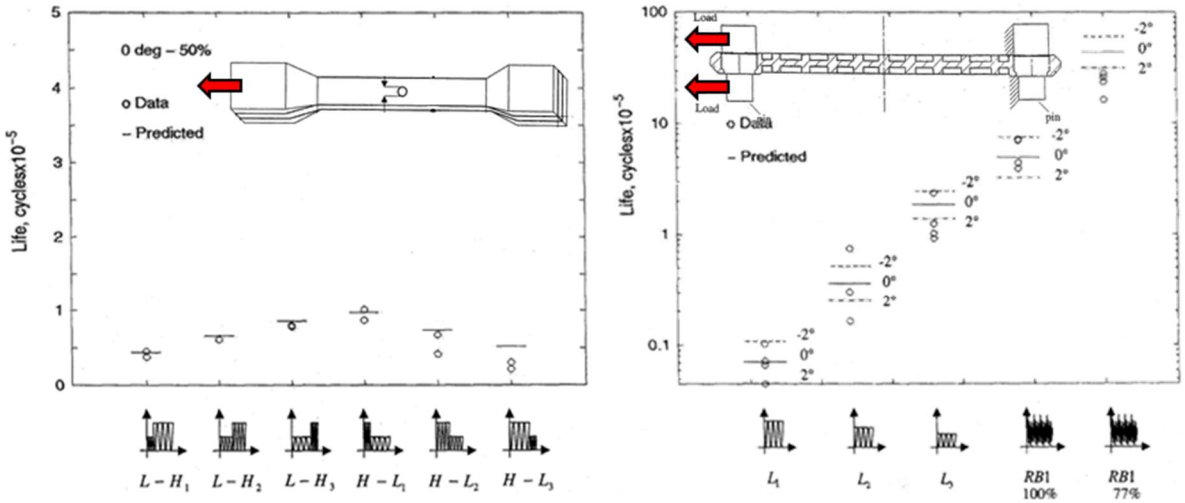
Dans le cadre d'études sur des éprouvettes percées, la méthode "point stress criterion" a été réadaptée pour pouvoir être utilisée en fatigue ([Zago01]). Cette étude a été réalisée sur des composites renforcés fibres courtes et s'est intéressée à la prédiction de la durée de vie en fatigue de pièces de géométries complexes soumises à des chargements d'amplitude variable. Dans ce cas, la méthode précédente a été employée pour estimer la durée de vie des pièces :

- La distance critique d_0 (*cf.* paragraphe 4.1.1) est calculée à partir d'essais monotones sur éprouvettes percées. Dans l'hypothèse où cette distance ne dépend que du matériau, elle est utilisable dans le cadre de chargement de fatigue. Il est à noter que les concepts utilisés pour déterminer la distance d_0 sont des concepts de la mécanique linéaire de la rupture. Ainsi, la détermination et l'utilisation de d_0 ne sont valables que pour des matériaux sollicités dans leur domaine d'élasticité. Dans ce cas, le comportement du matériau ne dépend ni du chargement, ni du temps. Pour les matériaux composites, la

matrice a un comportement visqueux qui dépend du temps. Cette hypothèse ne peut alors être utilisée qu'en première approximation ;

- La contrainte à la distance d_0 du trou est calculée par simulation éléments-finis. Le chargement étudié est alors défini par l'évolution de la contrainte calculée à la distance d_0 du trou.
- Dans le cas d'un chargement à amplitude variable, une méthode par cumul d'endommagement est employée. Dans cette étude, les cycles représentés sont regroupés par valeur de contrainte maximale. Le chargement obtenu est alors un chargement par bloc. Puis, la durée de vie est prédite grâce à une règle de Miner. Il est à noter que cette dernière étape n'est pas nécessaire dans le cas d'un chargement sinusoïdal par exemple.

Deux types de pièces en copolyamide renforcé par 50% de fibres de verre courtes sont étudiés : une éprouvette Dogbone injectée à 0° puis percée d'un trou au centre de sa partie utile et une bielle injectée également. Ces deux éprouvettes sont soumises à un chargement de fatigue en traction uniaxiale, comme illustré sur la figure 1-44. Les simulations EF sont réalisées sous chargement de fatigue pour déterminer la contrainte à la distance d_0 du trou. Dans les deux cas, les orientations de fibre utilisées pour ces simulations sont fixes et égales à 0° pour tous les éléments du maillage.



(a) Measured and predicted fatigue lives on coupons containing hole (0°)

(b) Measured and predicted fatigue lives on gear shift link (0°)

Figure 1-44 : Résultats obtenus par la méthode de "point stress criterion" dans le cadre d'essais de fatigue d'amplitude variable sur (a) éprouvette à 0° en traction ou (b) sur pièces de géométrie complexe en copolyamide renforcé à 50% de fibres courtes de verre [Zago01]

Les durées de vie prédites pour différentes amplitudes de chargement sur l'éprouvette percée sont représentées sur la figure 1-44a. Dans la plupart des cas, les prédictions sont très proches de l'unique résultat expérimental ou entre les deux résultats expérimentaux disponibles. De la même manière, la figure 1-44b montre des prédictions de durées de vie à 0° relativement proches de l'expérience. L'extension à la fatigue de la méthode « point stress criterion » semble donc probante y compris pour des géométries complexes. L'hypothèse d'orientation unique a néanmoins été remise en question par les auteurs. En effet, comme le montre la figure 1-44b,

une modification de l'orientation des fibres, même faible peut modifier significativement la prédiction de durée de vie.

4.2.2 Extension de la méthode "Average stress criterion"

D'autres auteurs ont adapté la méthode du "average stress criterion" pour l'utiliser en fatigue sur des matériaux composites ([Demo07, Lazz04, Scha15]). Pour cela, ils déterminent un rayon critique R_c tel que la moyenne de l'énergie de déformation sur un demi-disque de rayon R_c atteigne une valeur critique représentative de la rupture. Cette énergie est calculée à partir d'une simulation par éléments finis.

De Monte ([Demo07]) applique cette méthode à des éprouvettes de géométrie simple en PA66GF35, percées de trou de différents rayons (voir Figure 1-45a). La figure 1-45b montre l'évolution de la moyenne de l'énergie de déformation sur le demi-disque de rayon R_c en fonction de la durée de vie, notée ΔW_{avg}. Les différents points, associés aux différents rayons et aux deux rapports de charge étudiés sont rassemblés autour d'une même courbe. Ainsi, la grandeur ΔW_{avg} semble être adaptée pour être utilisée dans un critère de fatigue. Cette méthode reste à tester sur des géométries plus complexes.

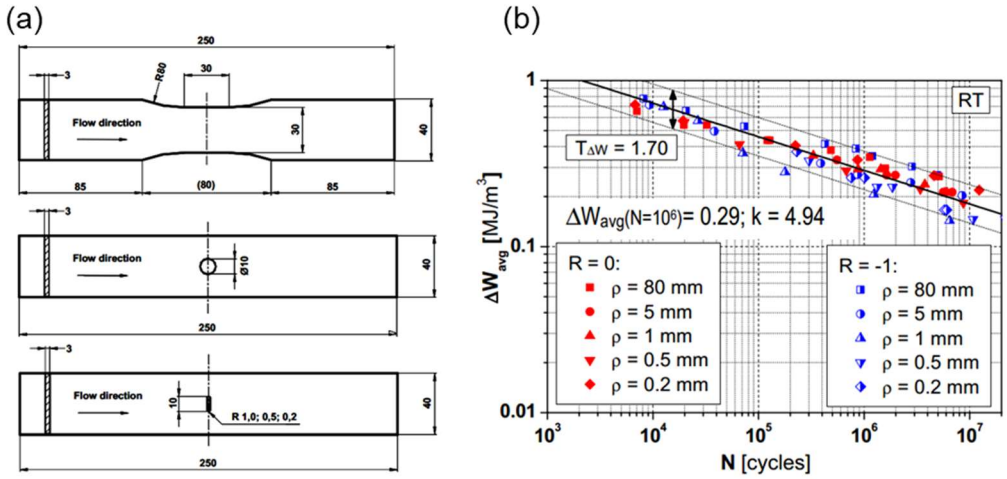


Figure 1-45 : (a) Eprouvettes présentant trous de différents diamètres ρ ; (b) Comparaison des résultats en fatigue pour des éprouvettes de PA66GF35 percées par des trous de différents diamètres ρ et soumises à un chargement uniaxial pour deux rapports de charge différents à l'ambiante [Demo07]

4.2.3 Volume fortement contraint

En se basant sur l'idée que dans le cas des métaux, la plasticité en pointe de fissure est responsable de la ruine d'une éprouvette entaillée, Neuber ([Neub61]) suppose que la fatigue est pilotée par une contrainte moyennée sur un volume fini, par la suite nommé volume d'intégration. Le travail de Taylor ([Tayl99]) a prouvé que la taille du volume d'intégration dans le concept de Neuber était fortement liée à la distance a_0, définie sur la figure 1-46. Cette distance dépend uniquement du matériau et est déterminée comme étant l'intersection entre la limite de fatigue du matériau lisse et l'asymptote à l'infini de la courbe d'évolution de la limite de fatigue en fonction de la longueur de fissure ([Lazz01]).

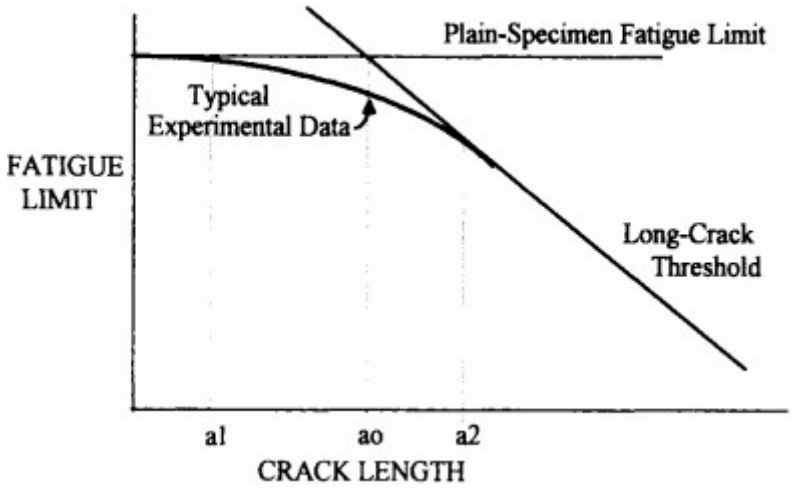


Figure 1-46 : Courbe donnant la limite de fatigue en fonction de la longueur de fissure et définissant le paramètre a_0 [Tayl96]

En parallèle des études précitées, le concept de densité d'énergie de déformation a été employé pour décrire le comportement de fissures sous chargement uniaxial ([Mols81]) et sous chargement multiaxial ([Park00]). L'idée est ici, à la manière d'un critère de fatigue en énergie, de considérer que la fissure se propage lorsque l'énergie de déformation atteint un certain seuil.

Ces deux idées ont été combinées par Lazzarin ([Lazz01, Lazz02]) pour créer un approche hybride où la grandeur équivalente est l'énergie de déformation moyennée sur un volume fini, défini à partir de la longueur matériau a_0 précédemment évoquée. Cette méthode hybride donne de bons résultats en ce qui concerne la propagation de fissure en fatigue comme en monotone dans différents matériaux (PMMA et Duraluminium). Plus récemment, elle a été reprise par Schaaf ([Scha15]) sur des composites renforcés par des fibres courtes de verre (PBT-GF30). L'idée est de faire évoluer la forme du volume d'intégration sur lequel est moyennée l'énergie de déformation. Pour cela, Schaaf propose de ne plus définir le volume d'intégration comme une sphère de rayon a_0 mais de définir sa frontière comme une iso-surface d'énergie de déformation.

Selon Lazzarin ([Lazz01]), le volume fortement contraint pour les composites est défini par un seuil à 80% de la valeur de contrainte atteinte en fond d'entaille. Pour calibrer sa méthode en énergie, Schaaf cherche la valeur d'un seuil en énergie de déformation de sorte à ce que les tailles des volumes obtenus avec ce seuil ou avec 80% de la contrainte maximale soient reliées simplement. Une relation linéaire a été trouvée entre la taille du volume à 80% de la contrainte maximale et la racine de la taille du volume à 64% d'énergie. Ainsi, le volume représenté sur la figure 1-47 est celui défini par une iso-surface d'énergie de déformation à 64% de la valeur maximale d'énergie de déformation en fond d'entaille. Ce volume perd alors sa sphéricité et prend des formes qui peuvent varier selon la dimension du concentrateur de contraintes.

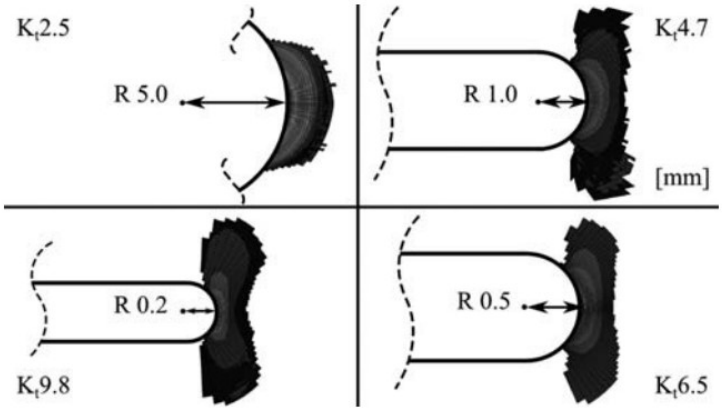


Figure 1-47 : Evolution de la taille et de la forme du volume d'intérêt autour d'un trou de différentes tailles [Scha15]

Cette méthode hybride donne de bons résultats pour la prédiction de durée de vie en fatigue dans le cas d'éprouvettes percées avec des trous de différentes tailles soumises à un chargement de traction uniaxiale. Cependant, elle nécessite de corriger l'effet de contrainte moyenne « à la main ». De plus, cette méthode n'a été appliquée qu'aux cas d'éprouvettes planes directement injectées sollicitées en traction uniaxiale pilotée en déformation. Ainsi, une seule orientation des fibres a été étudiée. De même, l'influence de la multiaxialité n'a pas été évaluée.

5 Synthèse et positionnement du sujet

Le dimensionnement en fatigue dans l'automobile, comme dans de nombreux autres domaines, est une étape capitale du design des pièces. Plusieurs méthodes existent pour répondre à cette demande.

Les premières décrivent l'évolution de l'endommagement du matériau au cours du chargement cyclique, reliant ainsi l'endommagement à un nombre de cycles à rupture. Les modèles phénoménologiques permettent d'estimer le comportement effectif du composite à partir d'expériences réalisées sur celui-ci. Cependant, l'absence d'analyse micromécanique limite la prise en compte de l'hétérogénéité d'orientation des fibres dans le composite. Les méthodes d'homogénéisation, quant à elles, se basent sur la description du comportement des constituants du matériau prenant ainsi en compte l'orientation des fibres. Dans le cadre de ces méthodes, c'est la totalité de l'essai cyclique qui doit être simulée car l'évolution de l'endommagement doit être décrite de bout en bout. Cela rend ces méthodes très coûteuses à appliquer sur une structure. D'ailleurs, jusqu'à présent, les méthodes consistant à décrire l'endommagement au cours de la totalité du chargement cyclique ont été principalement employées sur des Volumes Elémentaires Représentatifs.

Les autres méthodes de dimensionnement en fatigue sont les approches par critère. Celles-ci relient le nombre de cycles à rupture à une grandeur mécanique pertinente appelée Fatigue Indicator Parameter (FIP). Ce FIP peut aussi bien être estimé expérimentalement que par simulation et peut se référer tant au tenseur des contraintes, qu'au tenseur des déformations ou à une énergie par exemple. Cette thèse ayant pour objectif de travailler sur des structures relevant du cadre industriel, c'est une approche par critère qui est choisie dans la suite.

De plus, le FIP est déterminé par l'un des modèles présentés ci-dessus, c'est-à-dire grâce à une approche phénoménologique ou avec une méthode d'homogénéisation. Les pièces industrielles étant injectées avec des géométries complexes, les fibres ne sont pas mono-orientées. Il est donc capital de correctement prendre en compte l'orientation locale des fibres dans la démarche de dimensionnement en fatigue, c'est pourquoi c'est une description du comportement par homogénéisation qui est employée dans cette thèse.

Dans le cadre d'une approche par critère de fatigue, dans l'objectif de prendre en compte un maximum de paramètres tels que l'orientation des fibres, la contrainte moyenne, la multiaxialité, la fréquence ou encore les concentrateurs de contrainte, plusieurs FIP et plusieurs façons de les lier au nombre de cycles à rupture ont été proposés dans la littérature. Les critères en contrainte (von Mises ou Tsaï-Hill par exemple) ne permettent pas de reproduire l'effet de contrainte moyenne sur la durée de vie en fatigue des composites. Ceux combinant une contrainte de cisaillement et la pression hydrostatique améliorent la prise en compte de la multiaxialité mais pas celle de la contrainte moyenne. Les critères en énergie, notamment en énergie dissipée, rendent compte de la multiaxialité et ont l'avantage de restituer également l'influence de l'orientation des fibres. Ces critères, testés dans différentes configurations sont probablement les plus aboutis aujourd'hui. Enfin, les critères en déformation ou hybrides, combinant les avantages des critères en énergie et de ceux en déformation, sont plus récents et n'ont pour le moment été testés que dans des cas de géométries simples et de chargement uniaxiaux. C'est pourquoi, dans cette thèse, c'est le critère en énergie dissipée proposé par Morrow qui est employé.

Klimkeit ([Klim09]) a développé une approche intégrée depuis la simulation d'injection des fibres jusqu'au calcul de la durée de vie par l'intermédiaire d'un critère de fatigue. Cette méthode, dite Through Process Modelling (TPM) peut être découpée en quatre grandes étapes. La première est la simulation du procédé d'injection duquel découle la description de l'état d'orientation des fibres dans la structure étudiée. Ensuite, vient le calcul des propriétés effectives du composite. Ce calcul est réalisé à l'aide du logiciel Digimat qui effectue une homogénéisation entre la matrice et les fibres considérées comme élastiques. Le modèle d'homogénéisation est basé sur l'approche de Mori-Tanaka. Une simulation par éléments finis est ensuite menée grâce au logiciel Abaqus sur un ou plusieurs cycles pour déterminer les champs mécaniques en tout point de la structure. Puis, grâce au post-traitement de ces champs, l'énergie dissipée est évaluée localement et permet d'utiliser le critère de fatigue de Morrow cité précédemment pour déterminer la durée de vie en fatigue du composant. L'intérêt de cette méthode est qu'elle ne nécessite qu'une seule courbe de Wöhler pour déterminer les paramètres du critère de fatigue. Cette méthode, développée et employée dans les travaux de Klimkeit ([Klim11a]), limite ainsi le nombre d'essais et de calculs nécessaires à l'identification du critère et donc à la prédiction de durée de vie en fatigue. Cette approche a été appliquée dans le cadre d'une loi de comportement matricielle élastique et d'un critère de fatigue en énergie élastique. Les estimations de durées de vie obtenues étaient convaincantes dans les conditions de travail à température ambiante pour deux conditionnements en humidité (RH0 et RH50) et pour des géométries et chargements variés. La qualité de ces résultats est attribuée à la représentation de l'orientation des fibres dans la simulation par éléments finis et donc dans le calcul des champs mécaniques conduisant au FIP. De plus, il semble possible d'optimiser la forme du critère ainsi que la façon de l'appliquer sans remettre en cause la démarche intégrée de cette approche. Dans la thèse présentée, il s'agit donc d'utiliser cette approche intégrée avec une loi de comportement matricielle plus riche (viscoélastique linéaire dans le cas présent au lieu d'élastique dans les travaux de Klimkeit) et un critère en énergie dissipée de type Morrow pour estimer la durée de vie des pièces étudiées. Il est toutefois à noter que le critère en énergie dissipée ne s'adapte pas

bien aux variations de contrainte moyenne mais que cela peut être amélioré par un facteur du type de celui qui a été proposé par Ellyin et Kujawski ([Kuja95]) par exemple.

Dans la plupart des cas, la façon d'appliquer le critère se base sur une méthode de type « point chaud ». Dans les travaux de Klimkeit, les éprouvettes de géométries simples de microstructure plutôt mono-orientée justifient une application du critère en moyenne sur l'épaisseur, mais dans une approche « point chaud » dans le plan. Cependant, les différentes études concernant la propagation de fissure montrent que lorsqu'un concentrateur de contraintes est présent, le chargement sur un volume fini est affecté. Pour prendre en compte l'effet de singularité, la méthode d'application du critère devrait donc considérer le volume fini en question. Proposé par Schaaf ([Scha15]), le concept de volume contraint associé à l'énergie de déformation présente l'avantage de rendre compte de deux éléments. L'influence de la multiaxialité des champs mécaniques est restituée grâce à la nature du FIP considéré : l'énergie de déformation. La différence d'évolution des champs selon les différentes directions de l'espace est prise en compte par l'intermédiaire d'un volume dont la forme n'est pas prédéfinie. L'emploi de l'énergie dissipée évaluée localement pourrait donc tout à fait se prêter à l'utilisation de cette méthode hybride pour déterminer un volume d'intégration adapté à la prédiction de durée de vie en fatigue. Il reste alors à caractériser la taille et la forme de ce volume en fonction des différentes situations étudiées.

Ainsi, un objectif de la thèse est de tenter d'améliorer la forme du critère afin de prendre en compte l'impact de la contrainte moyenne sur la réponse en fatigue du matériau. La méthode d'application de ce critère par l'intermédiaire de la TPM sera également discutée. Ces questions sont dépendantes l'une de l'autre du fait de la multiaxialité locale. Celle-ci peut être due à la multiaxialité macroscopique du chargement mais également à la microstructure hétérogène du composite. En effet, cette dernière crée de la multiaxialité locale y compris lorsque le chargement est uniaxial et homogène. Afin de traiter un chargement local puis global de plus en plus complexe, une approche en plusieurs étapes a été mise en place de manière à découpler au maximum, la multiaxialité due à la microstructure du composite de celle due au chargement :

- Dans un premier temps, des éprouvettes de géométries simples, de type Dogbone, découpées dans des plaques injectées dont l'orientation est connue, sont soumises à un chargement de traction uniaxiale. Les plaques dans lesquelles sont découpées les éprouvettes étant injectées, la microstructure cœur-peau est présente et induit de la multiaxialité locale dans l'éprouvette, pourtant soumise à un chargement macroscopique uniaxial ;
- Puis des éprouvettes planes de type papillon, sont soumises à un trajet de chargement de cisaillement. Ces éprouvettes sont également découpées dans des plaques injectées. La sollicitation reste uniaxiale mais du fait de la microstructure cœur-peau, la multiaxialité apparaît localement ;
- Ces mêmes éprouvettes papillon sont soumises à un chargement de traction uniaxiale. Toujours du fait de leur microstructure induite par l'injection, de la multiaxialité locale apparaît au sein de l'éprouvette. A cela s'ajoute un gradient de contraintes provenant de la géométrie de l'éprouvette ;
- Enfin, des éprouvettes tubulaires injectées sont soumises à un chargement macroscopique multiaxial. La combinaison de la traction et de la torsion permet d'évaluer la multiaxialité macroscopique en plus de la multiaxialité locale induite par la microstructure de ces pièces. Celle-ci ressemble à la microstructure cœur-peau des plaques injectées car les tubes sont d'épaisseur fine.

La totalité de cette étude est menée sur du polyamide 66 renforcé par des fibres de verre présentes à 50% en masse (PA66GF50), composite largement utilisé dans l'automobile pour

les pièces de structure. Etant donné la dépendance de ce type de matériau à l'environnement (température et humidité), l'environnement étudié dans cette thèse se veut proche de ceux en service des pièces. Ainsi, les essais seront menés à 80°C et 50% d'humidité, ce qui représente un environnement proche du moteur. Enfin, cette étude se limitera à des chargements sinusoïdaux à fréquence et amplitude constantes.

Chapitre 2 :
Base de données expérimentale

1 Essais uniaxiaux sur éprouvettes à géométrie simple 59

1.1 Eprouvettes 59

1.2 Instrumentation 61

1.3 Paramètres relevés 62

1.4 Chargement 63

1.5 Base de données des essais réalisés 63

1.6 Résultats 64

2 Essais Iosipescu (essais de rails) 67

2.1 Généralités sur les essais réalisés à l'institut Pprime 67

2.2 Eprouvettes 68

2.3 Choix du montage 71

2.3.1 Montage avec vis traversantes 72

2.3.2 Montage sans vis traversantes 73

2.3.3 Comparaison des champs en partie utile entre les deux montages 74

2.3.3.1 Analyse de champs induits par la sollicitation mécanique 74

2.3.3.2 Analyse de la dilatation thermique 77

2.4 Instrumentation 79

2.5 Chargement 80

2.6 Résultats 80

3 Essais de traction sur éprouvettes papillon 83

3.1 Essai mécanique 83

3.2 Résultats 84

4 Essais de traction-torsion sur tubes 86

4.1 Description des essais 86

4.1.1 Eprouvettes et microstructures 86

4.1.2 Montage expérimental 90

4.1.3 Instrumentation 91

4.1.4 Chargement 92
4.2 Résultats 92
4.2.1 En traction 92
4.2.2 En torsion 94
4.2.3 En traction-torsion combinées 95

L'objectif de ce chapitre est de construire la base de données en fatigue à T80RH50 du PA66GF50 dans des situations de multiaxialité de plus en plus complexes. Cela permet de caractériser la tenue en fatigue du matériau mais aussi d'optimiser/identifier/valider la démarche de dimensionnement proposée sur une large base d'essais.

Les premières études ont porté sur des essais de fatigue uniaxiaux menés sur des éprouvettes de géométrie simple. Ces éprouvettes usinées dans des plaques, présentent une microstructure où l'effet cœur-peau est prononcé. La multiaxialité apparaitra dans ce cas à l'échelle de la microstructure ou autour des congés à l'échelle macroscopique. Puis, afin de complexifier le chargement, des éprouvettes papillon, toujours découpées dans des plaques injectées, ont été soumises à un chargement de cisaillement grâce à des essais Iosipescu. Pour renforcer le caractère multiaxial et les gradients des champs mécaniques au voisinage des entailles, ces mêmes éprouvettes papillon ont été soumises à un chargement de traction uniaxiale. Enfin, des éprouvettes tubulaires injectées sont soumises à des chargements variés. De la traction pure et de la torsion pure sont appliquées dans un premier temps de sorte à étudier la multiaxialité locale, due à la fois à la géométrie du tube ainsi qu'à sa microstructure de pièce injectée. Enfin, un chargement macroscopique multiaxial est appliqué sur ces mêmes éprouvettes en combinant traction et torsion.

Toutes les éprouvettes utilisées dans ce chapitre ont été fournies par Solvay. Les essais de fatigue uniaxiaux ont été réalisés par Solvay tandis que les essais Iosipescu et sur tubes ont été mis au point à l'institut Pprime dans le cadre de la thèse.

1 Essais uniaxiaux sur éprouvettes à géométrie simple

Les essais de fatigue les plus classiques de la littérature sont des essais de traction-compression uniaxiale sur des éprouvettes de type Dogbone. Ces essais ont ici été réalisés par Solvay Engineering Plastics dans leurs propres locaux.

1.1 Eprouvettes

La figure 2-1 montre le plan des éprouvettes Dogbone, qui sont découpées à 0°, 45° et 90° dans des plaques injectées en PA66GF50. Plusieurs éprouvettes (2, 3 ou 4 selon l'orientation) sont découpées dans une seule et même plaque selon le plan de découpe en figure 2-2. Une fois les éprouvettes découpées dans les plaques, elles sont conditionnées à 80°C sous 50% d'humidité (T80RH50) dans une étuve pendant plusieurs semaines afin d'atteindre un état d'équilibre sous cet environnement. Lorsque les éprouvettes quittent cette étuve, elles sont placées dans des enveloppes hermétiques à température ambiante permettant de conserver leur conditionnement. Enfin, lorsqu'elles sont sorties des enveloppes, les éprouvettes sont conservées 7 jours au plus avant leur utilisation afin de limiter la désorption d'eau avant l'essai. Ce protocole a été élaboré par Solvay.

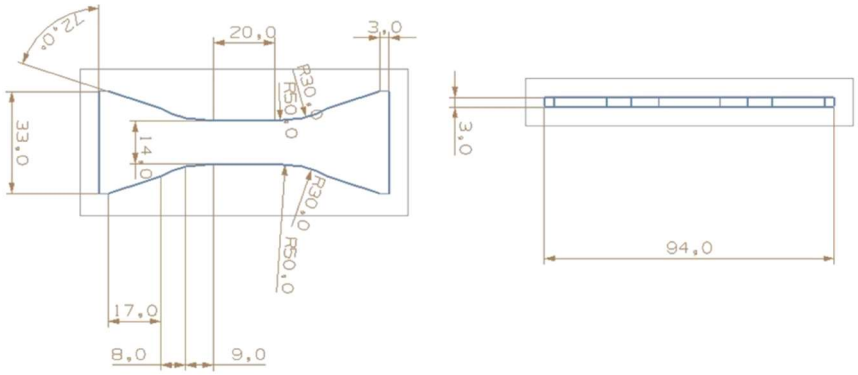


Figure 2-1 : Plan des éprouvettes Dogbone utilisées pour les essais de fatigue uniaxiaux

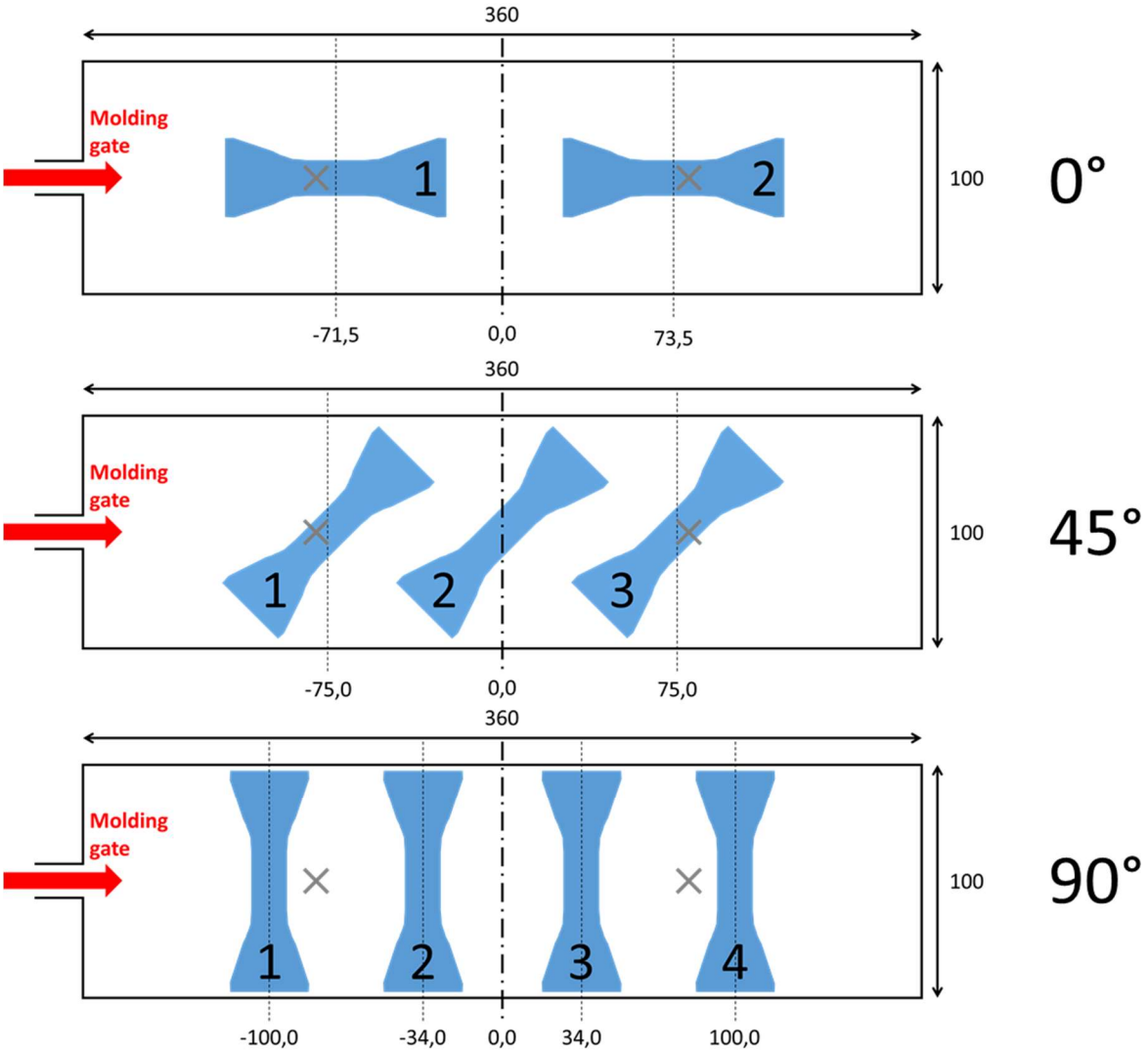


Figure 2-2 : Plan de découpe des éprouvettes Dogbone à 0°, à 45° ou à 90° dans une plaque injectée. Les croix grises représentent les lieux de prélèvement pour l'étude des tenseurs d'orientation dans la plaque

Les tenseurs d'orientation ont été mesurés en deux endroits de la plaque, représentés par des croix grises sur la figure 2-2. Quatre échantillons ont été étudiés par micro-tomographie par Solvay Engineering Plastics : les deux lieux de prélèvement pour deux plaques différentes. Les

composantes diagonales des tenseurs d'orientation mesurés sont représentées sur la figure 2-3. Il est notable que l'évolution de ces composantes dans l'épaisseur est similaire.

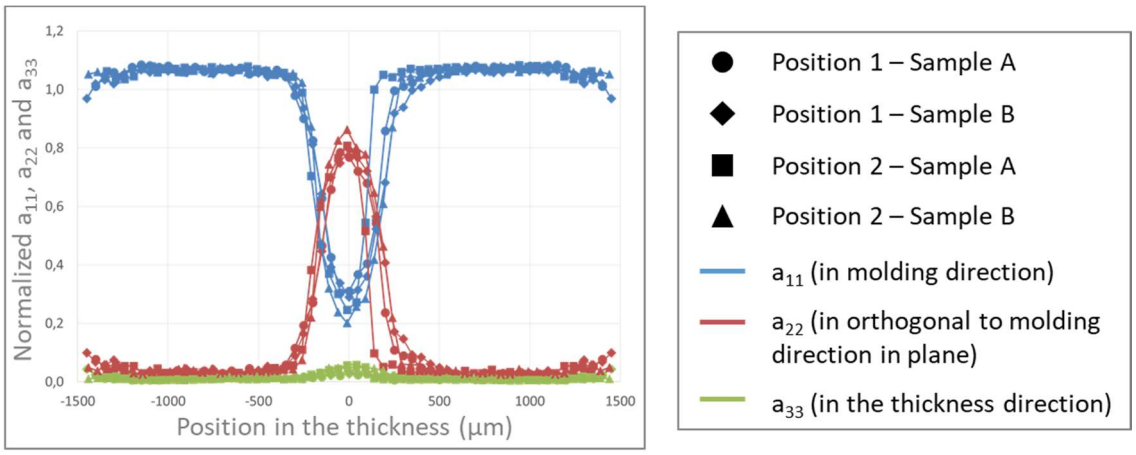


Figure 2-3 : Evolution des composantes diagonales du tenseur d'orientation dans l'épaisseur pour différents prélèvements aux deux positions de mesure évoquées à la figure 2-2

L'épaisseur du cœur est déterminée en suivant les gradients d'orientation entre points de la courbe $a_{11}=f(z)$. Dans la peau, ces gradients sont très faibles. La transition cœur-peau s'accompagne d'une forte variation des gradients d'orientation. L'épaisseur de cœur est donc prise entre deux points limites présentant (i) un changement important de gradients avec un de leurs voisins (ii) un changement de gradient faible avec leur autre voisin le plus proche.

De plus, le ratio cœur/peau est évalué comme étant le rapport entre la valeur minimale de a_{11} et la moyenne de a_{11} en peau, la peau étant définie comme le complémentaire du cœur. Ainsi, plus ce ratio est faible, plus la différence d'orientation entre le cœur et la peau est marquée.

Ces caractéristiques sont calculées pour chaque prélèvement de la plaque. Leurs valeurs sont présentées dans le tableau 2-1. La différence entre les valeurs caractéristiques de l'orientation pour les quatre prélèvements étant relativement faible, l'orientation des fibres entre les deux positions de prélèvement peut être considérée comme homogène. Ainsi, toutes les éprouvettes à l'exception de la première position de découpe à 90°, peuvent être comparées et considérées comme équivalentes du point de vue de l'orientation.

	Pos1 – Samp A	Pos1 – Samp B	Pos2 – Samp A	Pos2 – Samp B
Epaisseur du cœur (µm)	500	550	400	500
Ratio cœur/peau	0.29	0.28	0.23	0.19

Tableau 2-1 : Epaisseur de cœur et ratio cœur/peau pour les différents prélèvements étudiés dans une plaque injectée

1.2 Instrumentation

Réalisés par Solvay, les essais sur éprouvettes Dogbone servent pour plusieurs thèses du projet. Dans cet objectif, l'instrumentation permet de mesurer à la fois les champs mécaniques et les champs thermiques. Ces derniers sont mesurés grâce à une caméra infrarouge

(FLIR X6540SC). Le schéma global du montage est présenté sur la figure 2-4a. Dans l'enceinte qui entoure l'essai et stabilise son environnement, un corps noir en PA66GF50 non sollicité mécaniquement est placé pour servir de référence pour la mesure infrarouge d'auto-échauffement (voir Figure 2-4b). Les champs mécaniques eux, se résument aux contraintes et aux déformations axiales dans la direction de chargement. Les contraintes sont les contraintes nominales, calculées à partir de la force appliquée et les déformations sont mesurées grâce à un extensomètre monté sur la face arrière de la partie utile de l'éprouvette. De plus, afin de doubler cette mesure en cas de glissement de l'extensomètre, la partie utile de l'éprouvette est recouverte d'un mouchetis pour la mesure de champs de déformations par corrélation d'images.

A l'extérieur de l'enceinte, afin de mesurer la température de surface de l'éprouvette, la caméra infrarouge est placée en face du hublot. Dans la fenêtre observée par cette caméra se trouve également le corps de référence. Deux autres caméras, mesurant dans le visible sont placées de biais de part et d'autre de la caméra infrarouge pour la corrélation d'images.

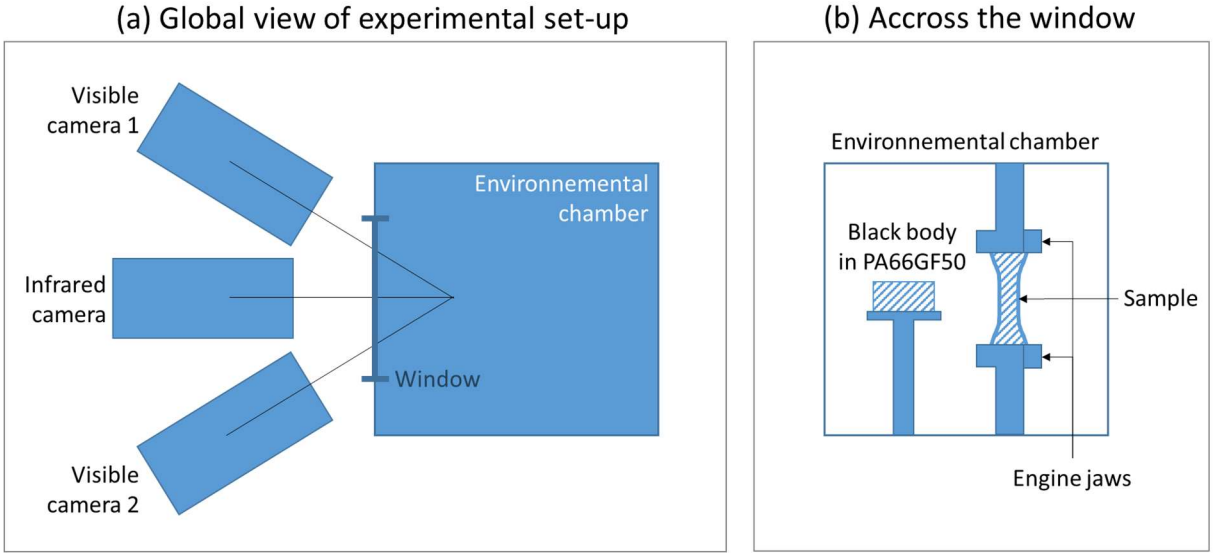


Figure 2-4 : (a) Schéma du montage expérimental global réalisé chez Solvay pour mener les essais uniaxiaux sur éprouvettes Dogbone ; (b) Schéma du montage à l'intérieur de l'enceinte

1.3 Paramètres relevés

Grâce à l'instrumentation présentée ci-dessus, les paramètres suivants peuvent être relevés : la contrainte nominale dans la direction de chargement (F/S_0), la température en surface de l'éprouvette et les déformations dans la direction de chargement dans la partie utile. On notera que les mesures de déformation par corrélation d'images et avec extensomètre ont été comparées sur des essais sans glissement de l'extensomètre. Dans ce cas, les résultats sont équivalents et les deux sont alors utilisables pour l'évaluation du FIP. Les signaux sont enregistrés par échantillonnage. Ainsi, pour les 10 premiers cycles, les mesures seront effectuées sur chaque cycle. Pour les 90 suivants, 20 cycles sont relevés puis 20 autres pour les 900 cycles suivants. De cette manière, les mesures sont relevées pour 20 cycles par décade à une fréquence de 1000Hz, ce qui représente un peu plus de 300 points par cycle étant donné que l'essai est réalisé à 3Hz.

A partir de ces résultats directement mesurés, on obtient par post-traitement les sorties suivantes :

- Les déformations minimale et maximale sur un cycle
- Le module sécant sur un cycle, calculé à partir des points correspondant aux contraintes maximale et minimale
- L'aire de boucle sur un cycle, calculée avec la méthode des trapèzes
- La température moyenne dans la partie utile, mesurée comme étant la différence de température en surface de l'éprouvette et du corps noir de référence
- La durée de vie à rupture de l'éprouvette

Seuls les résultats de déformations et de contraintes axiales sur le cycle à mi-vie et la durée de vie de chaque essai sont fournis par Solvay. Ainsi, tous les paramètres ci-dessus pourront être évalués sur le cycle à mi-vie. La température moyenne en partie utile n'a pas été fournie.

1.4 Chargement

Les essais se déroulent en environnement contrôlé en température et en hygrométrie et sont réalisés à 80°C et à un taux d'humidité de 50% (± 1°C sur la température et ± 5% sur l'hygrométrie). La montée en température se fait une fois l'éprouvette serrée dans les mors pinces. Elle est d'environ 30 min. Durant celle-ci, les éprouvettes sont soumises à une force faible constante et le vérin est asservi en conséquence. Lorsque la température est atteinte, le contrôle en déplacement est repris avant de lancer l'essai, dont la première étape est de revenir au zéro de charge. Les essais sont ensuite pilotés en force en amplitude constante et le chargement est sinusoïdal. La montée en charge mène jusqu'à la charge minimale puis, le chargement est sinusoïdale comme l'illustre le trajet de chargement à rapport de charge $R=\sigma_{min}/\sigma_{max}=0.1$ présenté sur la figure 2-5.

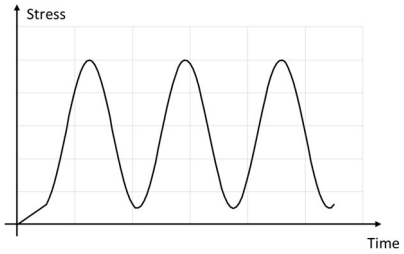


Figure 2-5 : Trajet de chargement des essais uniaxiaux sur éprouvettes Dogbone, exemple à rapport de charge R=0.1

1.5 Base de données des essais réalisés

Les essais ont tous été réalisés à T80RH50. Ainsi, pour chaque rapport de charge et chaque orientation, la courbe de Wöhler entre des durées de vie de 10^4 cycles à 10^6 cycles a été tracée. Ces durées de vie correspondent à la gamme de durées de vie en service des pièces pour différents régimes de sollicitation. Dans le but d'étudier l'influence de l'orientation des fibres dans le matériau, les 3 orientations citées précédemment, c'est-à-dire 0°, 45° et 90° ont été étudiées pour les essais uniaxiaux. Tous les essais ont été réalisés à fréquence faible (3 Hz) pour

limiter l'auto-échauffement du matériau. Plusieurs rapports de charge ont été considérés dans la base de données (-0.5 ;-0.2 ; 0.1 ;0.3 ;0.5 ;0.7) afin de balayer une large gamme de contraintes moyennes.

Pour chacune de ces orientations et chacun de ces rapports de charge, une courbe de Wöhler a été tracée. Les niveaux de durée de vie ciblés sont compris entre 10^3 et 5.10^7 cycles. Plusieurs essais à chaque niveau de contrainte maximale seront réalisés.

Les paramètres fournis par Solvay sont la contrainte maximale imposée et les durées de vie associées, soit des boucles d'hystérèse à mi-vie pour une résistance en fatigue donnée. Les contraintes et les déformations à mi-vie constituent un cycle moyen considéré comme stabilisé.

Le cycle stabilisé est construit comme suit :

- Dans un premier temps les courbes S-N sont interpolées par une loi puissance.
- Les contraintes maximales correspondant aux durées de vie de 10^4, 3.10^4, 10^5, 3.10^5 et 10^6 cycles sont calculées à partir de cette interpolation. Cela permet d'identifier les deux niveaux de chargement testés les plus proches des niveaux de chargement interpolés, l'un inférieur et l'autre supérieur.
- Pour les différents essais de ces deux paliers, la boucle d'hystérèse la plus proche de la mi-vie est mesurée. Les différentes boucles sont moyennées point à point puis combinées de manière à obtenir une boucle d'hystérèse moyenne à la contrainte correspondant à la durée de vie ciblée. La figure 2-6 présente les étapes de post-traitement nécessaires pour obtenir ce cycle stabilisé moyen pour un niveau de chargement.

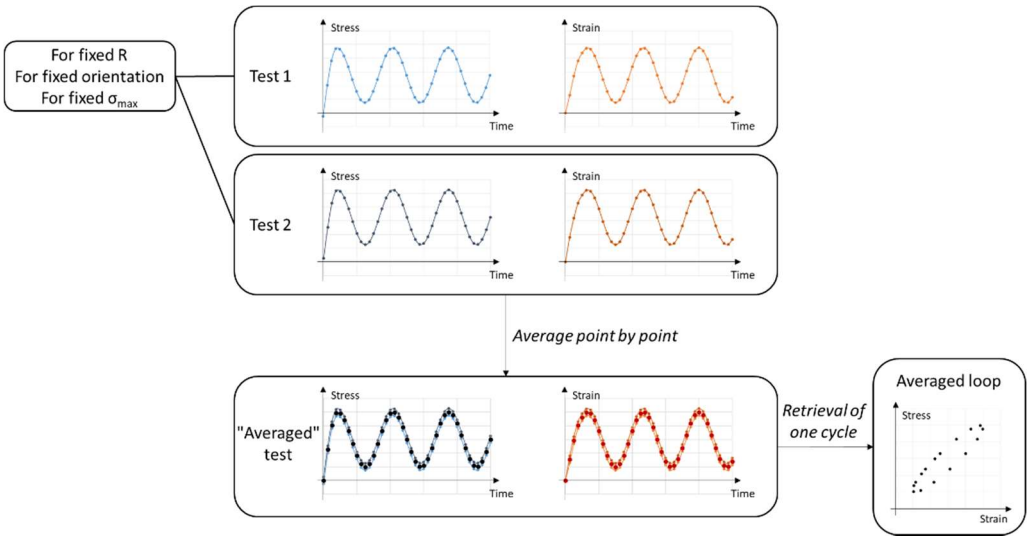


Figure 2-6 : Etapes de post-traitement pour arriver aux données qui sont fournies par Solvay pour le travail de thèse

1.6 Résultats

Pour une question de lisibilité, la figure 2-7 présente les courbes de Wöhler en deux graphes à la même échelle. Les courbes pour des rapports de charge inférieurs à 0.1 sont représentées sur le graphe de gauche et celles pour des rapports de charge supérieurs à 0.1 sur celui de droite. Elles représentent la contrainte nominale maximale macroscopique dans la direction de chargement en fonction de la durée de vie à rupture. Quel que soit le rapport de charge étudié,

pour une durée de vie fixée, les éprouvettes orientées à 0° résistent à une contrainte maximale plus élevée que celles à 45° qui elles-mêmes, résistent à une contrainte plus élevée que les éprouvettes à 90°. Cela est en complet accord avec la littérature ([Fouc19] à 110°C DAM, [Mort16] à -40°C, 23°C et 125°C DAM…).

Ainsi, pour des rapports de charge inférieurs ou égaux à 0.1, il est remarquable que les pentes des courbes de Wöhler sont assez proches les unes des autres, ce qui une fois encore confirme la littérature sur ce type de matériaux, voir par exemple les travaux de Mortazavian ([Mort16]) pour un conditionnement à l'ambiante et sur polyamide sec. La pente de Basquin moyenne, toutes orientations confondues est de 0.075. Pour des rapports de charge supérieurs à 0.1, les courbes de Wöhler sont plus plates. En effet, pour R>0.1, la pente moyenne toutes orientations confondues est de 0.03 soit plus de deux fois inférieure à celle pour R≤0.1. La variabilité des pentes autour de leur valeur moyenne, calculée comme étant l'écart-type de la série de données, est équivalente pour les rapports de charge inférieurs et supérieurs à 0.1. La valeur de cet écart-type est en l'occurrence de 0.01. Cela signifie que les pentes sont assez homogènes pour des rapports de charge inférieurs à 0.1 et supérieurs à 0.1 respectivement. Cela confirme également la littérature ([Mall04]) à l'ambiante.

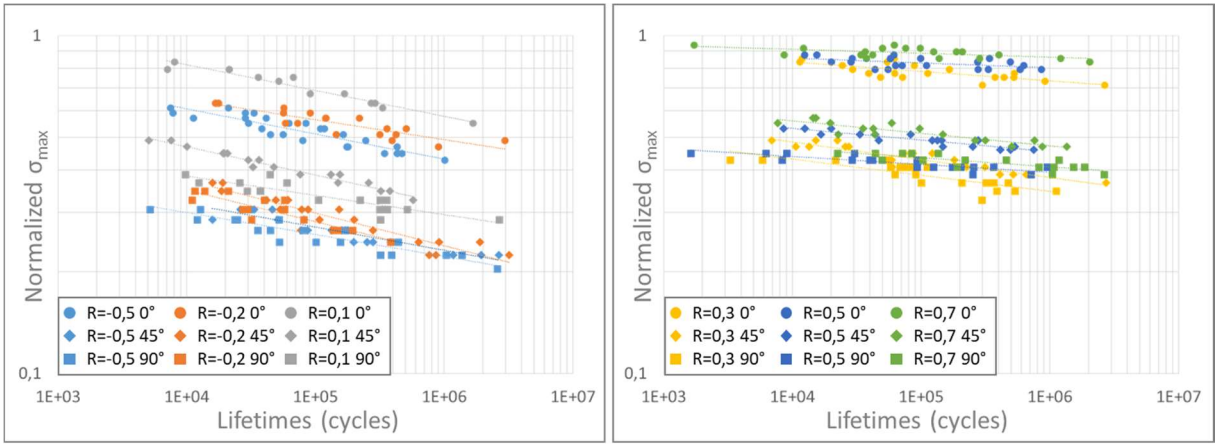


Figure 2-7 : Courbes de Wöhler sous chargement unixial du PA66GF50 à T80RH50 pour différentes orientations par rapport de charge

Sur la figure 2-8, les mêmes courbes de fatigue sont représentées mais cette fois-ci, un graphe correspond à une orientation donnée. Ainsi, les courbes pour des rapports de charge différents peuvent être comparées facilement pour une même orientation. Sur cette figure, il est alors possible de constater que quelle que soit l'orientation étudiée, plus le rapport de charge augmente, plus la durée de vie atteinte à contrainte maximale fixée augmente. Cette analyse concerne plutôt les grandes durées de vie. En effet, les pentes des courbes n'étant pas toutes identiques, les courbes peuvent se croiser, ce qui arrive par exemple pour les courbes à 0° pour R=0.3 (cercles jaunes) et R=0.5 (cercles bleu foncé). Dans ce cas, les courbes sont ordonnées comme cela a été expliqué précédemment à grandes durées de vie mais la tendance s'inverse aux faibles durées de vie.

La durée de vie d'intérêt vis-à-vis de l'industrie est de 3.10^4 cycles, ce qui représente un régime d'utilisation des pièces dit « incidentel ». L'évolution de la contrainte atteinte pour cette durée de vie en fonction du rapport de charge est présentée en figure 2-9. L'interpolation de cette évolution par une loi linéaire semble adaptée car le coefficient de corrélation est supérieur à 0.97 pour les trois orientations. Ajouté au fait que les pentes de Basquin sont proches dans le domaine de rapports de charge inférieurs à 0.1, cette interpolation permet de déterminer une courbe correspondant à un rapport de charge nul, pour chaque orientation.

Pour un rapport de charge égal à zéro, les courbes supposées pour chaque orientation ont comme pente la pente moyenne des courbes pour des rapports de charge inférieurs à 0.1, c'est-à-dire 0.075. Leur ordonnée à l'origine est calculée par l'interpolation linéaire décrite en figure 2-9 pour chaque orientation. Les courbes ainsi déterminées, sont supposées équivalentes à celles obtenues pour des essais de traction uniaxiale à rapport de charge nul. Elles pourront ainsi être comparées aux courbes de Wöhler obtenues à R = 0 sur d'autres types de chargement (cf. paragraphes 2.6, 3.2 et 4.2).

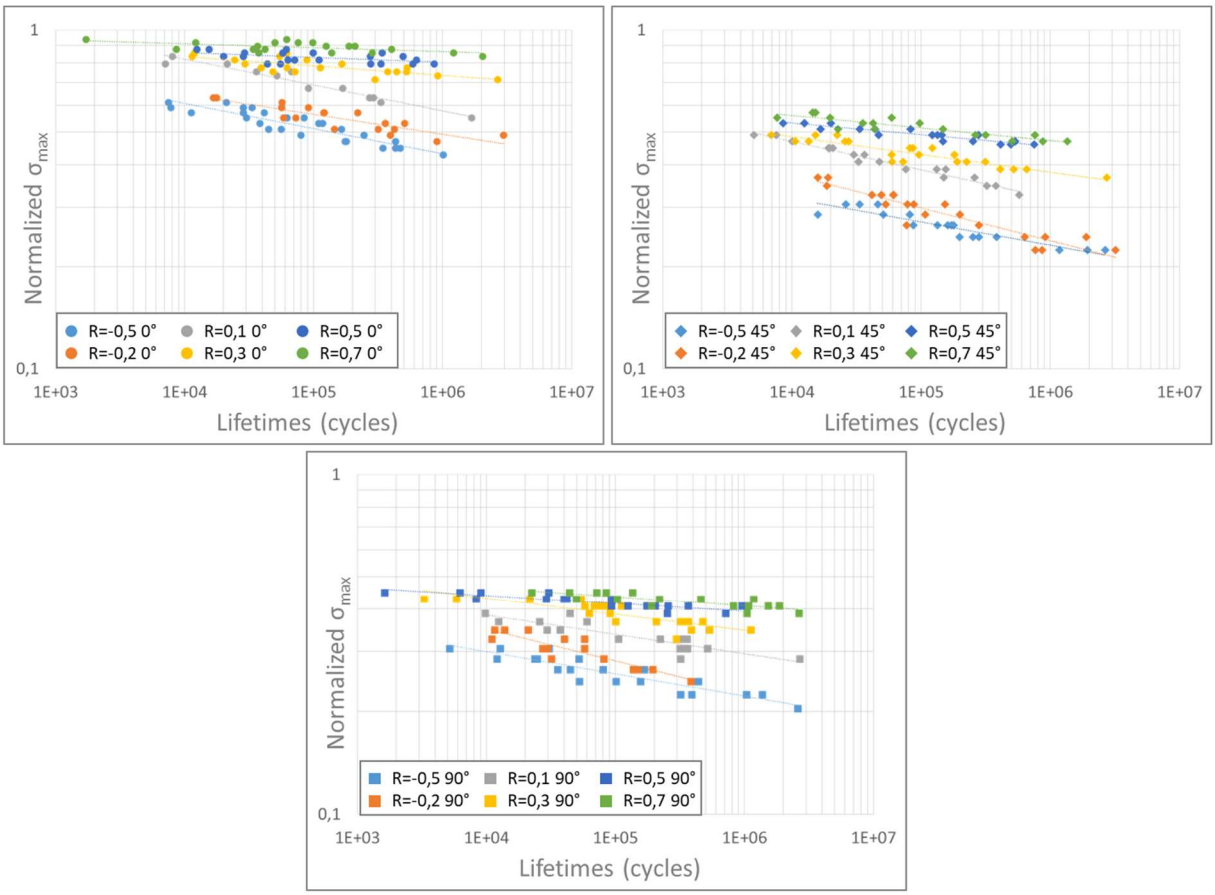


Figure 2-8 : Courbes de Wöhler sous chargement uniaxial du PA66GF50 à T80RH50 pour différents rapports de charge par orientation étudiée 0°, 45° et 90°

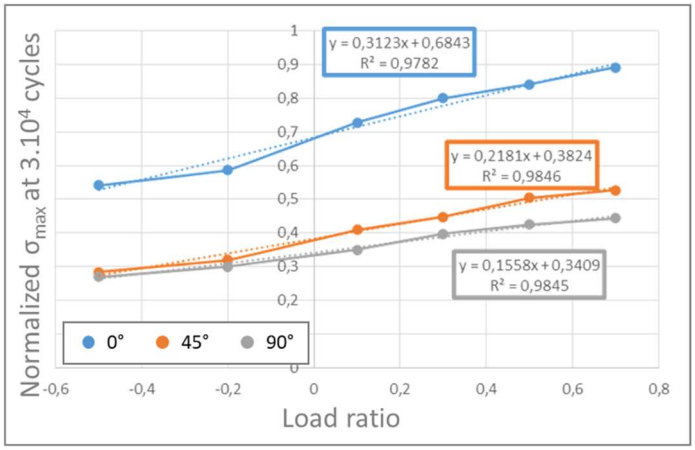


Figure 2-9 : Evolution de la contrainte maximale à 5.10⁴ cycles en fonction du rapport de charge pour des essais de fatigue uniaxiaux sur éprouvettes Dogbone pour les orientations 0°, 45° et 90° à T80RH50

Enfin, pour chaque courbe, c'est-à-dire pour chaque combinaison rapport de charge-orientation, la dispersion a été évaluée. Ici et dans tout le reste de la thèse, la dispersion des données est représentée par un facteur k tel que 66% des essais de la courbe de Wöhler soient compris entre les courbes d'équations (2-1) et (2-2). Ainsi, plus le facteur k est grand, plus la série de données est dispersée.

$$\sigma_{max} = (1+k)AN_f{}^{-B} \tag{2-1}$$

$$\sigma_{max} = \frac{1}{1+k}AN_f{}^{-B} \tag{2-2}$$

Où σ_{max} est la contrainte maximale de chargement
N_f est la durée de vie à rupture
A est l'ordonnée à l'origine de la courbe de Wöhler
B est la pente de Basquin de la courbe de Wöhler
k est le facteur de dispersion recherché

Les valeurs du facteur k sont calculées pour tous les rapports de charge et toutes les orientations étudiées sur des éprouvettes Dogbone et sont exposées dans le tableau 2-2. Ces valeurs montrent qu'en moyenne, l'orientation à 0° (k_{moy} = 3.34) est près de trois fois plus dispersée que l'orientation à 90° (k_{moy} = 1.34), elle-même quasiment deux fois plus dispersée que l'orientation à 45° (k_{moy} = 0.75), malgré un nombre d'essais équivalent pour les trois orientations.

		Orientation		
		0°	45°	90°
Rapport de charge	-0.5	0.94	0.7	1.2
	-0.2	1.3	0.6	0.8
	0.1	0.4	0.27	0.85
	0.3	2.4	0.85	1.4
	0.5	6	0.75	2
	0.7	9	1.3	1.8

Tableau 2-2 : Valeurs du facteur k représentant la dispersion des courbes de Wöhler pour des essais uniaxiaux pour tous les rapports de charge et toutes les orientations étudiés

2 Essais Iosipescu (essais de rails)

Afin d'étudier un autre trajet de chargement sur le PA66GF50, des éprouvettes à concentrateur de contrainte, dites papillons ont été soumises à un chargement de cisaillement. Ces essais sont d'autant plus importants que d'après la littérature (voir paragraphe 2.1.1 du chapitre 1), ce chargement est parmi les plus critiques pour les composites fibres courtes.

2.1 Généralités sur les essais réalisés à l'institut Pprime

La machine utilisée pour ces essais est une machine hydraulique biaxiale Instron 1343 équipée d'une cellule de force en traction de 100kN. Le montage global est présenté sur la

figure 2-10. La partie de la machine entre la traverse et le bâti est placée dans une enceinte contrôlant température et hygrométrie de l'air. Cette enceinte est percée de deux trous, à la verticale l'un de l'autre permettant de faire passer les lignes d'amarrage de chaque côté de l'enceinte. L'enceinte est également équipée de deux hublots, chacun composé de plusieurs vitres, l'un (dans la porte) laissant passer les ondes dans le visible quand l'autre (sur le côté) permet d'observer l'intérieur en infrarouge. Grâce à cette enceinte, l'air environnant l'éprouvette est contrôlé en température (80°C) et en hygrométrie (RH50) tout au long des essais réalisés à l'institut Pprime. De plus, la stabilisation de la température à réaliser au début de chaque essai comprendra la stabilisation en température des lignes d'amarrage puisque celles-ci sont en partie dans l'enceinte.

Figure 2-10 : Photo de la machine biaxiale Instron 1343 équipée d'une enceinte de contrôle de température et d'hygrométrie

2.2 Eprouvettes

Comme les éprouvettes Dogbone, les éprouvettes papillon sont des éprouvettes planes découpées dans des plaques injectées. Elles présentent un rétrécissement de section, qu'on appellera par la suite entaille, et dont le fond est un cercle de rayon 1mm (Figure 2-11). La géométrie de ces éprouvettes a été définie à partir des observations d'Adams ([Adam90]), de sorte à ce que l'état de contraintes dans le ligament soit homogène. De la même manière que les éprouvettes Dogbone, plusieurs découpes sont réalisées dans une seule et même plaque. Les plans de découpe des éprouvettes papillon à 0° et à 45° présentés sur la figure 2-12 montrent que le nombre d'éprouvettes découpées par plaque peut varier selon l'orientation choisie.

On notera qu'au vu des découpes des éprouvettes, les éprouvettes papillon dites à 0° ont des fibres en peau orientées dans le plan du ligament et sont donc comparables lorsqu'elles seront soumises à de la traction uniaxiale (cf. paragraphe 3) aux éprouvettes Dogbone dites à 90° (Figure 2-13).

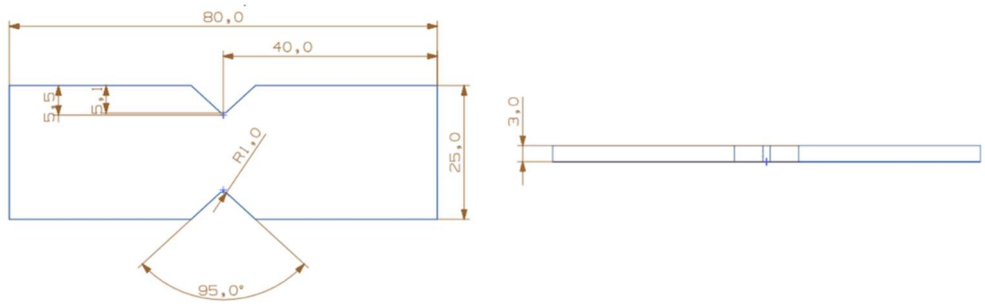


Figure 2-11 : Plan des éprouvettes papillon

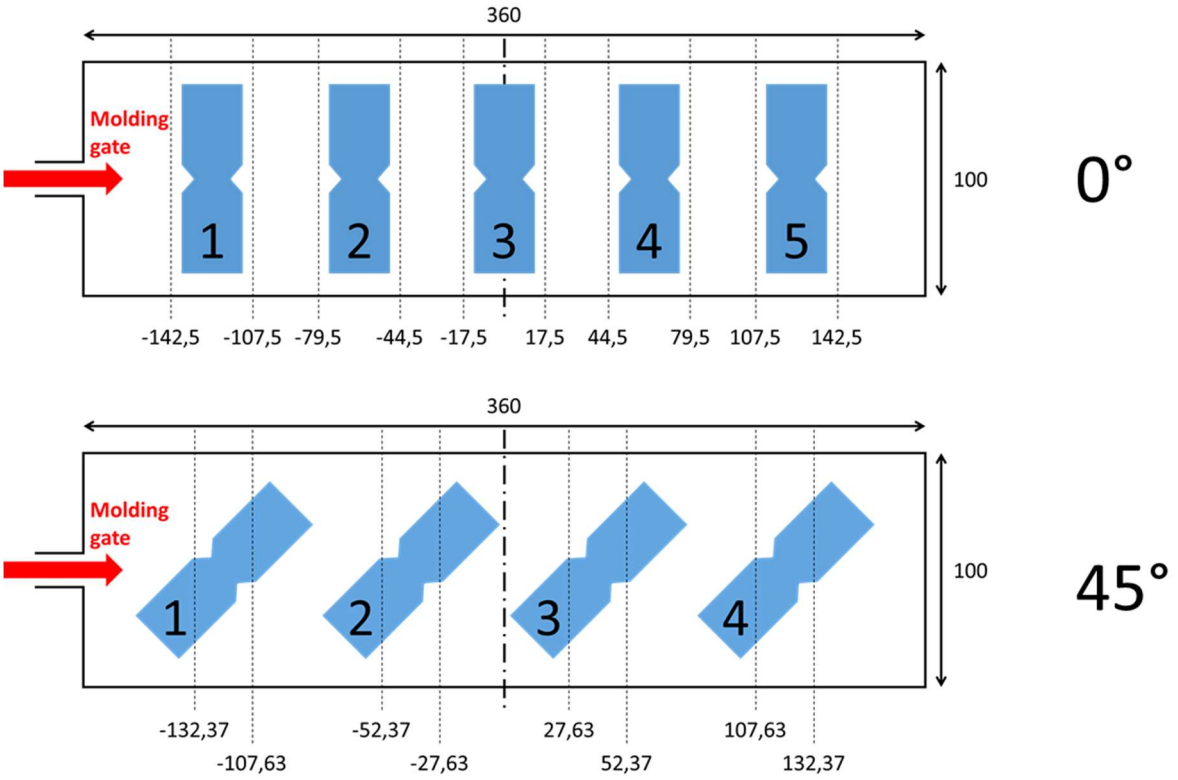


Figure 2-12 : Plan de découpe des éprouvettes papillon à 0° ou à 45° dans une plaque injectée

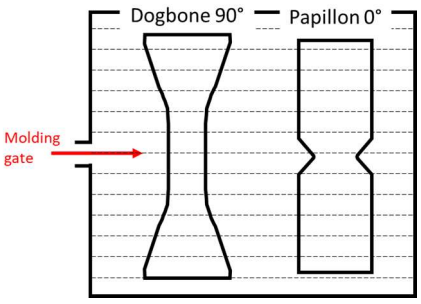


Figure 2-13 : Comparaison de l'orientation en peau des fibres pour des éprouvettes Dogbone à 0° et pour les éprouvettes papillon à 0°

Les tenseurs d'orientation de certaines éprouvettes à 0° ont été mesurés par microscopie à l'ENSTA Bretagne (voir paragraphe **1.1.2** du chapitre 1). Des porosités en quantité non

négligeable sont observables dans l'éprouvette de la position 5, comme le montre la cinquième image de la figure 2-14. Sur cette même image, le cœur apparaît plus large que pour les autres positions. Les porosités sont probablement dues à l'arrivée en fond de moule de la matière qui ne comblerait pas correctement la totalité de l'espace.

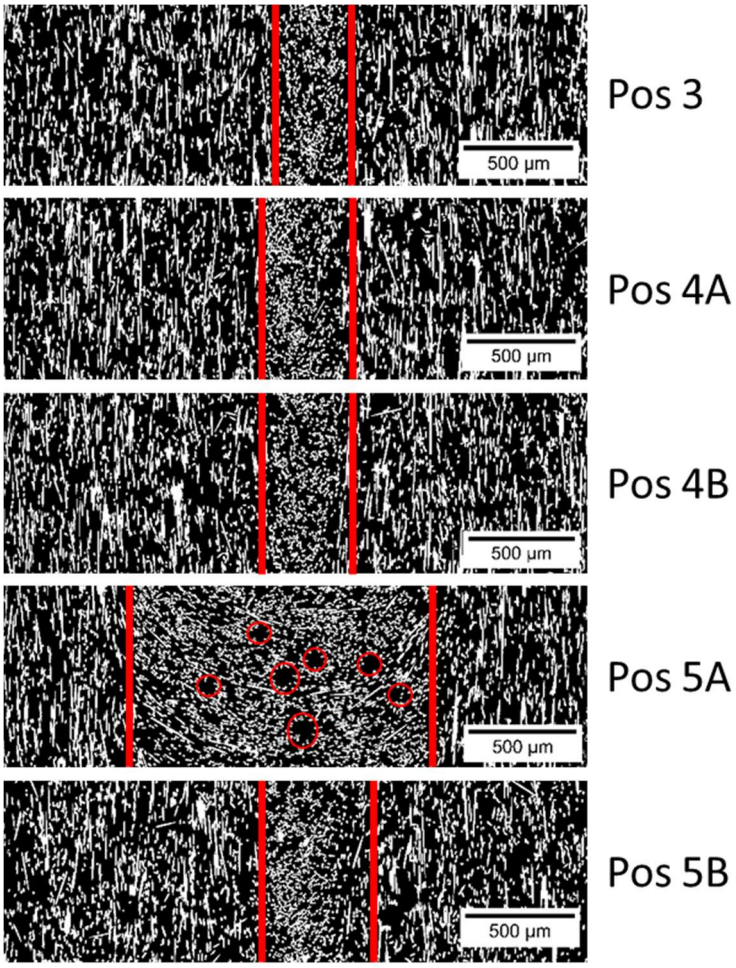


Figure 2-14 : Images en microscopie réalisées à l'ENSTA Bretagne sur des éprouvettes prélevées à différentes positions dans la plaque injectée. Les traits verticaux rouges représentent les frontières du cœur, les cercles rouges entourent des vides.

Les composantes diagonales des tenseurs d'orientation dans les différentes positions sont présentées sur la figure 2-15. Les positions 3 et 4 présentent une épaisseur de cœur similaire. En revanche, les éprouvettes découpées en position 5, ont un cœur plus large. En effet, l'éprouvette 5B présente un cœur 25% plus large que les autres découpes environ et l'éprouvette 5A a un cœur trois fois plus large que les autres. Au vu des différences entre la position de découpe 5 et les autres, celle-ci sera donc écartée pour les essais sur éprouvettes papillon. De la même manière, les éprouvettes prélevées en position 1 n'ont pas été utilisées car celles-ci présentaient des distributions d'orientations trop chaotiques à cause de la proximité du seuil d'injection.

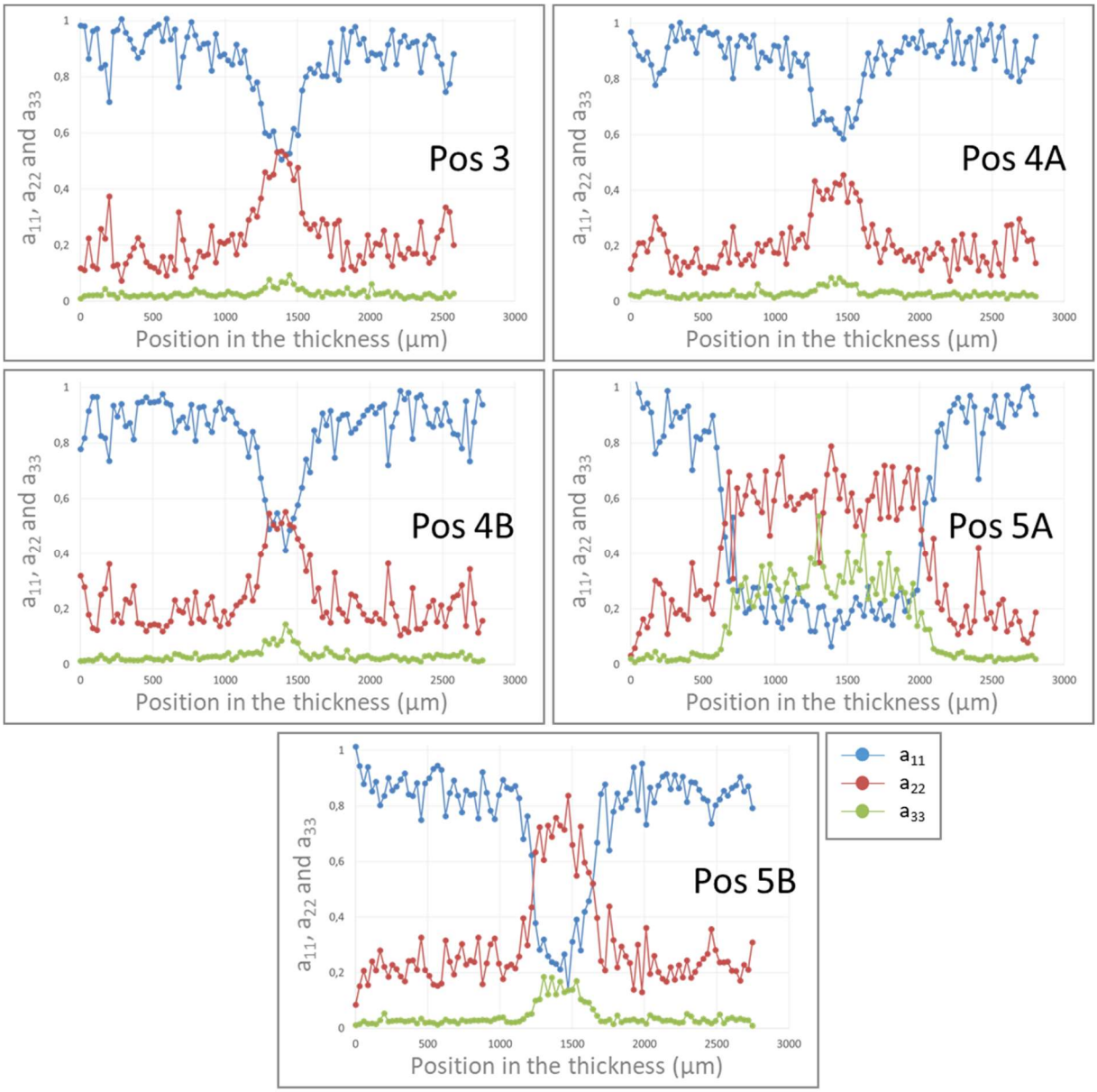


Figure 2-15 : Composantes diagonales des tenseurs d'orientation des éprouvettes papillon mesurées par l'ENSTA Brest

2.3 Choix du montage

Deux montages se retrouvent dans la littérature ([Klim09, Meli06]) pour réaliser des essais Iosipescu. Dans le montage de la figure 2-16a, les zones d'attache des éprouvettes sont percés puis vissés dans les mors de la machine. Tous les degrés de liberté de l'éprouvette par rapport à la machine sont bloqués. Ainsi, seule la translation dans la direction de déplacement du vérin est permise. Dans le montage de la figure 2-16b, aucun encastrement n'est visible. Les mors ne contraignent l'éprouvette que par des appuis plans sur ses tranches supérieure et inférieure. Ainsi, la rotation autour de l'axe vertical et les deux translations horizontales sont libres. L'éprouvette peut donc tourner se tordre. Ce phénomène rend les essais parfois difficiles à réaliser car l'éprouvette sort des mors.

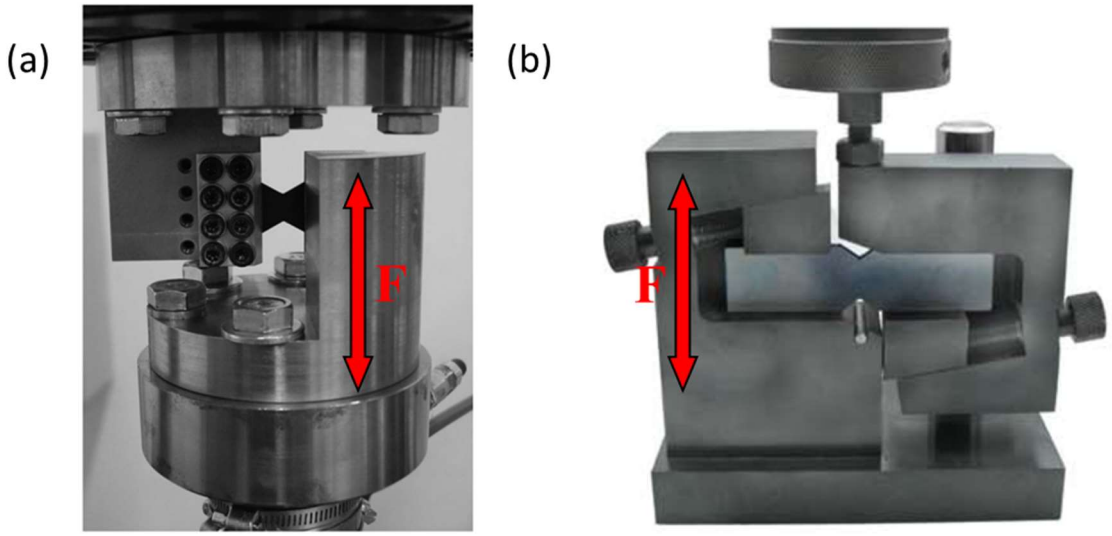


Figure 2-16 : Montages proposés dans la littérature pour réaliser des essais d'Iosipescu (a) avec vis traversantes ([Klim11a]) et (b) sans vis traversantes ([Meli06])

Dans ce paragraphe, deux montages inspirés de ceux de la littérature sont proposés du point de vue de l'attache de l'éprouvette. Les champs de déformations induits par ces montages ont été mesurés pour déterminer lequel des deux mène à un chargement de cisaillement le plus pur possible (paragraphe 2.3.3). La comparaison entre les montages a été réalisée grâce à des mesures de champs par corrélation d'images numériques.

2.3.1 Montage avec vis traversantes

Les mors qui ont été conçus pour les essais Iosipescu sont en forme de L, comme présenté sur la figure 2-17a. Le mors mobile se déplace donc à la verticale (direction de déplacement du vérin), parallèlement au mors fixe. L'essai ainsi réalisé est un essai de glissement. Ce type d'essais peut s'apparenter à un essai de cisaillement dans la mesure où la géométrie de l'éprouvette a été correctement choisie. Le montage étudié ici est exactement le montage employé par Klimkeit ([Klim11a]). Seule la géométrie des éprouvettes diffère.

Les mors de la machine sont percés de 12 trous chacun. Seuls 6 d'entre eux serviront à fixer l'éprouvette. Les éprouvettes reçues n'étaient pas percées. Un guide a donc été conçu pour garantir la symétrie des trous par rapport au ligament de l'éprouvette. Sur la figure 2-18, l'éprouvette est placée sur une des deux plaques du guide. Celle-ci est percée de 8 trous d'un côté et de leur symétrique par rapport à la ligne centrale du guide. Une pièce circulaire peut être translatée sur une partie de cette ligne centrale (ligne pointillée sur l'image de droite). Cette pièce mobile s'insère dans l'entaille de l'éprouvette et garantit que l'axe central de la plaque du guide est le même que celui du ligament de l'éprouvette. L'éprouvette se retrouve bloquée entre, d'un côté la pièce circulaire qui vient d'être évoquée et deux taquets fixes de l'autre côté, elle est donc immobile par rapport aux trous. La seconde plaque du guide vient se poser par-dessus l'éprouvette. Elle est également percée de trous identiques à ceux qui traversent la première plaque. Les deux taquets qui bloquent l'éprouvette permettent également de fixer la seconde plaque par rapport à la première. Ils sont taraudés de sorte à pouvoir y insérer une vis et ainsi immobiliser les deux plaques l'une par rapport à l'autre. Il reste alors à utiliser une perceuse à colonne en entrant le foret dans les trous de la seconde plaque et ainsi de traverser l'éprouvette. Le guide permet de garantir la perpendicularité des perçages et également le placement des trous par rapport au ligament de l'éprouvette. Les éprouvettes sont percées à la sortie de

l'enveloppe qui assure le maintien de leur conditionnement. Elles y sont ensuite replacées et les enveloppes sont refermées jusqu'à l'utilisation des éprouvettes.

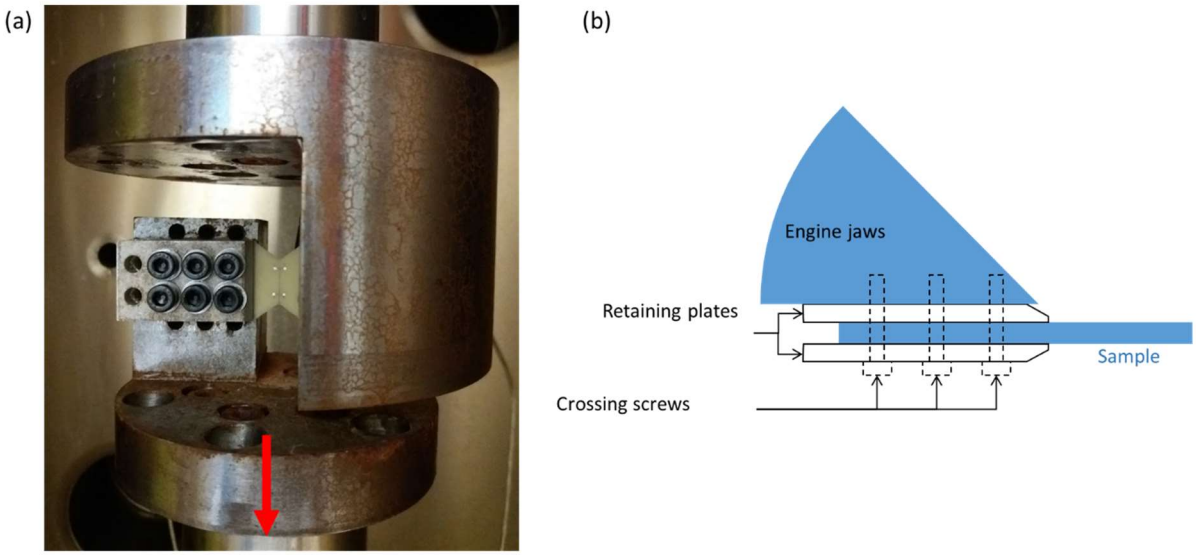


Figure 2-17 : (a) Photographie du montage avec vis traversantes pour une éprouvette à destination d'un essai de fatigue Iosipescu ; (b) Schématisation d'une vue du dessus du montage

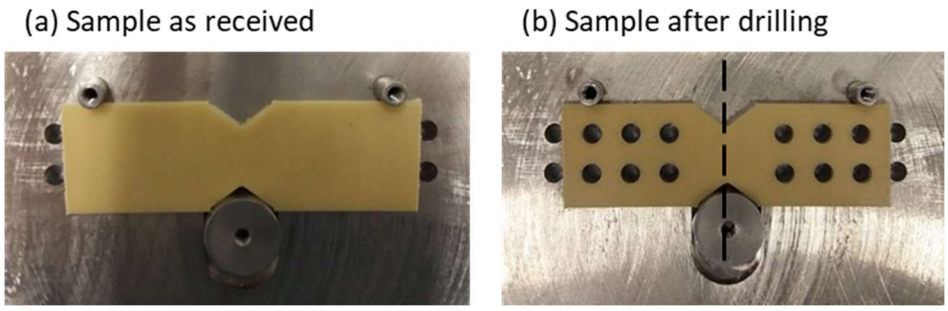


Figure 2-18 : Perçage des éprouvettes

2.3.2 Montage sans vis traversantes

Le second montage est un montage sans vis traversantes. Inspiré de la littérature ([Neum03]), ce montage ne maintient l'éprouvette que par ses tranches supérieure et inférieure.

Cependant, dans le but d'empêcher la torsion de l'éprouvette, une plaque verticale est ajoutée pour pincer l'éprouvette entre cette dernière et le mors de la machine. C'est également cette plaque qui permet de fixer les vis autour de l'éprouvette. Cette dernière n'est alors plus percée et les vis la maintenant en place traversent la plaque et sont situées autour de l'éprouvette. Ainsi, même si les vis sont réparties horizontalement de la même manière que dans le montage avec vis traversantes, elles ne sont plus verticalement placées au même niveau comme le montre la figure 2-19. Comme l'illustrent les schémas de la figure 2-20, les vis ainsi placées, libèrent a priori du jeu entre l'éprouvette et le mors machine dans la direction de sollicitation et libèrent également la translation perpendiculaire à la direction de sollicitation.

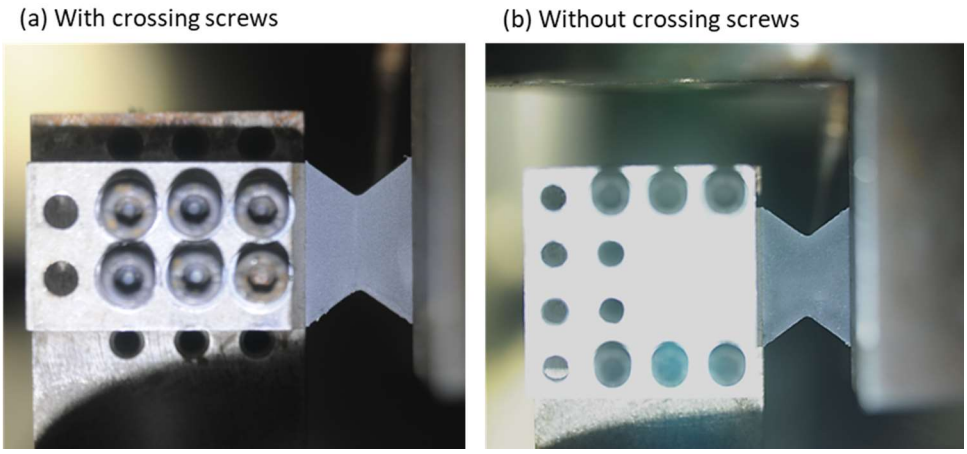


Figure 2-19 : Comparaison de photographies des montages (a) avec et (b) sans vis traversantes pour une éprouvette à destination d'un essai de corrélation d'images

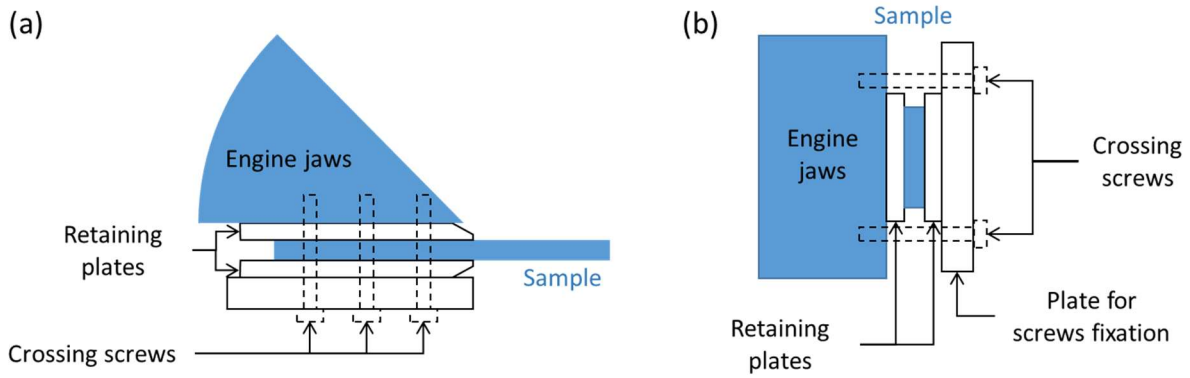


Figure 2-20 : Schémas du montage sans vis traversantes (a) vue de haut et (b) vue de côté

2.3.3 Comparaison des champs en partie utile entre les deux montages

Dans l'objectif de choisir un seul des deux montages pour réaliser les essais de rails, une comparaison des champs de déformations induits par la sollicitation mécanique a été réalisée. Le but est de déterminer lequel des deux montages permet d'obtenir un chargement le plus proche du cisaillement pur.

2.3.3.1 Analyse de champs induits par la sollicitation mécanique

La corrélation d'images numériques a été utilisée pour mesurer les déformations en surface de l'éprouvette en cours d'essai. Après la stabilisation en température, une image est prise avant la mise en charge puis une autre sous sollicitation mécanique. La valeur de

contrainte choisie correspond à la contrainte moyenne d'un essai de durée de vie 10^4 cycles. Le mouchetis utilisé est constitué de grains de 15µm de diamètre environ. Ce diamètre de grains permet d'obtenir des images de qualité raisonnable malgré la prise de vue au travers du hublot de l'enceinte, constitué de plusieurs vitres (cf. Figure 2-10). Ainsi, en considérant la résolution de l'appareil photo, un grain est représenté par 6 pixels. Le logiciel de post-traitement (RML) permet d'interpoler les déplacements jusqu'à un dixième de pixels, garantissant donc une précision sur les déplacements de 0.3µm.

L'analyse des champs de déformations se base sur la mesure de déformation maximale ainsi que sur la mesure de déformation moyenne dans la zone centrale. Cette dernière est un rectangle comprenant le ligament en grande partie et est représentée sur la figure 2-21b. La déformation moyenne est obtenue par moyenne arithmétique des déformations associées à chaque pixel dans la zone centrale. Il est à noter que tous les pixels sont de la même taille, cette moyenne arithmétique est donc équivalente à une moyenne surfacique.

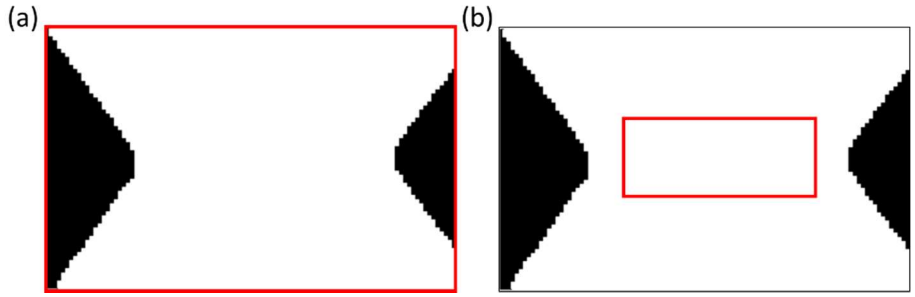


Figure 2-21 : Zone sur laquelle est moyennée la déformation lorsqu'elle l'est (a) dans la partie utile ; (b) dans la zone centrale

Le champ de déformations de cisaillement ϵ_{xy} est représenté sur les deux images en partie haute de la figure 2-22. Le montage sans vis traversantes présente un lieu de déformation maximale en fond d'entaille alors qu'il est en plein centre de la partie utile pour le montage avec vis traversantes. La zone « chaude » pour le montage avec vis traversantes (identifiée par un cercle sur la figure 2-22a) semble plus étendue et la valeur maximale atteinte (0.030) est près de deux fois inférieure à celle relevée pour l'autre montage (0.058). . Les valeurs de déformation moyenne ϵ_{xy} dans la zone centrale sont aussi très différentes pour les deux montages : pour le montage sans vis traversantes, elle est de 0.037 tandis que pour le montage à vis traversantes elle est de 0.026. Dans la zone centrale, l'écart entre les deux montages est de près de 30%. Ces différences de champ de déformation de cisaillement montrent que les deux montages ne sont pas équivalents.

Pour le montage avec vis traversantes, le champ de déformations ϵ_{xx} (Figure 2-22c et figure 2-22d au centre) est relativement homogène dans la zone centrale et sa moyenne est de l'ordre de grandeur de 2.10^{-4} soit proche de zéro en comparaison de la composante de cisaillement près de 100 fois supérieure. Ainsi, le centre de la partie utile, qui constitue le lieu de déformation maximale de cisaillement, est soumis à un champ de déformation ϵ_{xx} faible. En revanche, pour le montage sans vis traversantes, la déformation maximale apparaît en fond d'entaille et atteint une valeur de 0.052. Les zones de déformation maximale de cisaillement et dans la direction x sont les mêmes. Les valeurs atteintes sont également proches. Le chargement imposé par ce montage en fond d'entaille est donc fortement marqué par une sollicitation de traction dans la longueur de l'éprouvette (direction horizontale).

Enfin, les déformations ϵ_{yy} (partie basse de la figure 2-22) sont homogènes dans la partie utile pour les deux montages. Les deux valeurs sont différentes puisque pour le montage à vis traversantes, les déformations ϵ_{yy} avoisinent les 10^{-3} et pour le montage sans vis, elles avoisinent

les 3.10^{-3}. Dans les deux cas, cette composante du champ de déformations est négligeable devant la composante de cisaillement.

Ainsi, le montage avec vis traversantes sollicite l'éprouvette majoritairement en cisaillement, ce qui était souhaité avec les essais de rails. En revanche, le montage sans vis traversantes présente un champ de déformations ϵ_{xx} dont les valeurs sont du même ordre de grandeur que les déformations de cisaillement, tout particulièrement au point de déformation maximale. Ainsi, cela tend à prouver que la rupture de l'éprouvette particulièrement si elle s'amorce en fond d'entaille, ne serait pas uniquement due à un chargement de cisaillement pour ce type d'essais de rails.

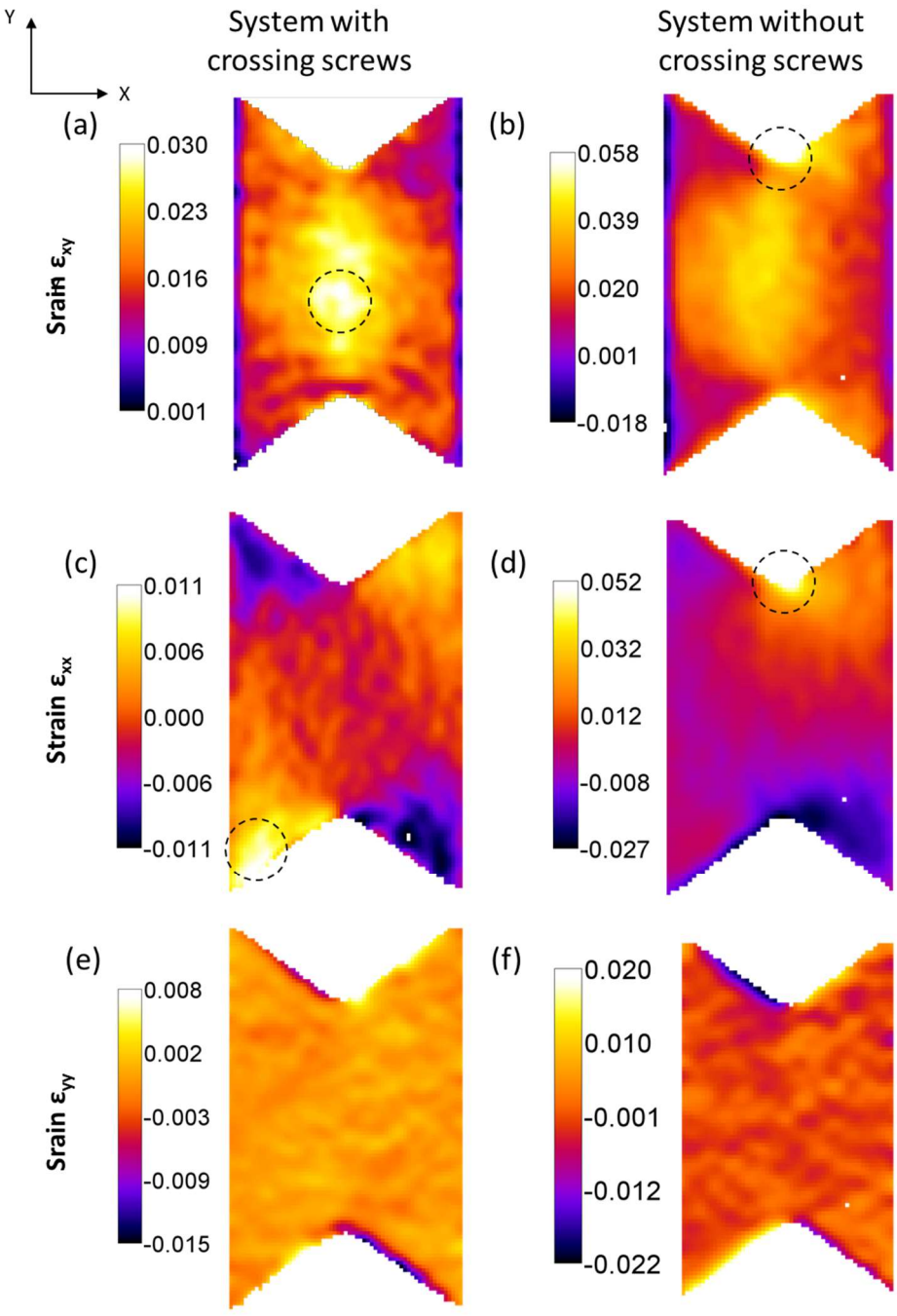


Figure 2-22 : Comparaison des champs de déformations selon les différentes directions du plan pour les montages avec et sans vis traversantes sur des éprouvettes à 0°

2.3.3.2 Analyse de la dilatation thermique

L'essai de rails s'effectue en température, ce qui implique une sollicitation thermique au-delà de la sollicitation mécanique pure. Les champs de déformations précédents ont été mesurés en température, la sollicitation dite « mécanique » au paragraphe précédent est en fait une sollicitation mécanique ET thermique. De plus, la montée en température s'effectue une fois l'éprouvette serrée dans les mors. Ainsi, dans la mesure où l'un des deux montages semble ajouter des degrés de liberté à la partie utile, la dilatation thermique ne doit pas engendrer des

champs de déformations identiques pour les deux montages. Afin d'évaluer l'influence de la dilatation thermique de l'éprouvette, des mesures de champs de déformations par corrélation d'images ont été réalisées sur une éprouvette libre au cours de la montée en température. Des photos ont donc été prises avant et après la chauffe et la stabilisation qui dure 1h30, c'est-à-dire le temps de la stabilisation de l'éprouvette.

Le montage associé à cette étude est simple. Une éprouvette à 0° non percée a été pincée dans un mors destiné à la traction. Ce mors a ensuite été maintenu à hauteur du hublot de l'enceinte grâce à une pince sur pied. Le mouchetis a été appliqué sur toute la surface de la partie utile. Il a été choisi fin (7µm) de sorte à observer des déformations faibles dues à la thermique.

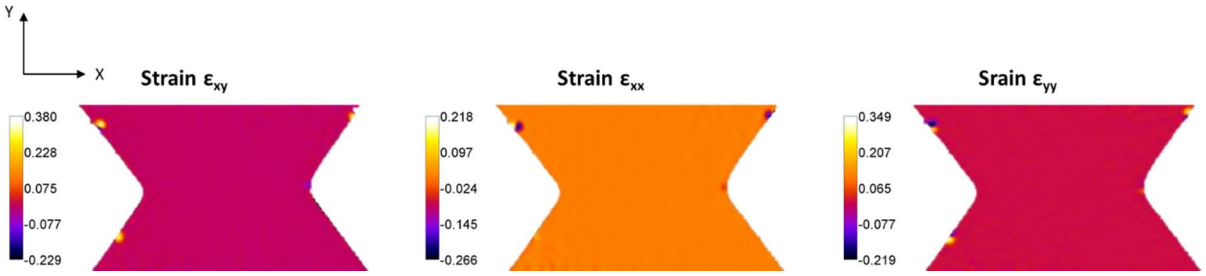


Figure 2-23 : Champs de déformations selon les différentes directions du plan pour le montage de dilatation thermique pour une éprouvette à 0°

Les trois composantes dans le plan du champ de déformations, présentées sur la figure 2-23, sont homogènes dans la partie utile. Seuls quelques points ont des déformations assez extrêmes. Ces points proviennent sans nul doute du bruit des images. En effet, les images prises à travers le hublot sont quelque peu bruitées du fait des quatre vitres qui composent le hublot dont deux ne peuvent être nettoyées. Les zones au bord de l'éprouvette sont d'autant plus impactées que lorsque l'enceinte est en fonctionnement, elle provoque des vibrations qui ont pu légèrement déséquilibrer le maintien de l'éprouvette. La suite de l'analyse se concentre sur les résultats de déformations moyennés sur la zone centrale de l'éprouvette, telle qu'elle est définie à la figure 2-21.

La composante moyenne ϵ_{xy} des déformations sur la zone centrale est de -0.002. Cette valeur est très faible en comparaison des valeurs de la même composante due à la sollicitation mécanique (0.030 pour le montage avec vis traversantes et 0.052 pour celui sans vis traversantes). Selon la composante ϵ_{xx}, la déformation moyenne dans la zone centrale est plus élevée et vaut 0.014. Cette valeur est supérieure à la valeur de la déformation induite par la sollicitation mécanique moyennée dans la zone centrale (10^{-3} en moyenne). Enfin, la déformation moyenne ϵ_{yy} est de 0.010. Cette valeur est également supérieure à celle induite par la sollicitation mécanique dans la zone centrale. La dilatation thermique a donc une influence non négligeable sur le chargement effectif de l'éprouvette selon le montage utilisé.

Cependant, l'homogénéité du champ de déformations induit par l'augmentation de la température ne permet pas de justifier la différence de lieu de déformation maximale entre les deux montages. De plus, du point de vue des valeurs moyennes de déformations dans la zone centrale, la plus grosse différence entre les deux montages proposés est sur la composante de cisaillement. Or, c'est la seule composante du champ de déformation thermique qui soit négligeable. Cela tend à prouver que même si la dilatation thermique induit un champ de déformation non négligeable sur les éprouvettes papillon, elle ne justifie en rien la différence de lieu de déformation maximale ni de différence de valeur de déformation dans la zone centrale entre les deux montages.

Néanmoins, puisque le champ de déformations mécanique appliqué par le montage avec vis traversantes semble plus proche d'un chargement de cisaillement pur, c'est ce montage-ci qui sera employé pour la suite des essais.

2.4 Instrumentation

Lorsque les éprouvettes ont été percées et juste avant de les placer et serrer dans les mors, 4 marqueurs de peinture blanche sont apposés sur leur surface à l'aide de la pointe d'un stylo. Ces marqueurs ont pour objectif de permettre la mesure de la déformation de cisaillement par corrélation d'images au cours des essais de fatigue. L'écart entre ces marqueurs a été défini à partir des déformations mesurées par corrélation d'images à partir d'un mouchetis recouvrant la totalité de la partie utile de l'éprouvette. La cartographie correspondante est présentée sur la figure 2-24a. Une forme ovoïde en bleu foncé se détache du reste de la partie utile. Dans cette zone, le champ de déformations peut être considéré homogène. C'est donc dans cette zone que les marqueurs doivent être placés pour que la mesure réalisée à partir de ces 4 marques soit représentative du champ de déformation dans la zone centrale, de préférence en étant les plus espacés possible afin de limiter le bruit de mesure. Comme le montre la figure 2-24b, les marqueurs définissent un rectangle vertical placé de façon symétrique par rapport à l'axe du ligament. Il faut placer ce rectangle dans la zone homogène du champ de déformations. C'est ainsi que le rectangle défini par les marqueurs prend les dimensions présentées en figure 2-24b (8mm de longueur et 3mm de largeur) et reportées en cercles noirs sur la figure 2-24a pour vérifier leur placement sur la mesure de corrélation d'images.

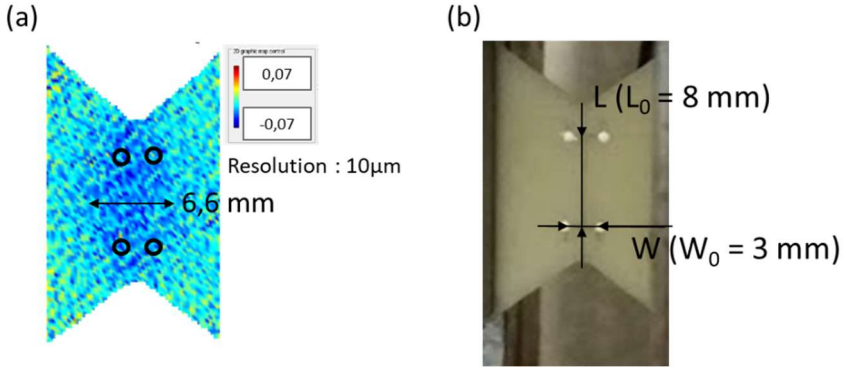


Figure 2-24 : (a) Résultats de corrélation d'images sur montage à vis traversantes pour observer l'homogénéité du champ de déformations pour une force du même ordre de grandeur que celle étudiée pour la comparaison des deux montages; (b) Partie utile de l'éprouvette et placement des marqueurs pour la mesure de déformation

La force et le déplacement du vérin sont relevés avec une fréquence d'échantillonnage de 1000Hz. Pour les 10 premiers cycles, à chaque cycle on relève la force et la déformation à la fréquence caméra. Pour les 90 suivants, on relève 3 cycles tous les 10 cycles ; pour les 900 suivants 3 cycles tous les 100 cycles. Pour la suite, 3 cycles tous les 1000 cycles, sauf autour de la mi-vie estimée où on relève 3 cycles tous les 100 cycles.

La contrainte de cisaillement est calculée à partir de la force du vérin comme étant F/S_0, S_0 étant la section de l'éprouvette dans le ligament. Les déformations sont mesurées par le suivi de marqueurs présenté précédemment à la fréquence caméra qui est au plus de 45Hz, ce qui représente 15 points par cycle. Au cours de l'essai, la fréquence caméra peut diminuer en fonction de la luminosité ambiante. Ainsi, le nombre de points relevés par cycle n'est pas toujours stable.

2.5 Chargement

La montée en température et la stabilisation de l'éprouvette s'effectuent en 1h30min. Comme pour les essais réalisés chew Solvay, l'éprouvette est maintenue à une charge nulle au cours de cette étape. Le vérin est libre de se déplacer. Lorsque la position du vérin est stable, on considère que l'éprouvette est à l'équilibre avec son environnement. L'essai peut alors être lancé. Celui-ci est réalisé à une fréquence de 3Hz, à rapport de charge nul et suit le trajet de chargement présenté en figure 2-25. Il est à noter que la montée en charge n'est pas effectuée selon le même trajet que pour les essais réalisés à Solvay. Lors de ces derniers, la première montée en charge va jusqu'à la valeur de contrainte maximale par un trajet sinusoïdal. Dans les essais réalisés à l'institut Pprime, la montée en charge s'effectue linéairement jusqu'à la contrainte moyenne.

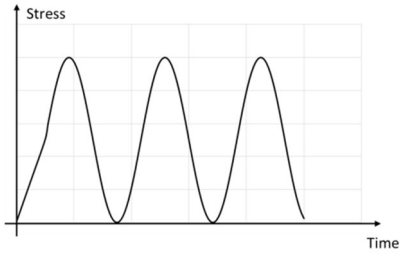


Figure 2-25 : Trajet de chargement des essais de rails sur éprouvettes papillon pour un rapport de charge R=0

Dans le cas des essais de rails sur éprouvettes papillon, une courbe de Wöhler est réalisée pour des éprouvettes à 0° et une autre pour les éprouvettes à 45°. Chaque courbe est composée de 5 niveaux de durée de vie (10^3, 10^4, 5.10^4, 10^5 et 10^6 cycles) correspondant chacun à un seul niveau de contrainte maximale. 3 essais sont réalisés par niveau de contrainte.

2.6 Résultats

Les courbes de Wöhler des essais de rails pour les deux orientations étudiées sont tracées sur la figure 2-26. Elles représentent la contrainte nominale maximale imposée (F/S_0) en fonction de la durée de vie à rupture et sont accompagnées des courbes représentant la dispersion des essais, définies par les équations (2-1) et (2-2).

La courbe à 0° (courbe en vert) est quasiment incluse dans la dispersion des essais à 45° (courbe en rouge), montrant ainsi que les durées de vie obtenues pour les deux orientations, à contrainte fixée, sont du même ordre de grandeur. Cela est assez surprenant au vu des résultats présentés dans la littérature. Dans les travaux de Klimkeit ([Klim11a]) notamment, les essais de rails donnent des résultats très proches pour des orientations à 0° et à 90° mais les essais à 45° et − 45° se détachent nettement : à contrainte fixée, la durée de vie à − 45° est d'environ une décade supérieure à celle à 0°, tandis que celle à 45° est environ une demi-décade inférieure à celle à 0°. Ainsi, la dispersion élevée pour les essais à 45° de cette thèse (environ deux fois supérieure à la dispersion pour les essais à 0°) ainsi que le placement de la courbe à 45° par rapport à celle à 0° peuvent s'expliquer par la non différenciation des faces de l'éprouvette. En effet, comme le montre la figure 2-27 selon le sens dans lequel les éprouvettes sont montées, les fibres en peau n'ont pas la même direction par rapport à la direction de sollicitation et

l'éprouvette peut alors être une éprouvette à 45° comme à −45°. Par effet de moyenne, la courbe incluant tous les essais se retrouve au même niveau que la courbe à 0°.

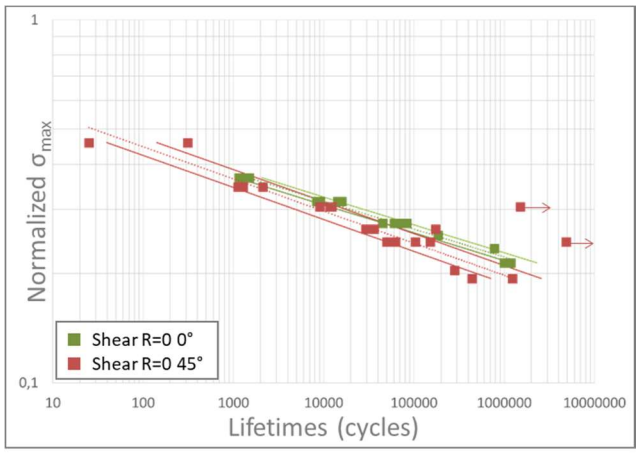


Figure 2-26 : Courbes de Wöhler du PA66GF50 pour des essais de rails à T80RH50 sur des éprouvettes papillon orientées à 0° et à 45°

Figure 2-27 : Influence du sens de montage des éprouvettes à 45° sur l'orientation réelles des fibres en peau

La figure 2-28a compare les résultats des essais Iosipescu pour les deux orientations étudiées avec ceux des essais de traction sur éprouvettes Dogbone à 45° et à 90°. L'ordonnée est la force maximale appliquée par le vérin divisée par la section utile de l'éprouvette, ce qui représente la contrainte de cisaillement maximale pour les essais de rails et la contrainte nominale maximale de traction pour les éprouvettes Dogbone. En comparant les courbes de cisaillement aux courbes de traction interpolées à R=0, à contrainte maximale imposée, la durée de vie obtenue en cisaillement est plus faible que la durée de vie obtenue en traction. Cela confirmerait que le chargement de cisaillement est plus critique que le chargement de traction.

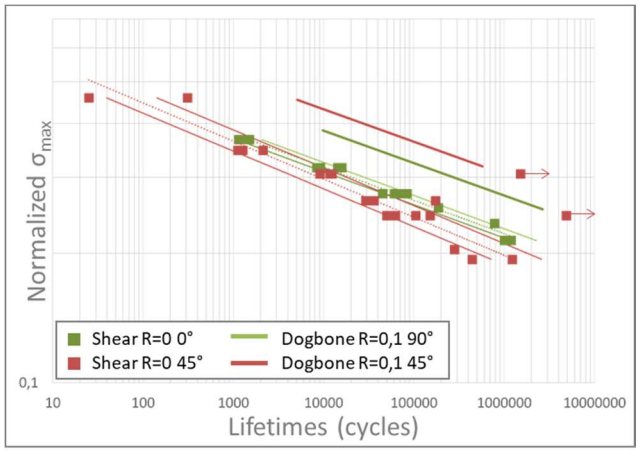


Figure 2-28 : Courbes de Wöhler du PA66GF50 pour des essais de rails à T80RH50 sur des éprouvettes papillon orientées à 0° et à 45° comparées aux courbes de Wöhler interpolées à R=0 pour des essais sur Dogbone à 45° et à 90°

Intéressons-nous maintenant à la zone critique d'amorçage de la fissure macroscopique fatale. La caméra permettant de mesurer le déplacement des marqueurs prend des photos de la partie utile tout au long de l'essai. La fissure « fatale » en surface de l'éprouvette est donc observable sur ces photos. Certaines de ces photos, sélectionnées en fin de vie d'une éprouvette à 0°, sont présentées sur la figure 2-29a. Alors qu'à 94% de la durée de vie, l'éprouvette n'a visuellement subi aucun dommage, sur les photos suivantes, un trait blanc apparaît à droite du fond d'entaille en haut de l'éprouvette (visible sur la première photo de la figure à 94.6% de la durée de vie). Ce trait correspond à une fissure qui s'ouvre lorsque la contrainte augmente et qui se referme lorsqu'elle diminue au cours du cyclage. Visuellement, l'amorçage de fissure constitue donc environ 95% de la durée de vie de l'éprouvette.

Pour vérifier cette estimation, l'évolution du module en fonction du nombre de cycles a été tracée sur la figure 2-29b. Le module est défini comme la pente entre les points de contrainte maximale et minimale atteints au cours d'un cycle. Le cycle d'amorçage de la fissure peut être obtenu grâce à une méthode graphique. Celui-ci correspond au croisement de deux droites, une pour la légère diminution du module dans la phase « stabilisée » de l'éprouvette et une pour la chute rapide du module en fin de vie. Par cette méthode, la durée de vie en amorçage de la fissure correspond à 88% de la durée de vie à rupture, ce qui confirme l'idée, a minima pour les conditions de chargement étudiées, selon laquelle le PA66GF50 a une durée de vie majoritairement en amorçage. Cela tend à justifier l'utilisation d'une approche de dimensionnement par critère de fatigue.

De plus, le fond d'entaille est un cercle de rayon 1mm (*cf.* plan de la géométrie en figure 2-11). Or, sur les images de la figure 2-29a, la fissure s'amorce à 2.1 mm du fond d'entaille. Ainsi, la fissure ne s'amorce pas dans le fond d'entaille, ce qui est un phénomène quasiment systématique pour les essais à 0°. Au vu de l'analyse par corrélation d'images proposée à la figure 2-24, la zone d'apparition de la fissure en surface n'est pas dans une zone de cisaillement pur.

En revanche, les éprouvettes à 45°, amorcent en fond d'entaille (à 0.8mm du fond donc dans le rayon d'entaille) et la fissure suit l'orientation des fibres (*cf.* Figure 2-30a). La fissure amorce donc dans la zone homogène de chargement de cisaillement (*cf.* Figure 2-24). De la même manière que pour l'essai à 0°, la fissure apparaît très tard dans la durée de vie. Cela démontre également que la majeure partie de la durée de vie est dédiée à l'amorçage de la fissure, ce qui est confirmé par l'étude de l'évolution du module sécant au cours de l'essai (*cf.* Figure 2-30b).

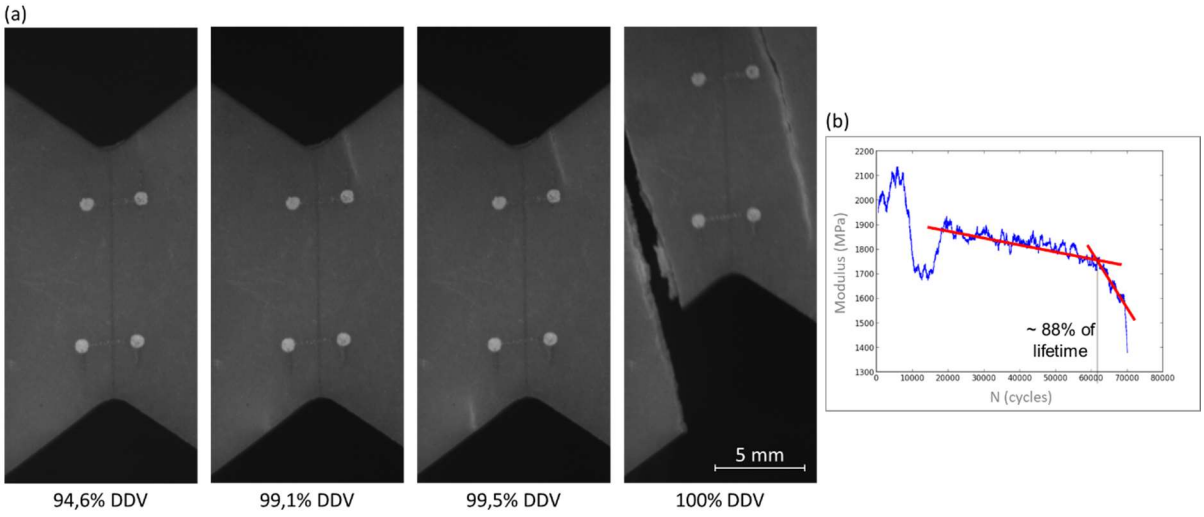


Figure 2-29 : (a) Photographies prises au cours de l'essai Iosipescu sur une éprouvette à 0° et (b) évolution du module sécant de cette même éprouvette au cours de l'essai

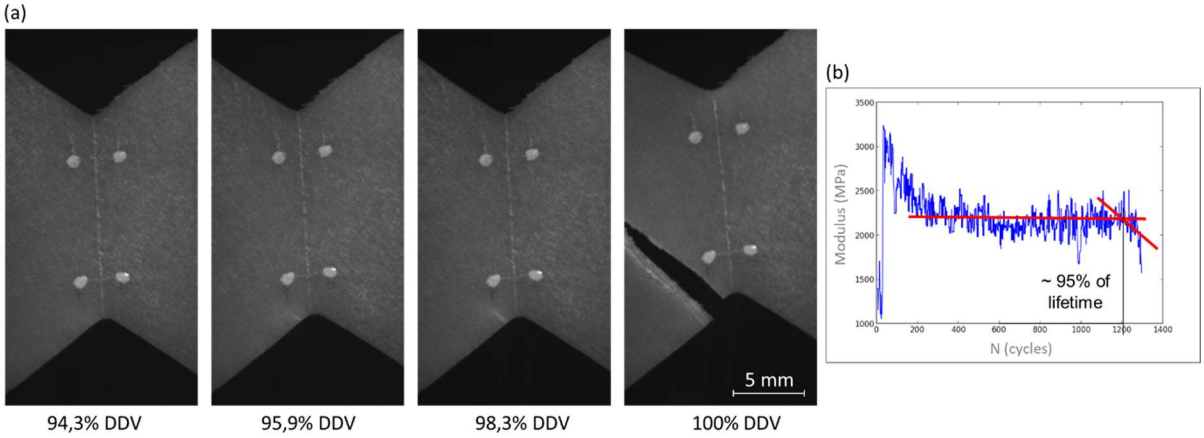


Figure 2-30 : (a) Photographies prises au cours de l'essai Iosipescu sur une éprouvette à 45° et (b) évolution du module sécant de cette même éprouvette au cours de l'essai

3 Essais de traction sur éprouvettes papillon

Les champs dans la partie utile des éprouvettes papillon soumises à des essais de Iosipescu sont des champs homogènes de cisaillement. Dans le but de renforcer les gradients des champs mécaniques pour l'étude ultérieure du volume d'intégration du FIP, les éprouvettes papillon ont été soumises à un chargement de traction uniaxiale. Les entailles jouent alors le rôle de forts concentrateurs de contraintes.

3.1 Essai mécanique

Le montage, utilisé à l'institut Pprime pour les éprouvettes papillon en traction est similaire à celui qui a été présenté pour les essais sur éprouvettes Dogbone réalisés chez Solvay. Les éprouvettes sont instrumentées de la même manière que pour les essais de rails.Une image globale du montage est présentée sur la figure 2-31.

La montée en température, la stabilisation de l'environnement, le chargement et les relevés de données sont effectués de la même manière que pour les essais de rails (*cf.* paragraphes 2.4 et 2.5). Il est possible de mesurer les déformations macroscopiques dans les deux directions du plan de l'éprouvette au cours de l'essai. Les relevés d'images se font de la même manière que pour les essais de rails. Ainsi, au mieux, 15 points sont relevés par cycle et ce nombre peut diminuer car la fréquence caméra n'est pas stable.

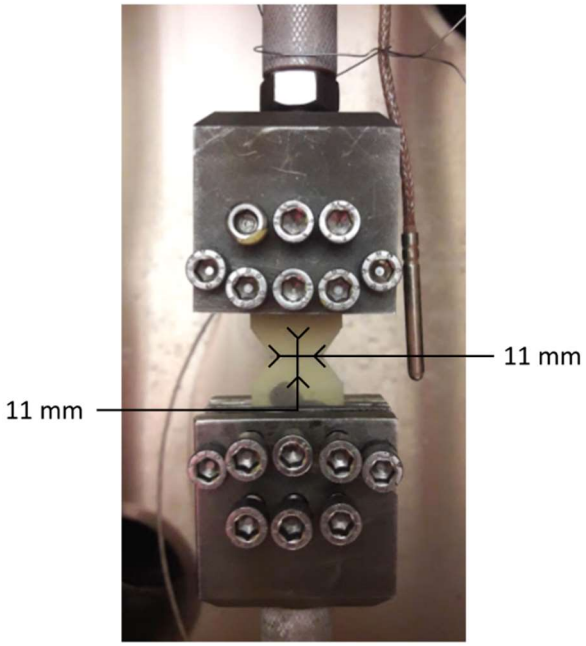


Figure 2-31 : Montage des éprouvettes papillon en traction avec suivi de marqueurs

Dans le cas de la traction sur éprouvettes papillon, une courbe de Wöhler est réalisée pour des éprouvettes à 0° et une autre pour les éprouvettes à 45°. Chaque courbe est composée de 5 niveaux de durée de vie (10^3, 10^4, 5.10^4, 10^5 et 10^6 cycles) correspondant chacun à un seul niveau de contrainte maximale. 3 essais sont réalisés par niveau de contrainte.

3.2 Résultats

Pour rappel, les éprouvettes papillon à 0° sont découpées dans le même sens que les éprouvettes Dogbone à 90°. Cela signifie que les fibres en peau sont orientées tranversalement à la direction de sollicitation.

Sur la figure 2-32, les courbes de Wöhler des essais en traction uniaxiale sur les éprouvettes papillon sont tracées pour les orientations à 0° (losanges verts) et à 45° (losanges rouges). Les courbes de tendance représentent les courbes de Basquin correspondantes. Les courbes en ligne continue et de la même couleur que la courbe de Basquin qu'elles accompagnent représentent la dispersion des essais de la courbe de Wöhler associée. L'équation de la courbe haute (resp. basse) est calculée par l'équation (2-1) (resp.(2-2)). Pour rappel, la constante k est choisie de

sorte à ce que l'intervalle défini par les deux courbes incluent 66.7% des essais définissant la courbe de Wöhler. La constante *k* pour les éprouvettes à 0° est de l'ordre de 0.3 quand elle est de l'ordre de 0.4 pour les éprouvettes à 45°. En ce sens, les essais à 0° et ceux à 45° sont dispersés de la même manière.

La courbe des éprouvettes à 45° est au-dessus de la courbe à 0°. Un écart d'environ une décade en termes de durée de vie est observé entre les deux courbes. Cela recoupe ce qui a été observé sur les éprouvettes Dogbone car les fibres en peau des éprouvettes papillon à 0° sont majoritairement perpendiculaires à la direction de traction. Ainsi, c'est en grande partie la matrice qui reprend l'effort de traction. Dans le cas des éprouvettes à 45°, les fibres sont mieux orientées que dans les éprouvettes à 0°. Elles peuvent alors reprendre une plus grande partie de la sollicitation en traction et la durée de vie atteinte pour une contrainte donnée est plus élevée.

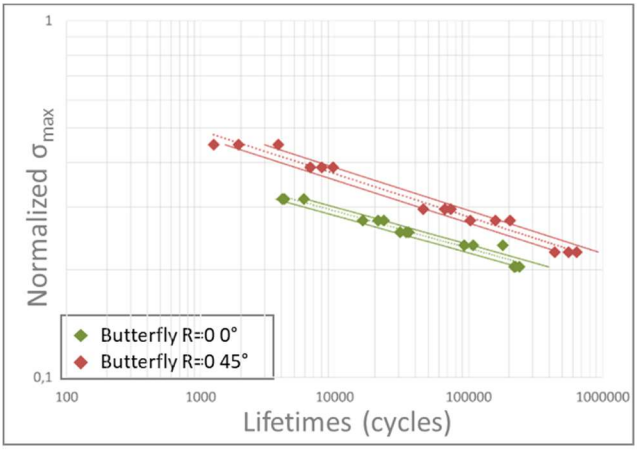


Figure 2-32 : Courbes de Wöhler pour des éprouvettes papillon à 0° et 45° en PA66GF50 sollicitées en traction uniaxiale à T80RH50 et R=0

De plus, sur la figure 2-33, les essais uniaxiaux sur Dogbone et sur papillons sont comparés. Les résultats sont du même ordre de grandeur. En comparant les courbes de même orientation à rapport de charge fixé, on voit que les courbes sur Dogbone sont au-dessus de celles sur papillons. Cette diminution de durée de vie sur les éprouvettes papillon est la conséquence de la présence des entailles jouant le rôle de concentrateurs de contraintes. En effet, pour une contrainte maximale fixée dans la direction de chargement, la sollicitation au voisinage des entailles devient multiaxiale et ainsi plus sévère pour les éprouvettes papillon que pour les Dogbone.

Evaluer la dispersion des résultats en comparaison de celle des essais sur Dogbone, est impossible à rapport de charge fixé. En effet, la courbe proposée pour les essais de traction uniaxiale sur Dogbone à R=0 est une courbe obtenue par interpolation de l'évolution de la contrainte à 5.10^4 cycles en fonction du rapport de charge et aucun essai expérimental réel n'a été effectué. Cependant, en comparant les essais sur Dogbone à R=0.1 et les essais sur papillons à R=0, il est remarquable que la dispersion des essais sur papillons à 45°, telle qu'elle est définie au paragraphe 1.5, est proche de celle des Dogbone pour la même orientation (k = 0.4 et k = 0.28 respectivement). En revanche, les essais à 0° sur papillons sont trois fois moins dispersés que les essais à 90° sur éprouvettes Dogbone (k = 0.3 et k = 0.85 respectivement). Cela peut s'expliquer par l'utilisation d'éprouvettes prélevées en trois endroits différents de la plaque pour les éprouvettes Dogbone pour seulement deux positions de découpe pour les éprouvettes papillon (*cf.* figure 2-2 et figure 2-12). Il est à noter que la dispersion de la totalité des essais sur Dogbone est de 0.9 mais que la dispersion des essais excluant la position la plus au fond de la plaque (position 5 sur la figure 2-22) n'est que de 0.77. Cela n'est pas suffisamment pour

retrouver la dispersion des essais sur papillons. De plus, le nombre d'essais pour cette courbe se retrouve diminué de moitié lorsque les points correspondant à la position de découpe incriminée sont soustraits de la courbe. La courbe contient alors seulement 8 essais et la grandeur *k* n'est plus représentative de la dispersion. Il est alors difficile de conclure quant à la réelle influence de la présence de cette position de découpe supplémentaire sur la dispersion des essais de traction sur Dogbone à 90°.

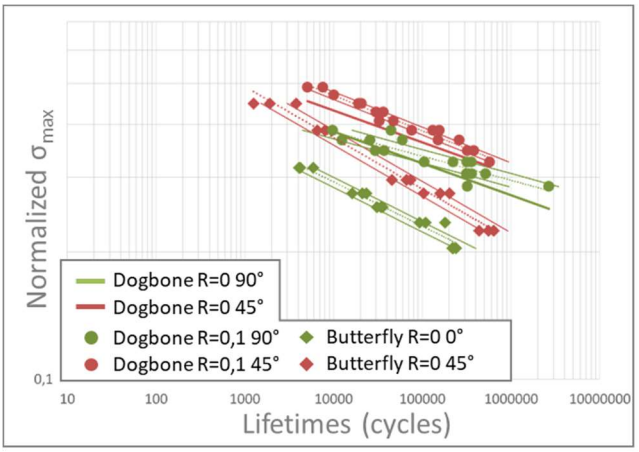


Figure 2-33 : Comparaison des courbes de Wöhler en traction uniaxiale à T80RH50 des éprouvettes Dogbone et papillons en PA66GF50

4 Essais de traction-torsion sur tubes

Ce paragraphe est consacré à des essais de fatigue sur des éprouvettes tubulaires injectées, permettant de quitter le cadre des plaques injectées dans lesquelles étaient découpées les éprouvettes précédentes. Des chargements de traction, de torsion puis de traction-torsion combinées permettent d'accroître progressivement la multiaxialité du chargement macroscopique appliqué à cette nouvelle géométrie. Ces essais sont réalisés en température et hygrométrie contrôlées à T80RH50.

4.1 Description des essais

4.1.1 Eprouvettes et microstructures

Les tubes sont injectés dans la géométrie présentée sur la figure 2-35. Le convergent à droite de la figure et accolé au seuil d'injection permet d'après les simulations de l'injection faites avec Moldflow de limiter l'influence des lignes de recollement dynamique dans le reste du tube. Ce convergent sera coupé avant les essais afin d'obtenir une éprouvette symétrique. La géométrie du tube coupé est présentée à la figure 2-34. Elle présente un diamètre réduit au centre et une épaisseur constante. Les tubes testés (géométrie coupée) sont conditionnés et conservés de la même manière que les éprouvettes papillon (voir paragraphe 2.3.1).

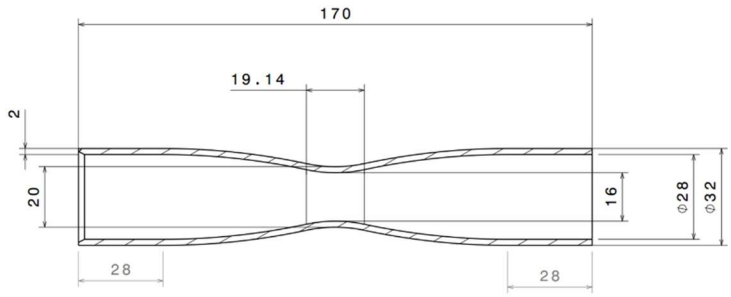


Figure 2-34 : Géométrie des éprouvettes tubulaires

Les tenseurs d'orientation ont été mesurés par micro tomographie par Solvay. Les échantillons prélevés en différents endroits du tube sont des parallélépipèdes rectangles de 2mm par 2mm et d'épaisseur identique à celle du tube. La précision des mesures est de 1.5 µm. Les lieux de prélèvement sont représentés sur la figure 2-35 et ont été choisis comme suit.

4 positions sont choisies à mi-distance de deux lignes de recollement dynamique :

- Position 1 : au centre de la partie utile
- Position 2 : à 20mm du seuil d'injection
- Position 3 : à 20mm du fond de moule (fin de remplissage)
- Position 4 : à 20mm de la découpe du côté du seuil d'injection

2 positions sont choisies sur la ligne de recollement dynamique (ligne jaune pointillée sur la figure 2-35) :

- Position 5 : à 20mm du fond de moule (fin de remplissage)
- Position 7 : à 20mm de la découpe du côté du seuil d'injection

Enfin la position 6 est choisie sur le plan de joint (ligne jaune continue sur la figure 2-35) à 20mm de la découpe du côté du seuil d'injection.

Les éprouvettes tubulaires présentent une microstructure de type cœur-peau dans l'épaisseur. Cet effet est notamment visible pour les prélèvements à mi-distance de deux lignes de recollement dynamique (points 1, 2, 3 et 4). Les composantes diagonales du tenseur d'orientation dans le repère matériau, c'est-à-dire le repère cylindrique dont le vecteur radial est orthogonal à la surface de l'éprouvette, sont représentées sur la figure 2-35. Le repère matériau est également représenté en plusieurs endroits de l'éprouvette sur cette figure.

Selon le lieu de prélèvement étudié, les tenseurs d'orientation diffèrent clairement. En effet, même si des précautions ont été prises au moment de l'injection des tubes, des lignes de recollement dynamique sont observables dans la direction longitudinale du tube. Les différents prélèvements montrent à quel point ces lignes et le plan de joint peuvent avoir une influence importante sur les tenseurs d'orientation.

Pour rappel, l'épaisseur du cœur est mesurée comme la distance entre deux points, chacun étant caractérisé par un écart faible sur la composante a_{11} avec un de ses deux voisins et un écart fort avec l'autre. Le ratio cœur/peau est le rapport entre la valeur minimale de a_{11} et la valeur moyenne de cette même composante dans la peau.

Le tableau 2-3 résume les mesures de ces caractéristiques du cœur qui ont été réalisées en chaque point de mesure du tenseur d'orientation. Les points 5,6 et 7, prélevés sur la ligne de

recollement dynamique et le plan de joint ne présentent pas les mêmes caractéristiques de microstructure que les points 1,2,3 et 4 prélevés à mi-chemin de deux lignes de recollement. En effet, pour les points 1,2,3 et 4, la microstructure du cœur est assez semblable, les valeurs des tenseurs d'orientation en peau sont assez proches (moins de 4% d'écart entre les mesures en peau), et les ratio cœur/peau comme les épaisseurs de cœur sont très similaires. Les points 5,6 et 7, montrent un ratio cœur/peau entre 2 et 3 fois plus élevé que les points 1, 2, 3 et 4. Cela montre que le cœur est beaucoup moins marqué dans les zones proches des lignes de recollement dynamique. Ainsi, les fibres sont bien mieux orientées en moyenne par rapport à la direction longitudinale du tube que dans les zones loin des lignes de recollement. Dans le cadre de la traction notamment, il est alors peu probable que les lignes de recollement dynamique soient une zone d'amorçage de fissure privilégiée.

	1	2	3	4	5	6	7
Epaisseur du cœur (µm)	360	360	420	420	1740	300	300
Ratio cœur/peau	0.33	0.29	0.26	0.24	0.51	0.89	0.88

Tableau 2-3 : Epaisseur du cœur et ratio cœur/peau en fonction du point de prélèvement, évalués à partir de la composante a_{11} du tenseur d'orientation

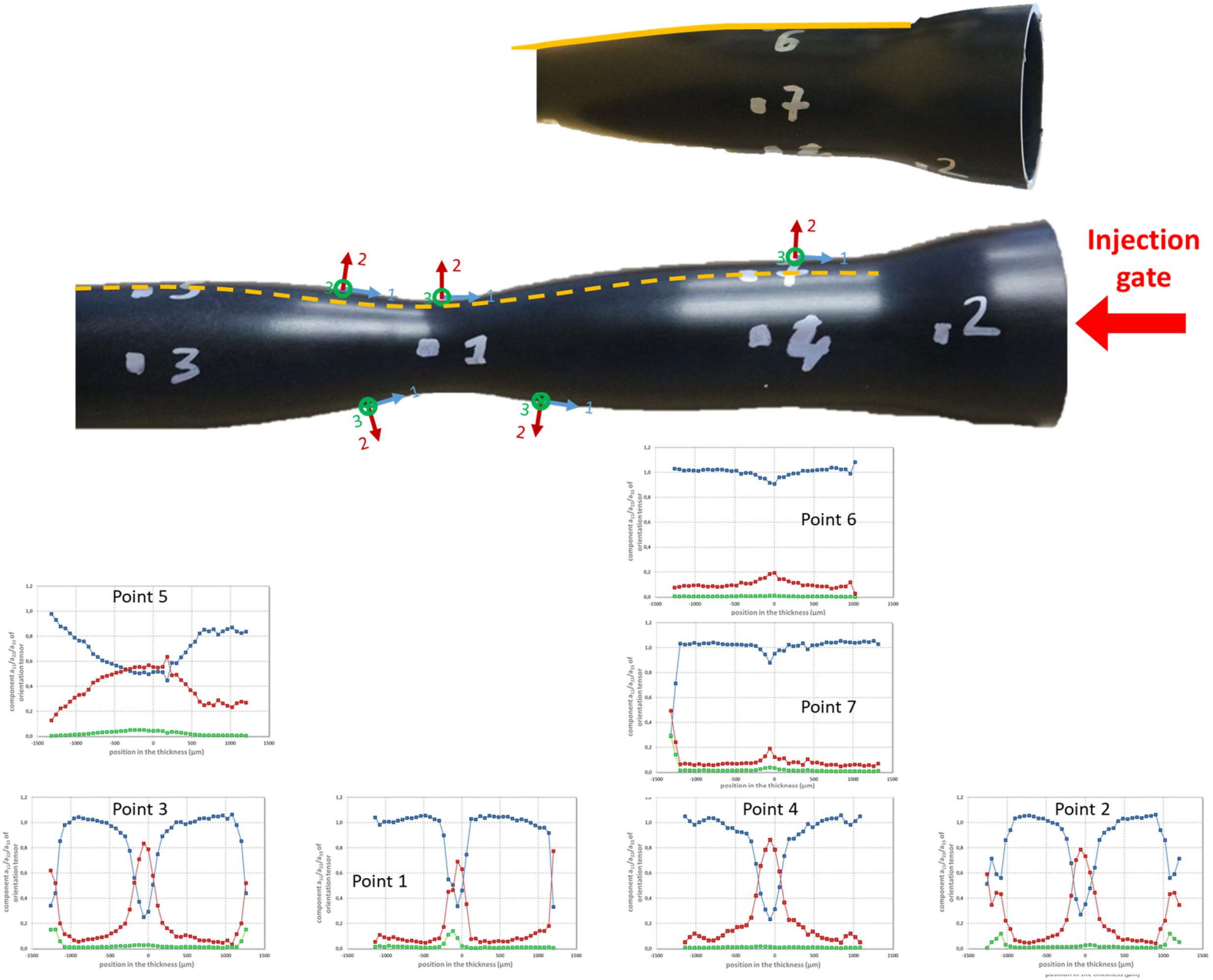


Figure 2-35 : Positions de prélèvements des échantillons pour mesures des tenseurs d'orientation et pour chacun, représentation des composantes diagonales des tenseurs d'orientation dans le repère matériau, représenté sur le tube

4.1.2 Montage expérimental

Le montage employé dans cette thèse est très proche de celui utilisé dans la thèse de Klimkeit ([Klim09]). La ligne d'assemblage est percée de part en part. Cela permet d'évacuer l'air chaud de l'intérieur du tube vers l'extérieur à l'aide d'une pompe, limitant ainsi l'auto-échauffement au cours de l'essai. Les essais de Klimkeit s'effectuaient à température ambiante et le simple perçage de la ligne suffisait à réguler la température à l'intérieur du tube. Afin de garantir que l'auto-échauffement est faible, un thermocouple est passé au travers du trou de la ligne d'amarrage jusqu'à l'intérieur du tube. La température est relevée au cours de l'essai pour vérifier que l'auto-échauffement est bien restreint.

Concernant les éprouvettes, le convergent permettant de limiter l'influence des lignes de recollement dynamique est scié. Le tube ainsi coupé est l'éprouvette testée au cours des essais de traction, torsion et traction-torsion combinées. Le schéma du montage global est présenté en figure 2-36. La partie des éprouvettes testées de diamètre constant est montée entre deux bagues fendues élastiques. De par leur fabrication, chaque bague peut se dilater ou se comprimer pour faciliter le montage en force du tube tout en le rigidifiant permettant ainsi de ne pas abimer la matière (Figure 2-37). Le tube est alors monté en force sur la partie fixe de la ligne d'amarrage. Puis un accouplement, constitué de deux bagues et d'une pièce en forme de tonneau relie la ligne d'amarrage au tube. Enfin, deux bagues permettant de transmettre les efforts de torsion et de traction sont serrées autour de la pièce en tonneau, constituant ainsi un accouplement entre la ligne et le tube. L'autre côté de l'éprouvette est également monté en force sur la ligne, ce qui a pour conséquence de mettre le tube en compression pendant une courte période. La sollicitation appliquée est alors de -1000N (environ -9MPa) pendant 30 secondes environ. Dès que les 4 vis autour du second mors sont serrées, il est possible de remettre le tube à charge nulle.

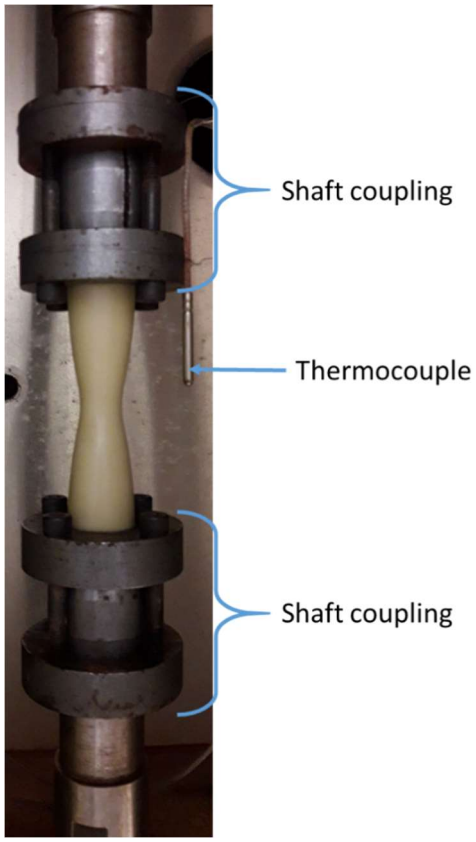


Figure 2-36 : Photographie du montage expérimental pour les essais sur éprouvettes tubulaires

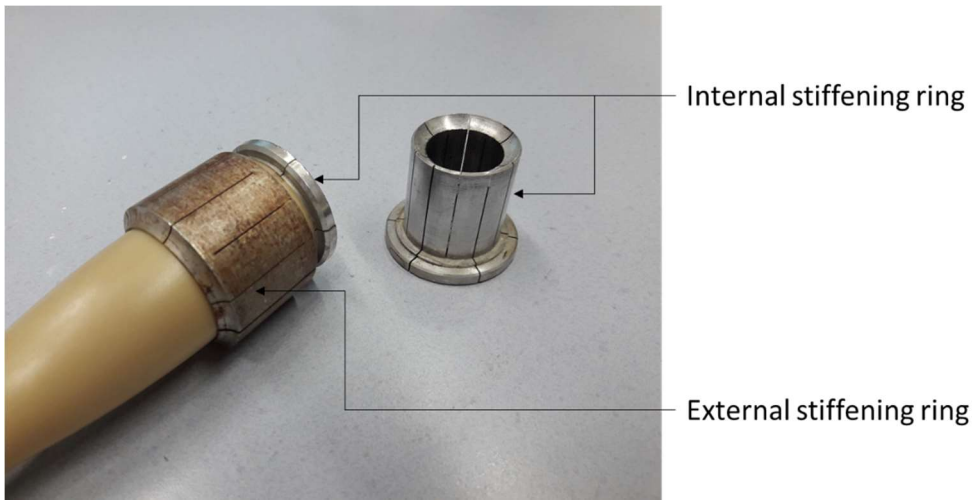


Figure 2-37 : Photographie des bagues intérieure et extérieure au tube

4.1.3 Instrumentation

L'utilisation de mesures optiques sur une telle géométrie nécessiterait de capter des déformations hors plan. En l'absence de caméra et d'objectifs disponibles au laboratoire possédant une profondeur de champ capable de ce type de mesure, aucune instrumentation par mesure optique n'a pu être réalisée. Seule une caméra dans le visible a été installée pour tenter de déterminer le lieu d'amorçage de la fissure, l'objectif étant de déterminer si les lignes de recollement dynamique étaient des lieux d'amorçage privilégiés ou non (cf. paragraphe 4.1.1).

Les signaux acquis au cours des essais sont donc la force et la position de la traverse en fonction du temps. Ces mesures sont relevées à 100Hz et permettent d'obtenir les mesures de contraintes et de déformations nominales par les équations (2-3) et (2-4) respectivement.

$$\sigma = \frac{F}{S_0} \tag{2-3}$$

$$\epsilon(t) = \frac{X(t) - X_0}{X_0} \tag{2-4}$$

Où X(t) est la position de la traverse à l'instant t
X_0 sa position initiale.

4.1.4 Chargement

Trois types d'essais de fatigue de complexité croissante seront réalisés sur cette géométrie, des essais de traction puis de torsion et de traction traction-torsion combinées.

Les essais de traction seront réalisés à 3Hz et à rapport de charge nul pour un chargement de la même forme que les essais de traction sur éprouvettes papillon. La courbe de Wöhler en traction est réalisée avec 5 niveaux de charge et 3 points par niveau de charge.

Les essais de torsion seront réalisés à 1.5Hz et à rapport de charge nul. La diminution de fréquence est due à l'incapacité de la machine à réaliser des rotations d'angle très élevées à une vitesse rapide. En effet, le matériau ayant une résistance relativement faible à la torsion, l'angle permettant d'atteindre des couples élevés peut rapidement atteindre plusieurs dizaines de degrés, ce que la machine n'est pas capable de réaliser en moins de 1/6ème de seconde. De plus, la machine a un débattement de 45° au maximum. Or, lorsque le matériau est sollicité à un trop haut niveau de charge, et donc à une grande vitesse de sollicitation, il se déforme grandement avant de rompre. Ainsi, le débattement de 45° est atteint avant la rupture de l'éprouvette. Pour cette raison, le domaine des hauts niveaux de charge et donc des faibles durées de vie n'a pas pu être exploré.

Enfin, les essais combinés traction-torsion seront réalisés en phase, à 1.5Hz et à rapport de charge nul pour les mêmes raisons que les essais de torsion.

La mise en environnement s'effectuera de la même manière que pour les autres essais réalisés à l'Institut Pprime (voir paragraphe 3.1).

4.2 Résultats

4.2.1 En traction

La courbe de Wöhler de traction sur éprouvettes tubulaires est tracée sur la figure 2-38. Elle représente la contrainte nominale maximale axiale dans la direction de chargement en fonction de la durée de vie à rupture du tube. Elle est accompagnée des courbes représentatives de la dispersion des essais. Avec la même définition de la dispersion que pour les essais précédents (cf. paragraphe 1.6), le facteur *k* vaut 0.3 pour les essais sur éprouvettes tubulaires.

Cette dispersion est de l'ordre de celle obtenue pour les autres courbes de traction sur éprouvettes Dogbone comme sur éprouvettes papillon.

Comparés à la courbe interpolée, c'est-à-dire reconstruite selon le procédé décrit au paragraphe 1.6, des essais sur éprouvettes Dogbone à R=0 et 0°, les résultats des tubes en termes de durées de vie sont assez proches. Si les essais sur éprouvettes Dogbone avaient été réalisés et la dispersion associée représentée, la courbe des tubes serait comprise dans la dispersion des éprouvettes Dogbone. Le faible écart entre les courbes de traction sur Dogbone et sur tubes est en accord avec la littérature à l'ambiante ([Demo10b, Demo10c, Klim11a]).

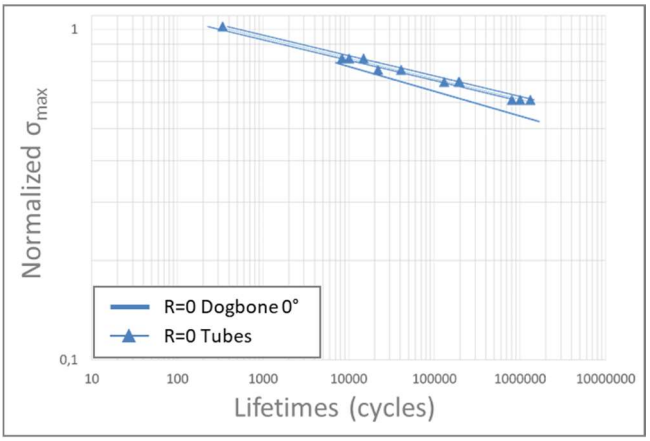


Figure 2-38 : Courbes de Wöhler du PA66GF50 à T80RH50 pour les éprouvettes tubulaires en traction à R=0 et pour les éprouvettes Dogbone à 0° à R=0

L'analyse de ces résultats est cependant à nuancer car, tout comme pour les éprouvettes papillon, d'autres composantes du tenseur des contraintes interviennent dans la sollicitation macroscopique locale du tube, du fait de sa géométrie. Ce qui n'est pas le cas pour les éprouvettes Dogbone.

L'observation de l'éprouvette au cours de l'essai à une fréquence maximale de 45Hz, ne permet pas de déterminer le lieu d'amorçage de la fissure. En effet, une photo montre l'éprouvette intacte quand la suivante montre l'éprouvette entièrement rompue. De plus, l'observation rapide et à l'œil nu du faciès de rupture montre des fissures à 45° du plan de coupe de l'éprouvette (Figure 2-39), soulignant ainsi la présence de cisaillement dans la partie utile, probablement due à la géométrie de l'éprouvette.

Figure 2-39 : Photographies des deux morceaux d'une éprouvette tubulaire en PA66GF50 rompue après essai de fatigue en traction à R=0 et à T80RH50

4.2.2 En torsion

La figure 2-40 montre la courbe de Wöhler des éprouvettes tubulaires en torsion. Elle représente la contrainte nominale de cisaillement, calculée à partir du moment de torsion appliqué, grâce à l'équation (2-5) , en fonction de la durée de vie à rupture de l'éprouvette. La dispersion de ces essais est de $k = 0.3$. Cette valeur est du même ordre de grandeur que pour les éprouvettes papillon à 0° soumises aux essais Iosipescu. Il est tout de même à noter que le nombre d'essais réalisés en torsion (6) est plus faible que pour les autres trajets de chargement (15 environ). La valeur de dispersion n'est donc probablement pas comparable à celle des autres courbes réalisées. Des essais supplémentaires pourraient être réalisés pour compléter cette courbe.

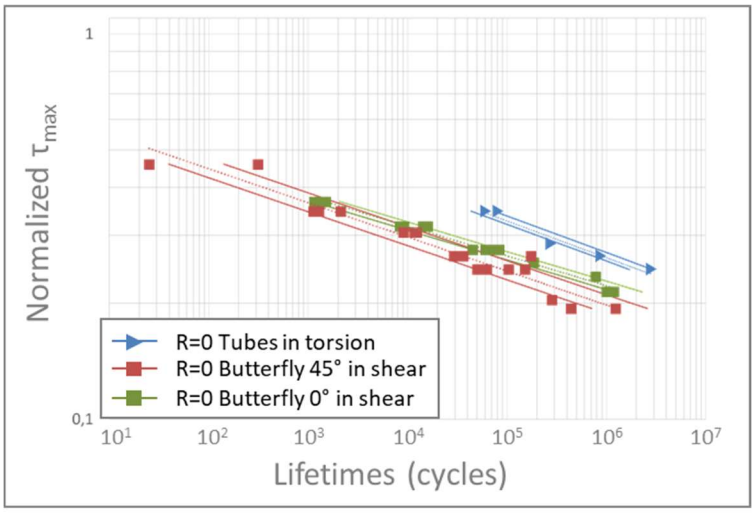


Figure 2-40 : Courbes de Wöhler du PA66GF50 à T80RH50 pour les éprouvettes tubulaires en torsion à R=0 et pour les éprouvettes papillon à 0° et 45° en cisaillement à R=0

$$\tau_{max} = \frac{M_{max}}{J} R \quad (2\text{-}5)$$

Où M_{max} est le couple maxilmal appliqué

$J = \frac{\pi(D^4 - d^4)}{32}$ est le moment quadratique de la plus petite section, au centre de la partie utile

R est le rayon extérieur de la plus petite section au centre de la partie utile

La courbe des tubes en torsion est comparée aux courbes des papillons en cisaillement à 0° et à 45°. Compte tenu de l'orientation préférentielle des fibres dans les tubes, la configuration des essais de torsion est voisine de celle des essais Iosipescu sur éprouvettes papillon à 0°. La pente des courbes de Wöhler est la même. En revanche, la durée de vie obtenue sur tubes en torsion est supérieure à celle des éprouvettes papillon. Cette différence pourrait logiquement résulter de la différence de chargement entre les deux types d'essais. En effet, la force axiale est asservie à zéro dans le cas de la torsion sur tube.

Cet effet avait déjà été incriminé dans l'analyse des zones d'amorçage au paragraphe 2.6. Il est rappelé que les éprouvettes papillon ne rompent pas strictement en fond d'entaille, donc pas dans des zones de cisaillement pur. Cela signifie que d'autres composantes intervenaient dans la sollicitation locale au niveau de la zone de rupture. Ainsi, pour un même chargement de cisaillement, la sollicitation locale pour les éprouvettes papillon est plus sévère que pour les tubes en torsion. Cela tend à faire diminuer les durées de vie des éprouvettes papillon par rapport à celle des tubes, ce qu'on observe sur les courbes de Wöhler.

4.2.3 En traction-torsion combinées

Les essais de traction-torsion combinées ont été menés sur les éprouvettes tubulaires avec le même montage que les essais de traction ou de torsion. Contrairement aux autres types d'essais, aucune courbe de Wöhler n'a été réalisée. En effet, l'objectif de ces essais est d'évaluer l'influence de la multiaxialité sur la durée de vie des éprouvettes. Par la suite, le critère de fatigue sera testé sur ces situations de sorte à évaluer la capacité du critère à prendre en compte cet effet (voir paragraphe 3 du chapitre 4).

Un rapport de multiaxialité noté λ est défini par l'équation (2-6) pour la suite de l'analyse. Plus ce rapport augmente, plus la part de torsion dans le chargement est grande. La traction pure est représentée par $\lambda = 0$ et la torsion pure par $\lambda = \infty$. Pour répondre à l'objectif ci-dessus, les essais combinés sont réalisés pour une durée de vie cible fixée et en des rapports λ variables allant de la traction pure à la torsion pure.

$$\lambda = \frac{\tau_{max}}{\sigma_{max}} \quad (2\text{-}6)$$

Où τ_{max} est la contrainte nominale de cisaillement maximale appliquée

σ_{max} est la contrainte nominale de traction maximale appliquée

La figure 2-41 représente un diagramme en 2D où l'axe des abscisses correspond à la contrainte maximale de cisaillement, l'axe des ordonnées à celle de traction et la couleur des

points représente la durée de vie associée à ce chargement. Lorsque plusieurs essais ont été réalisés pour un même chargement, la durée de vie représentée est la durée de vie moyenne.

Les essais réalisés en cherchant une durée de vie cible sont les points sur la courbe rose. Ils sont situés dans la gamme de durées de vie autour de 5.10^4 cycles (encadrée en rose sur la barre de légende à droite de la figure 2-41). La courbe rose représente une ellipse. La corrélation avec les essais réalisés est plutôt bonne. De plus, grâce à la courbe présentée sur la figure 2-38, il est possible d'interpoler une valeur de contrainte en traction pure à imposer aux tubes pour obtenir une durée de vie de 5.10^4 cycles. Cette contrainte est le point d'intersection entre l'ellipse et l'axe des ordonnées de la figure 2-41. Le résultat est le même lorsque l'interpolation se fait sur la courbe S-N en torsion de la figure 2-40 : la contrainte interpolée en torsion est l'intersection entre l'ellipse et l'axe des abscisses.

L'ellipse représentant l'iso-durée de vie à 5.10^4 cycles peut être caractérisée par l'équation paramétrique (2-7). Par définition, il existe donc une grandeur constante sur l'ellipse, qui dépend des carrés des contraintes de traction et de torsion. Ainsi, il est possible de trouver une grandeur équivalente, dépendante des composantes du tenseur des contraintes qui a les mêmes iso-valeurs que la durée de vie. Dans la démarche présentée dans cette thèse, il n'est pas besoin de définir une grandeur caractéristique en amont du critère car le FIP est calculé en tenant compte de toutes les composantes des tenseurs des contraintes et des déformations. Cependant, dans le cadre d'une approche par grandeur équivalente, le choix de celle-ci pourrait être guidé par la forme de la courbe présentée sur la figure 2-41.

$$\frac{{\sigma_{max}}^2}{a^2} + \frac{{\tau_{max}}^2}{b^2} = 1 \qquad (2\text{-}7)$$

Où σ_{max} est la contrainte nominale maximale de traction appliquée
τ_{max} est la contrainte nominale maximale de torsion appliquée
a et b sont des constantes

Un essai supplémentaire a été réalisé avec des composantes de traction (0.61) et de torsion (0.15) égales à deux des essais de la courbe d'iso-durée de vie précédente. La contrainte maximale de traction (respectivement de torsion) imposée au cours de cet essai est 9% (respectivement 25%) inférieure à celle qui a été imposée au cours d'un essai appartenant à l'ellipse iso-durée de vie. La durée de vie obtenue est logiquement plus grande. Mais ce point « double » permet de constater que pour les diminutions de contraintes de traction (respectivement de torsion) citées, l'augmentation de la durée de vie est la même. Ainsi, dans le domaine étudié, situé à gauche de la courbe ($\lambda < 1/3$), l'augmentation du chargement de traction semble être plus critique que l'augmentation du chargement de torsion. Du fait de la forme elliptique de la courbe, dans la partie droite de la courbe, ce phénomène serait inversé et ce serait le chargement de torsion qui serait le plus critique. C'est d'ailleurs ce que De Monte ([Demo10c]) observe en comparant des essais à $\lambda=1/3$ et à $\lambda=1$.

Ces résultats sont cohérents avec les courbes de Wöhler associées aux essais Iosipescu et aux tubes en torsion (voir paragraphe 4.2.2). Ces deux essais sont comparables dans la mesure où la sollicitation majeure est de la sollicitation de cisaillement. En revanche, par construction, les essais Iosipescu induisent également une traction dans la direction perpendiculaire à la direction de sollicitation, provoquant une chute de la durée de vie conséquente par rapport aux essais de torsion sur tubes. Si les iso-durées de vie étaient cartographiées de façon plus complète, il pourrait d'ailleurs être intéressant de resituer les essais Iosipescu sur l'iso-durée de vie qui convient. Cela permettrait d'évaluer la contrainte de traction induite par le montage.

Pour valider l'interpolation des iso-durée de vie par ellipse, il faudrait réaliser ces mêmes essais en visant une autre durée de vie que 5.10^4 cycles.

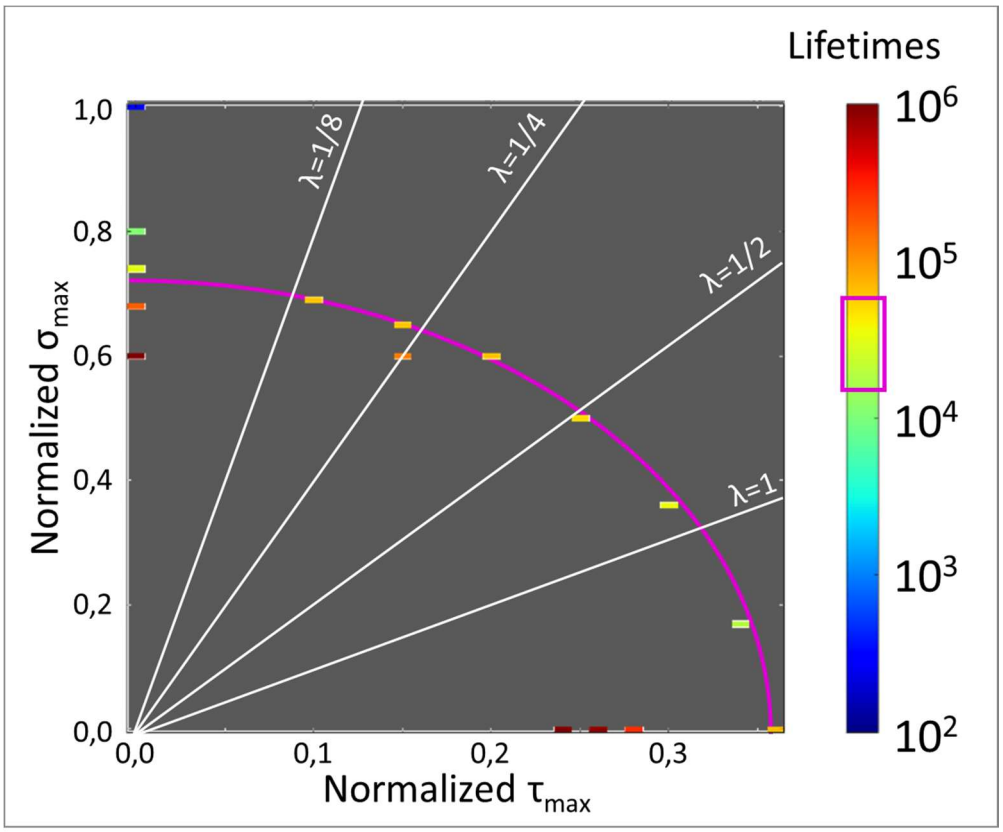


Figure 2-41 : Diagramme de durées de vie du PA66GF50 à T80RH50 pour les éprouvettes tubulaires en traction-torsion en phase à R=0

5 Bilan

Dans ce chapitre, la base de données nécessaire à la validation de la démarche de dimensionnement en chargement multiaxial a été construite. Les essais ont été réalisés en environnement et hygrométrie contrôlés à 80°C et RH50. Le travail en environnement régulé a nécessité des ajustements. Notamment, le montage sur les éprouvettes tubulaires a été conçu pour limiter l'auto-échauffement à l'intérieur du tube.

Dans un premier temps, la base de données mise à disposition par Solvay a été analysée. Celle-ci concerne des essais de traction uniaxiale sur des éprouvettes Dogbone. Ces essais ont permis de poser un cadre de référence. Par la suite, des essais de traction uniaxiaux ont été menés sur des éprouvettes présentant un concentrateur de contraintes plus ou moins sévère. Une comparaison a été effectuée entre Dogbone d'une part et éprouvettes papillon et tubes d'autre part, en tenant compte de l'orientation des fibres par rapport à la direction de sollicitation. L'influence des concentrateurs de contraintes dans un cadre uniaxial a ainsi pu être mise en avant.

Par la suite, un nouveau trajet de chargement a été introduit. Les essais Iosipescu, réalisés sur les éprouvettes papillon, ont permis d'étudier l'influence du cisaillement sur le

composite. Deux montages ont été proposés pour réaliser ces essais et l'analyse des champs de déformations par corrélation d'images a permis de discriminer l'un des deux, en vérifiant que le chargement imposé dans la partie utile était bien majoritairement du cisaillement. Les courbes de Wöhler obtenues pour ces essais ont pu être comparées à celles des essais de torsion sur éprouvettes tubulaires. Une différence entre les deux types d'essais a été observée et attribuée à la présence de multiaxialité dans les zones de rupture pour les essais Iosipescu.

Enfin, de la multiaxialité dans le chargement imposé est ajouté. L'analyse des essais de traction-torsion combinées, inédits en température, a mis en évidence une forme de courbe iso-durée de vie reliant contrainte de traction et contrainte de cisaillement. Les essais réalisés ne l'ont été que pour une unique durée de vie cible et pour vérifier la forme de ces courbes, il serait judicieux de compléter cette base de données avec des essais visant d'autres durées de vie.

Chapitre 3 : Calibration de la TPM dans le cadre uniaxial

1 Principe de la méthode Through Process Modelling (TPM)..... 101

2 Identification de la loi viscoélastique de la matrice 104

2.1 Méthode d'identification inverse de la loi de comportement matrice 105

2.1.1 Forme de la loi et paramètres à déterminer 105

2.1.2 Données d'entrée 106

2.1.2.1 Choix des essais expérimentaux..... 106

2.1.2.2 Tenseurs d'orientation 106

2.1.3 Critère d'identification..... 107

2.1.4 Algorithme d'optimisation..... 109

2.1.5 Calcul éléments finis 110

2.2 Résultats.....111

2.2.1 Paramètres identifiés pour la loi de comportement de la matrice 111

2.2.2 Validation de la loi de comportement..... 113

3 Influence de la discrétisation du maillage éléments finis dans l'épaisseur 116

3.1 Simulations réalisées 116

3.2 Application de la TPM pour différentes discrétisations dans l'épaisseur 117

3.2.1 Identification du critère à partir d'une discrétisation fine 117

3.2.2 Critères identifiés et validés avec la même discrétisation 120

3.2.3 Cadre des calculs éléments finis pour la suite de la démarche..... 121

4 Choix de la courbe d'identification du critère de fatigue dans la TPM 122

4.1 Critère de choix pour la courbe d'identification.....122

4.2 Orientation des fibres 123

4.3 Rapport de charge.....125

4.4 Nature du FIP en entrée du critère 127
4.4.1 Mesure expérimentale vs simulation numérique 127
4.4.2 FIP « uniaxial » vs FIP « multiaxial » 131

5 Bilan 135

La base de données expérimentale nécessaire à la validation de la démarche de dimensionnement a été mise en place dans le chapitre précédent. Avant d'appliquer cette démarche en entier et sur des chargements complexes, il est nécessaire de calibrer certaines étapes de la méthode employée.

La méthode TPM constitue une approche intégrée depuis la simulation du procédé d'injection jusqu'à l'estimation de la durée de vie par l'intermédiaire d'un critère de fatigue (voir paragraphe 5 du chapitre 1). Dans le cadre de cette thèse, la première étape d'évaluation des tenseurs d'orientation a été réalisée par Solvay à partir du traitement d'images tomographiques. Le travail de cette thèse porte sur les étapes ultérieures, présentées à la figure 3-1.

L'objectif de ce chapitre est d'abord de décrire une tâche préliminaire à la mise en œuvre de la TPM, à savoir l'identification inverse de la loi de comportement de la matrice. La méthode est ensuite mise en œuvre sur éprouvette Dogbone pour d'une part optimiser la discrétisation en épaisseur et d'autre part choisir les meilleures conditions d'identification du critère de fatigue. Les choix réalisés à l'issue de ces deux analyses seront figés pour le travail mené sur d'autres géométries d'éprouvettes au chapitre suivant.

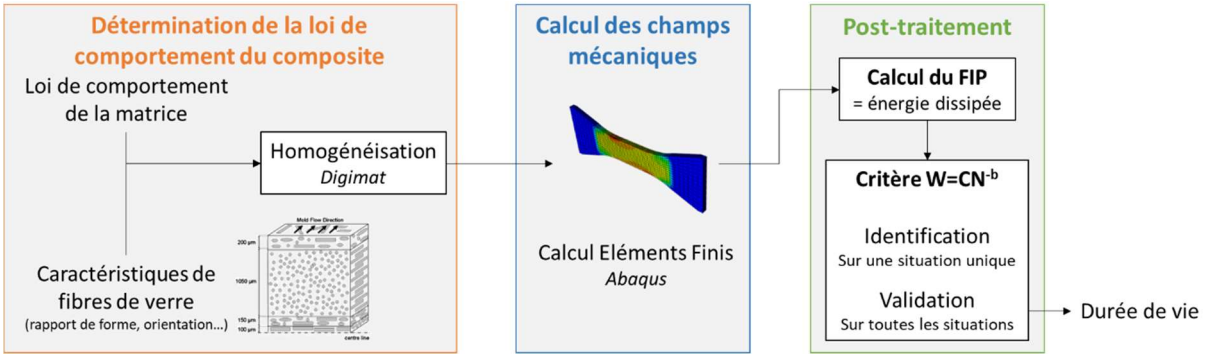


Figure 3-1 : Schéma de principe de la méthode TPM

1 Principe de la méthode Through Process Modelling (TPM)

- La première étape de la TPM consiste à déterminer la loi de comportement du composite. En toute rigueur, le Fatigue Indicator Parameter (FIP) en entrée du critère doit être évalué sur un état mécanique pour lequel il est stabilisé. Cela nécessite de disposer d'une loi de comportement apte à simuler cet état de la façon la plus précise possible. L'estimation en chaque point des propriétés effectives du composite est réalisée par homogénéisation et est donc coûteuse. Il est intéressant de choisir une loi de comportement économe en temps de calcul. Le choix a donc été fait d'affecter à la matrice une loi viscoélastique linéaire de type Prony à quatre branches, et pas un modèle de comportement plus complexe (*cf.* paragraphe 5 du chapitre 1). L'objectif est de minimiser les temps de calculs en contexte industriel. Dans ce cadre linéaire et avec ce nombre réduit de temps de relaxation, il est clair que la loi homogénéisée résultante ne peut pas correctement prédire l'évolution du comportement cyclique du composite du premier cycle jusqu'à la stabilisation. On choisit donc de simuler seulement trois cycles, ce qui va également dans le sens d'une minimisation des temps de calcul. Il s'agira d'identifier les

paramètres de la matrice de sorte que le troisième cycle macroscopique simulé sur composite coïncide avec le cycle expérimental à mi-vie. A ce stade de la durée de vie, on observe toujours une dérive stationnaire de la déformation moyenne (c'est-à-dire avec un incrément par cycle constant) mais une valeur du FIP qui n'évolue plus. Ceci a été vérifié, dans le cadre du consortium DURAFIP 2, dans toutes les conditions testées sur éprouvettes Dogbone. Cette stratégie revient donc, en quelque sorte, à construire un composite « fictif » dont le comportement au troisième cycle est « équivalent » à celui du composite réel à mi-vie. L'identification de la matrice selon cette stratégie sera abordée dans le paragraphe 2 de ce chapitre.

- La seconde étape de la TPM concerne le **calcul des champs mécaniques macroscopiques**. Cette simulation est habituellement effectuée par calcul éléments finis avec le logiciel Abaqus. Ce dernier fait appel au logiciel d'homogénéisation Digimat pour la simulation de comportement à chaque pas de temps et en chaque point de la structure étudiée. La méthode des éléments finis nécessite de mailler la structure étudiée. Le type d'éléments employé est le même pour toutes les simulations de la thèse : il s'agit d'éléments 3D cubiques linéaires de type C3D8. Etant donné la variabilité dans l'épaisseur de l'orientation des fibres dans les pièces injectées, la finesse du maillage conditionne la qualité des résultats. Cette question du nombre d'éléments dans l'épaisseur est discutée dans le paragraphe 3 de ce chapitre dont le but est de trouver un bon compromis entre précision et temps de calcul.

- Enfin, la troisième et dernière étape est le **post-traitement**. Il peut être découpé en plusieurs phases.

  - La première est le **calcul du FIP**. Ce dernier est la grandeur considérée comme critique pour la durée de vie en fatigue du matériau. Il permet de prédire la durée de vie de la pièce via le critère de fatigue. Dans ce travail, le FIP correspond à l'aire de boucle. En faisant l'hypothèse forte de négliger l'énergie stockée et les couplages thermo-mécaniques, le FIP est ainsi assimilé à l'énergie dissipée. Il est calculé en tenant compte de l'état multiaxial des champs mécaniques, selon l'équation (3-1). Sauf mention contraire, la totalité des composantes des tenseurs de contraintes et de déformations est prise en compte, et pas simplement les composantes dans la direction de chargement comme dans [Raph19a]. Le FIP est alors calculé comme une somme de composantes selon l'équation (3-2) où chaque terme w_{ij} est l'aire de boucle d'hystérèse σ_{ij} - ϵ_{ij}. Celle-ci est calculée par la méthode des trapèzes (équation (3-3)). Cette partie du post-traitement a été initialement codée sous forme de scripts Python par N. Fouchier dans le cadre de sa thèse ([Fouc18]). Ce script a été développé pour des éléments coques en 2D et a été adapté pour convenir au maillage en éléments solides 3D utilisé dans cette thèse.

$$W = \oint \underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{\dot{\epsilon}}} dt \tag{3-1}$$

$$W = w_{11} + w_{22} + w_{33} + w_{12} + w_{13} + w_{23} \tag{3-2}$$

$$w_{ij} = \sum_{t \in cycle} \frac{1}{2} \frac{\sigma_{ij}(t+1) + \sigma_{ij}(t)}{\epsilon_{ij}(t+1) - \epsilon_{ij}(t)} \tag{3-3}$$

Le FIP peut être calculé en chaque point auquel les grandeurs mécaniques sont disponibles à l'issue du calcul éléments finis. Il peut alors être calculé en un point particulier ou moyenné sur un volume plus étendu (que l'on nommera par la suite volume d'intégration). Les étapes de cette partie du post-traitement sont détaillées sur la figure 3-2. Le volume d'intégration peut aller d'un élément à la totalité de la partie utile, en passant par une zone particulière lorsque l'on est en présence de singularités géométriques. Ce choix fait partie intégrante de la stratégie d'application de la méthode. Les problématiques concernant la définition de la taille et de la forme du volume d'intégration seront abordées au chapitre 4. Dans le présent chapitre, le volume d'intégration est fixé. Le travail concerne des éprouvettes planes découpées dans des plaques injectées. Le maillage est constant dans l'épaisseur. Dans ce cas, le FIP est moyenné sur un parallélépipède rectangle de la taille d'un élément dans le plan et de la totalité de l'épaisseur de l'éprouvette, nommé « maille dans l'épaisseur » dans la suite de ce chapitre et représenté à la figure 3-3. La valeur du FIP en entrée du critère de fatigue est le maximum des valeurs moyennées sur chaque « maille dans l'épaisseur » du calcul éléments finis.

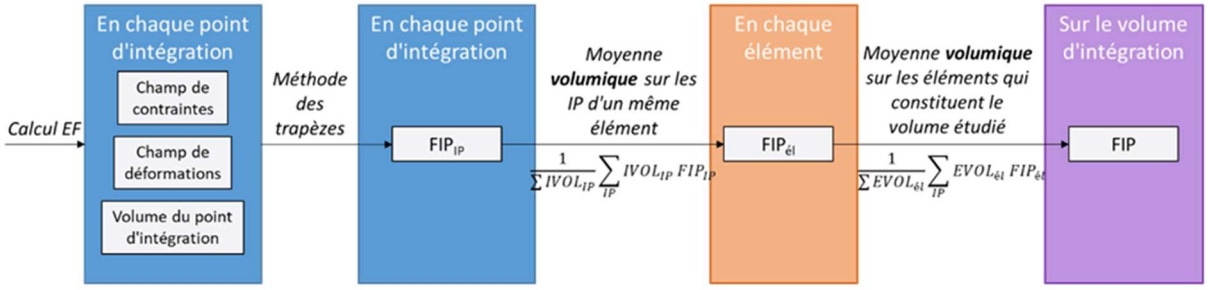


Figure 3-2 : Schéma de la démarche du calcul du FIP sur un volume d'intégration contenant plusieurs éléments

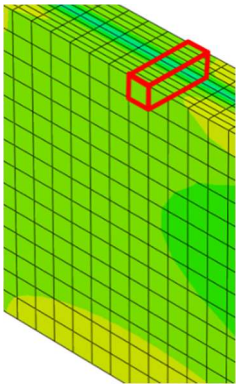


Figure 3-3 : Représentation du volume d'intégration dit « maille dans l'épaisseur » sur un maillage d'éprouvette plate, en l'occurrence une éprouvette Dogbone

- La seconde étape du post-traitement est **l'identification du critère**. Cette étape consiste en la détermination des paramètres du critère de fatigue (c'est-à-dire les valeurs de C et b dans l'équation (3-4)). Cette identification ne requiert qu'une seule courbe représentant le FIP calculé en fonction de la durée de vie expérimentale, c'est-à-dire une seule condition d'essais (géométrie, orientation et chargement). Le choix de cette courbe d'identification peut ne pas être neutre. Il sera discuté au paragraphe 4 de ce chapitre.

Sur cette courbe unique d'identification, la valeur du FIP est calculée pour chaque niveau de chargement appliqué expérimentalement. Puis, elle est mise en regard

de la durée de vie expérimentale (moyennée ici sur plusieurs essais), et interpolée par une loi puissance. Ainsi, les paramètres C et b sont respectivement l'ordonnée à l'origine et l'opposé de la pente de la loi puissance.

$$W = CN^{-b} \tag{3-4}$$

- La troisième et dernière étape du post-traitement est **la validation de la TPM** sur la base de données expérimentale disponible. Il s'agit de comparer les durées de vie prédites par l'équation (3-5) à partir du FIP calculé pour chaque situation de validation envisagée.

$$N = \left(\frac{W}{C}\right)^{-1/b} \tag{3-5}$$

2 Identification de la loi viscoélastique de la matrice

Un préalable à l'utilisation de la TPM est donc de disposer d'une loi de comportement du constituant « Polyamide 6.6 ». Une éventualité serait d'identifier cette loi à partir d'échantillons de polymère pur, en les sollicitant selon des trajets de chargement assez variés pour identifier une loi de comportement tridimensionnelle. Néanmoins, du fait de la présence des fibres, le Polyamide 6.6 au sein du composite ne cristallise pas localement nécessairement de la même façon que le polymère pur. De plus, du fait des hypothèses réalisées dans le modèle numérique, la loi de comportement de la matrice seule peut différer de la loi de comportement de la matrice permettant de calculer par homogénéisation celle du composite.

Une alternative est le recours à une méthode d'identification inverse basée sur des essais réalisés sur le composite complet. C'est le choix qui est fait dans cette thèse. Dans ce cas, les chargements par lesquels la matrice est sollicitée ne sont pas connus. On n'accède qu'aux conséquences de la contribution d'une matrice qui voit localement des vitesses et des trajets de chargement différents. La loi de comportement de la matrice ne peut alors pas être identifiée étape par étape, car cette variété de chargements locaux existe même pour un trajet de chargement macroscopique aussi simple que de la traction simple sur éprouvette Dogbone, du fait de l'effet cœur-peau notamment. Un moyen de réduire la diversité de chargements locaux pourrait être de travailler sur des éprouvettes amincies réellement mono-orientées et de diversifier les chargements.

2.1 Méthode d'identification inverse de la loi de comportement matrice

2.1.1 Forme de la loi et paramètres à déterminer

La loi de comportement viscoélastique linéaire de la matrice est décrite par un modèle de Maxwell généralisé à 4 branches dont une représentation rhéologique 1D est rappelée sur la figure 3-4. Dans Digimat, le modèle de Maxwell généralisé est formulé sous forme de séries de Prony. L'évolution dans le temps des modules de cisaillement G et de compressibilité K est donnée par les équations (3-6) et (3-7).

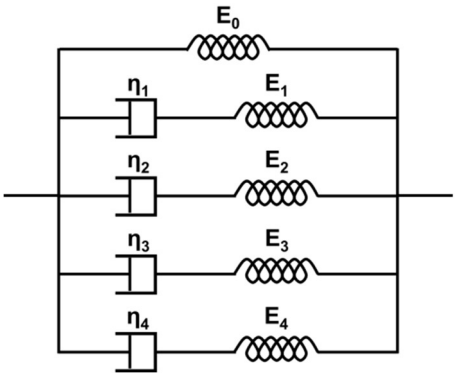


Figure 3-4 : Représentation rhéologique (1D) d'un modèle de Maxwell généralisé à 4 branches

$$G(t) = G_0\left[1 - \sum_{i=1}^{4} w_i\left(1 - \exp\left(\frac{-t}{\tau_i}\right)\right)\right] \quad (3\text{-}6)$$

avec $w_i = \frac{G_i}{G_0}$ et $\tau_i = \frac{\eta_i}{G_i}$

$$K(t) = K_0\left[1 - \sum_{i=1}^{4} w_i'\left(1 - \exp\left(\frac{-t}{\tau_i'}\right)\right)\right] \quad (3\text{-}7)$$

avec $w'_i = \frac{K_i}{K_0}$ et $\tau'_i = \frac{\eta_i}{K_i}$

Dans la suite du travail, les poids et les temps de relaxation associés aux modules de cisaillement et de compressibilité seront considérés identiques, c'est-à-dire que $w_i = w_i'$ et $\tau_i = \tau_i'$. Ceci revient à considérer le coefficient de Poisson comme constant. Ainsi, le lien entre G et K est constant, leur évolution dans le temps est donc identique. Il s'agit d'une hypothèse forte dans l'absolu car, dans un polymère pur, l'évolution du module de compressibilité sur de longues plages de temps ou de température implique des temps de relaxation plus courts que ceux du module de cisaillement. La force de cette hypothèse est réduite dans le cas présent car le modèle ne comporte que 4 branches, destinées à décrire une évolution du module sur la durée de quelques cycles seulement. Les paramètres à déterminer sont alors au nombre de 10 : les quatre temps de relaxation τ_i, les quatre poids w_i et les modules initiaux G_0 et K_0. De plus, la valeur du coefficient de Poisson est fixée à une valeur élevée de 0.45 car les conditions de travail à T80RH50 correspondent à des conditions 60°C au-dessus de la température de transition vitreuse apparente de la matrice ([Laun13a]). Ainsi, K_0 est calculé à partir de G_0 et du coefficient de Poisson. Il reste alors 9 paramètres à identifier.

2.1.2 Données d'entrée

2.1.2.1 Choix des essais expérimentaux

Les paramètres de la loi de comportement matricielle sont obtenus par optimisation à partir de l'écart entre les courbes expérimentales fournies par Solvay sur éprouvette Dogbone et les prédictions du calcul pour les mêmes conditions.

Comme expliqué au paragraphe 1 de ce chapitre, les courbes expérimentales de référence sont les courbes contrainte-déformation nominales dans la direction de traction, à mi-vie et sur un cycle, pour une durée de vie voisine de 3.10^4 cycles, choisie en accord avec les partenaires industriels. Cette durée de vie correspond à un régime incidentel d'utilisation des pièces automobiles. La contrainte est la contrainte nominale déduite de la force appliquée et de la section droite en partie utile. La déformation est mesurée par extensomètre en partie utile également. Comme évoqué au paragraphe 1.2 du chapitre 2, la courbe en entrée de l'identification est moyennée sur plusieurs essais réalisés au même niveau de contrainte imposée.

Un seul rapport de charge de R=0.1 a été considéré. Pour prendre en compte l'anisotropie du composite et une large diversité de chargements locaux à l'échelle de la matrice, les données d'identification intègrent une courbe par orientation 0°, 45° et 90°.

2.1.2.2 Tenseurs d'orientation

La boucle d'optimisation vise à identifier la loi de comportement de la matrice. Elle fait intervenir les propriétés effectives du composite, pour la comparaison aux essais expérimentaux. Cette étape d'homogénéisation du comportement doit également intégrer les propriétés des fibres, leur morphologie, leur fraction volumique et leur orientation locale. L'orientation des fibres est décrite à partir des tenseurs d'orientation obtenus par micro-tomographie par Solvay. Deux des plaques dans lesquelles les éprouvettes Dogbone ont été découpées ont été observées : les relevés ont montré que les parties utiles de ces éprouvettes présentaient des microstructures très proches (voir paragraphe 1.1 du chapitre 2). Soixante points de mesure ont alors été relevés dans l'épaisseur. La classique microstructure cœur-peau est visible sur la figure 3-5 où les cercles bleus correspondent aux mesures expérimentales. Seule la composante du tenseur d'orientation dans la direction d'injection est représentée sur la figure. Il est clairement observable que les fibres ne sont plus orientées dans cette direction au centre de la plaque, tandis qu'elles le sont dans les deux couches de part et d'autre.

Ces mesures ponctuelles sont exploitées pour affecter des tenseurs locaux d'orientation au maillage utilisé pour la simulation EF. Une interpolation par palier est proposée ; elle est représentée par la ligne orange sur la figure 3-5. Ainsi, à un élément situé entre deux points de mesure, est associée la moyenne des valeurs des deux points de mesure en question. Si un élément est au-delà des points de mesure réalisés, son tenseur d'orientation est pris égal à celui du point de mesure le plus proche. Si un élément est à cheval sur plusieurs paliers, chaque composante du tenseur d'orientation correspond à la moyenne des valeurs de cette composante sur chaque palier, pondérée par l'épaisseur du palier incluse dans l'élément. Tous les points d'intégration d'un élément ont le même tenseur d'orientation. Le tenseur d'orientation, variable dans l'épaisseur, est supposé homogène dans le plan de l'éprouvette.

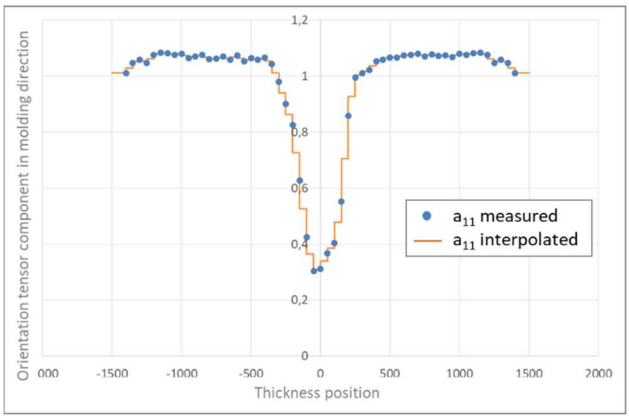


Figure 3-5 : Composante dans la direction d'injection du tenseur d'orientation mesuré par tomographie par Solvay et interpolation utilisée pour les simulations

Pour cette étape d'identification de la loi de comportement de la matrice, le nombre d'éléments choisi dans l'épaisseur est volontairement élevé (60) afin de garantir une bonne précision au calcul. Ce choix limite notamment l'influence de l'interpolation retenue pour les tenseurs d'orientation et permet de représenter au mieux la microstructure à partir des tenseurs d'orientation mesurés.

2.1.3 Critère d'identification

Le paramètre qui doit être le mieux prédit par la loi de comportement homogénéisée est le FIP du critère de fatigue sélectionné, en l'occurrence **l'aire de la boucle contrainte-déformation**. Dans le cadre des essais de fatigue uniaxiaux sur éprouvettes Dogbone, seules les contraintes et déformations macroscopiques dans la direction de sollicitation sur le cycle à mi-vie sont fournies par Solvay. Cette aire, calculée par la méthode des trapèzes grâce aux outils développés dans le cadre de la thèse de N. Fouchier ([Fouc18]), sera le critère principal d'optimisation pour la détermination des paramètres de la matrice.

Néanmoins, pour décrire au mieux le cycle à mi-vie, **le module sécant** du composite (E_{sec} sur la figure 3-6) est évalué selon la formule présentée dans l'équation (3-8) et constitue également un critère de comparaison entre numérique et expérimental dans le calcul d'optimisation. La précision de sa détermination dépend fortement de la résolution de la boucle aux deux sommets. Le pas de temps des simulations est de 0.0025s. Ainsi, si le temps simulé n'est pas exactement au maximum de la boucle, il sera situé au pire, 0.0025 secondes avant ou après. La valeur obtenue représente alors 99.89% de la valeur maximale. L'erreur commise sur les contraintes et/ou les déformations est donc très faible. Les valeurs expérimentales sont relevées à 1000Hz, ce qui correspond à un pas de temps de 10^{-3} s. Celui-ci étant inférieur au pas de temps numérique, l'erreur commise sur les valeurs des extremums de contraintes et de déformations sera d'autant plus faible.

$$E_{sec} = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{\epsilon_{cont_max} - \epsilon_{cont_min}} \quad (3\text{-}8)$$

Avec σ_{max} *la contrainte axiale maximale au cours du cycle atteinte à l'instant t*
σ_{min} *la contrainte axiale minimale au cours du cycle atteinte à l'instant t'*
ϵ_{cont_max} *la déformation axiale atteinte à l'instant t*
ϵ_{cont_min} *la déformation axiale atteinte à l'instant t'*

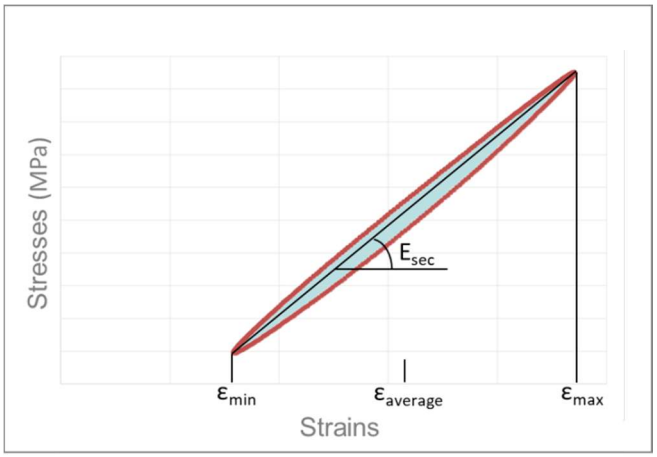


Figure 3-6 : Représentation des critères de comparaison

Enfin, un dernier critère de comparaison relatif à la forme de la boucle est introduit. Il s'agit de **l'écart relatif moyen entre la position des points simulés et expérimentaux, à même contrainte, sur un cycle**. On commence par calculer une différence point à point entre expérience et simulation. Pour ce faire, chaque point de la boucle expérimentale doit être associé à un point de la boucle calculée de même contrainte. Or, les points expérimentaux sont relevés à une fréquence de 1000Hz, soit 333 points par cycle quand le pas de temps imposé dans les simulations ne permet d'avoir que 133 points par cycle. Ainsi, chaque point expérimental n'a pas son exact homologue dans la simulation. Pour l'obtenir, une interpolation linéaire entre deux points numériques est effectuée afin de trouver un point simulé de même contrainte que le point expérimental étudié. C'est ce qui est détaillé dans le zoom de la figure 3-7. Ainsi, en chaque point expérimental, il est possible de calculer l'écart relatif entre déformations expérimentale et numérique à contrainte fixée selon l'équation (3-9). Le paramètre à minimiser lors de l'optimisation est la moyenne arithmétique de ces écarts relatifs sur tous les points expérimentaux du cycle à mi vie.

L'utilisation de la loi de Maxwell à 4 branches, combinée au choix de ne simuler que trois cycles macroscopiques ciblent une description de l'effet viscoélastique aux temps courts. Il n'est pas possible d'accéder aux effets aux temps longs comme par exemple l'effet de Rochet. De ce fait, la déformation macroscopique prédite après quelques cycles simulés est bien inférieure à la déformation réellement atteinte pour un cycle stabilisé expérimental. Pour pallier ce déficit, un offset en déformation est introduit sur la boucle simulée : la différence de déformation moyenne entre boucles d'hystérèse expérimentale à mi-vie et numérique (obtenue au troisième cycle) est calculée et systématiquement ajoutée aux déformations simulées. Ainsi, les boucles simulée et expérimentale sont comparées à déformation moyenne égale. En l'absence d'offset, l'erreur sur la valeur de déformation serait très fortement supérieure aux autres critères. L'algorithme chercherait donc à minimiser cette erreur en priorité. La recherche du FIP deviendrait sous-pondérée dans l'identification, ce qui n'est pas acceptable.

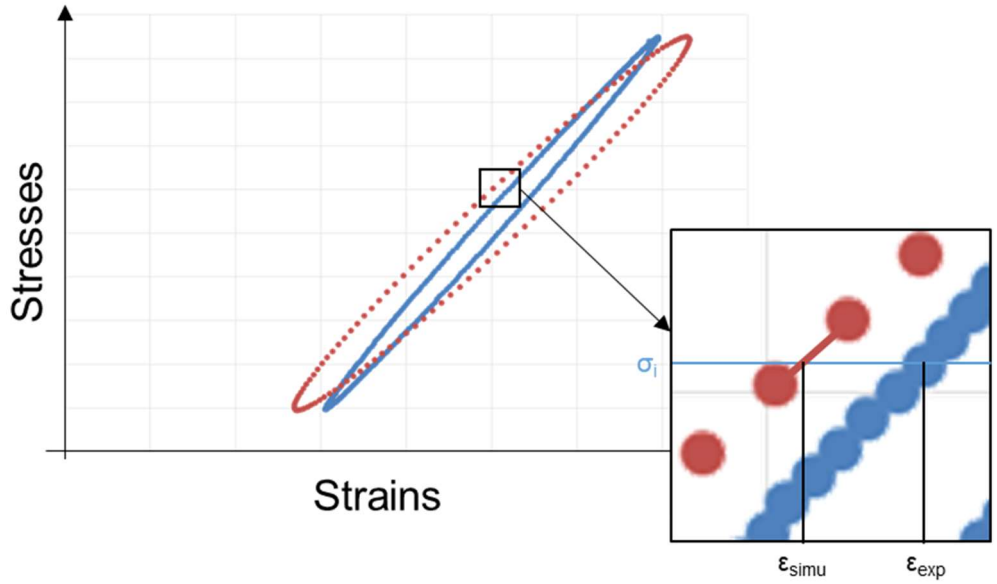


Figure 3-7 : Calcul de l'écart relatif de la position des points simulés et expérimentaux

$$Pour\ \sigma_i\ fixée, \qquad p_i = \frac{|\epsilon_{simu} - \epsilon_{exp}|}{\epsilon_{exp}} \tag{3-9}$$

2.1.4 Algorithme d'optimisation

Un schéma récapitulatif du procédé d'identification inverse est présenté figure 3-8.

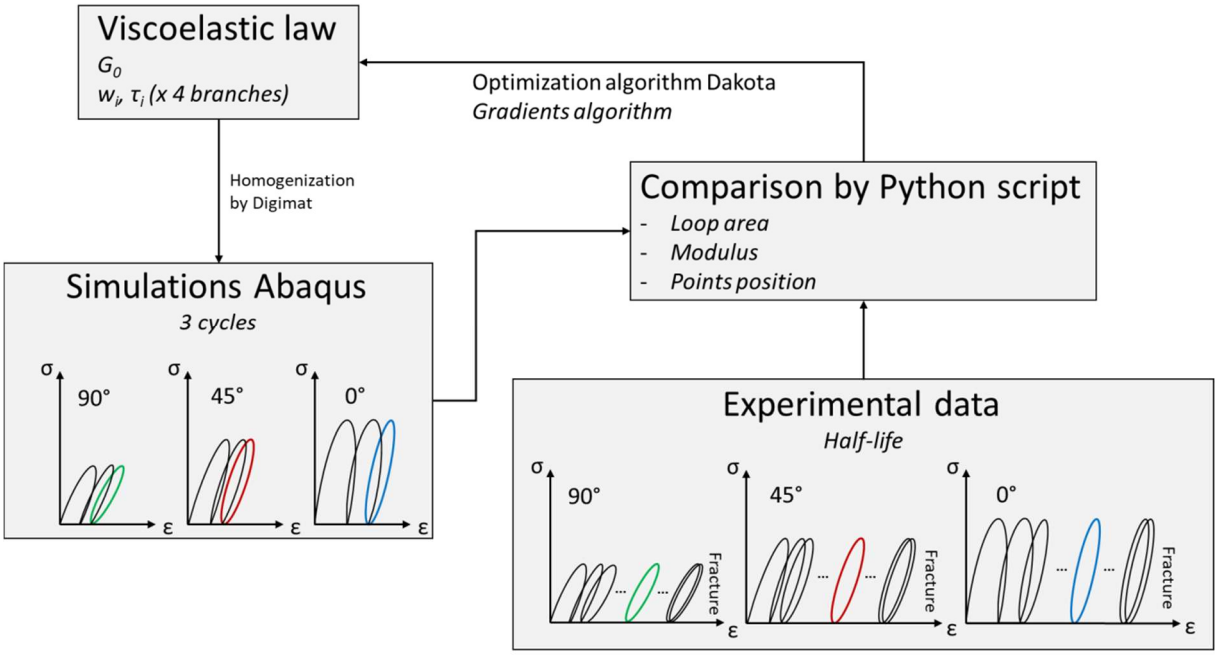


Figure 3-8 : Schéma du procédé d'identification inverse complet

Le processus d'optimisation est itératif et géré par le logiciel Dakota : grâce au chaînage Digimat-Abaqus, la troisième boucle macroscopique simulée pour chacune des trois orientations est comparée à la boucle à mi-vie expérimentale fournie par Solvay selon les trois critères exposés au paragraphe précédent. Les critères d'arrêt, au nombre de trois, n'ont pas la même importance pour l'identification de la loi matricielle. On privilégie l'aire de boucle qui constitue le FIP devant le module sécant ou la position des points. Le critère de minimisation sur l'aire de boucle est pondéré 4 fois plus que les autres critères. Les comparaisons successives permettent de faire évoluer les paramètres de la loi de comportement de la matrice en entrée du calcul d'homogénéisation.

Le critère d'arrêt de l'algorithme a été fixé à 10^{-7}. Cela signifie que la variation des critères de comparaison entre deux itérations successives ne doit pas excéder 10^{-7} pour que l'algorithme s'arrête. Cette valeur d'arrêt est donc particulièrement faible et l'algorithme ne s'arrêtera probablement pas de lui-même. Aussi, il faudra vérifier l'évolution des paramètres au fil des itérations pour juger de la stabilisation des paramètres.

2.1.5 Calcul éléments finis

Afin de décrire précisément la microstructure, tout en limitant les temps de calcul, les simulations sont réalisées sur un volume restreint. Le modèle EF créé dans Abaqus est un parallélépipède rectangle de 0.5mm de côté et de 3mm d'épaisseur (épaisseur réelle d'une éprouvette haltère). Il contient 60 éléments dans l'épaisseur (*cf.* paragraphe 2.1.2.2). Des conditions de symétrie sont affectées sur deux des faces du volume représenté (en rouge et en vert sur la figure 3-9) de sorte que le volume réellement simulé a les dimensions 1mm x 1mm x 3mm, ce qui correspond dans le plan à la taille d'un élément fini pour les calculs sur éprouvette Dogbone. Un chargement en densité surfacique de traction est appliqué sur l'une des faces non contraintes par les symétries, afin de reproduire un chargement de traction uniaxiale (en violet sur la figure 3-9). Enfin, une dernière condition limite doit être imposée pour empêcher les mouvements de corps rigide. Celle-ci est appliquée perpendiculairement aux conditions de symétrie de sorte à bloquer la dernière translation possible (translation verticale sur la figure 3-9).

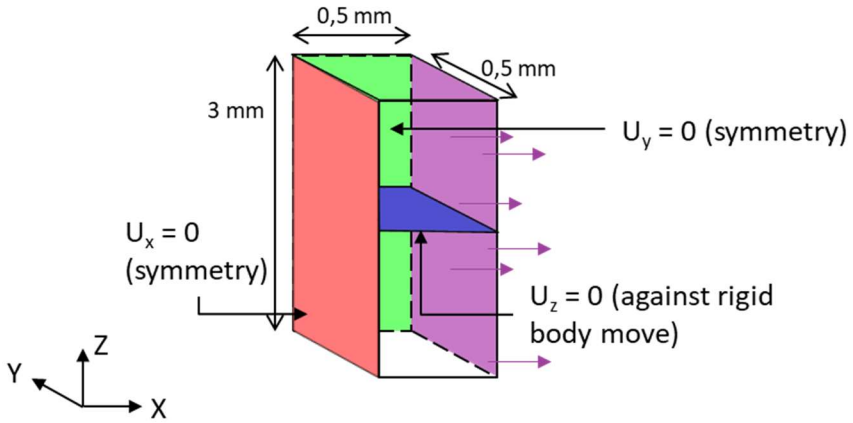


Figure 3-9 : Volume utilisé pour la procédure d'identification inverse, conditions aux limites et chargement appliqués

Les sorties obtenues dans Abaqus sont les champs mécaniques locaux, c'est-à-dire les contraintes et les déformations en chaque point d'intégration. Pour obtenir les tenseurs de contraintes et de déformations macroscopiques sur le volume entier, un script Python a été créé.

Ce script calcule la moyenne volumique des contraintes (resp. des déformations) sur tout le volume étudié.

Les contraintes et les déformations sont calculées sur 6 cycles en fonction du temps. Cela permet de vérifier que la boucle observée au troisième cycle est bien stabilisée. Si ce n'est pas le cas, alors l'un des temps de relaxation de la loi matricielle peut être diminué de sorte à mieux considérer la viscoélasticité aux temps courts et mieux décrire la boucle d'hystérèse.

2.2 Résultats

2.2.1 Paramètres identifiés pour la loi de comportement de la matrice

Au cours de l'optimisation, plusieurs itérations de la boucle présentée en figure 3-8 sont réalisées avec des paramètres τ_i, w_i et G_0 différents. Pour rappel, la valeur de K_0 est déterminée à partir de celle de G_0 et du coefficient de Poisson, fixé à 0.45. Chaque paramètre peut évoluer dans un intervalle de valeurs fourni par l'utilisateur. Les paramètres initiaux sont fixés par l'algorithme comme la valeur médiane de l'intervalle de départ.

Lors de l'étape suivante, chaque paramètre est individuellement modifié, par excès puis par défaut. Pendant cette étape, les jeux de paramètres testés sont donc au nombre de 18. Lorsque cette étape est terminée, 3 nouveaux jeux sont testés avec des paramètres tous modifiés par rapport à ceux de départ.

A la suite de quoi, un des jeux de paramètres testés au cours de la deuxième étape est choisi comme jeu de paramètres de référence et une nouvelle étape de tests individuels des paramètres est réalisée et ainsi de suite. Au cours des 18 itérations qui constituent l'étape de tests individuels des paramètres, les erreurs sur l'aire de boucle, le module et la position des points n'évoluent que très faiblement. Sur la figure 3-10, les graphiques ne représentent la valeur des critères d'identification qu'aux itérations de référence et aux trois itérations modifiant tous les paramètres à la fois.

L'évolution de l'aire de boucle représentée sur la figure 3-10a est très rapide dans les premiers temps puis évolue plus lentement, et ce pour les trois orientations. Cette chute très rapide de l'erreur sur l'aire de boucle est observée en même temps qu'une augmentation de l'erreur sur le module et sur la position des points pour les orientations à 45° et à 90° (les courbes rouge et verte sur les figure 3-10c et d). Cela semble cohérent avec la priorité qui est donnée à la qualité de reproduction de l'aire de boucle. En effet, le critère en aire de boucle ayant été pondéré 4 fois plus que les autres, l'algorithme minimise en priorité l'erreur sur ce critère plutôt que sur les autres.

Sur les premières itérations, l'erreur sur l'aire de boucle (entre 130% et 180%) excède largement celle des autres critères (entre 0% et 10% pour le module et entre 1% et 5% pour la position relative des points). En conséquence, l'aire de boucle aurait probablement été le critère privilégié par l'algorithme au début de l'optimisation même en l'absence de pondération.

Comme prévu étant donné le critère d'arrêt très exigeant choisi plus haut (2.1.4), l'algorithme n'a pas convergé. Aucun jeu de paramètres ne peut être choisi comme étant optimal. Cependant, après la vingtième itération représentée sur la figure 3-10, les valeurs d'erreur sont proches. Les vingt premières configurations doivent être naturellement écartées. En revanche, au-delà, deux jeux de paramètres, entourés en noir sur la figure 3-10b, peuvent

être retenus. Un premier jeu de paramètres, dit « stabilisé », correspond à celui obtenu après 104 itérations, quasiment identique (variation des paramètres inférieure à 0.1%) à celui déjà obtenu après 86 itérations. Un second jeu de paramètres, dit « équilibré », correspond à celui obtenu après 83 itérations. Il est celui qui fournit le meilleur compromis entre les trois orientations.

Les valeurs des erreurs associées sont fournies dans le tableau 3-1. On constate que les erreurs sur le module et sur la position sont assez similaires pour les deux jeux de paramètres et ce pour les trois orientations. En revanche, l'erreur sur l'aire de boucle est significativement différente. L'aire de boucle simulée à 45° est 4% plus éloignée de la réalité avec les paramètres « stabilisés » qu'avec les paramètres « équilibrés ». A 0° et à 90°, le jeu de paramètres « stabilisés » permet de gagner plus de 5% de précision. Le gain est jugé plus important avec les paramètres « stabilisés » : c'est ce jeu de paramètres qui a été retenu par la suite.

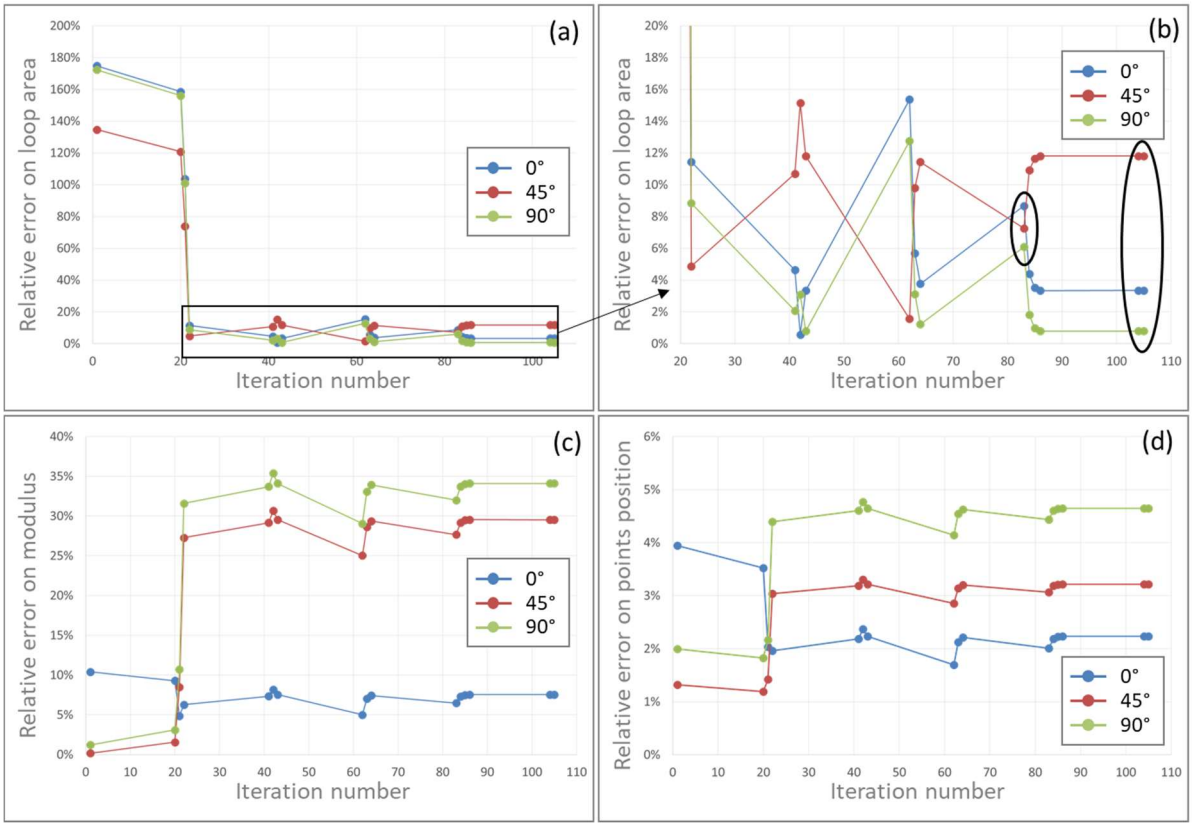


Figure 3-10 : Evolution au cours de l'optimisation des paramètres de la loi de comportement de la matrice, des critères de comparaison : (a) Erreur relative sur l'aire de boucle ; (b) Zoom sur les dernières itérations de l'algorithme ; (c) Erreur relative sur le module et (d) Erreur relative sur la position des points

	Erreur sur l'aire de boucle			Erreur sur la position			Erreur sur le module		
	0°	45°	90°	0°	45°	90°	0°	45°	90°
« Equilibrés »	8.67%	7.25%	6.09%	2.01%	3.07%	4.44%	6.48%	27.65%	32.00%
« Stabilisés »	3.34%	11.80%	0.79%	2.23%	3.21%	4.64%	7.54%	29.54%	31.11%

Tableau 3-1 : Valeurs des critères d'identification pour les jeux de paramètres « stabilisés » et « équilibrés »

La figure 3-11 représente les boucles simulées et expérimentales avec le jeu de paramètres qui a été choisi pour la matrice. Le module est systématiquement surestimé par la simulation. A 0°, les fibres sont dans le sens de la sollicitation, la surestimation du module du

composite implique alors que le module de la matrice est lui-même surestimé. Comme à 45° et à 90°, la matrice prend une part de plus en plus importante dans la réponse mécanique, il est logique que le module soit également surestimé. Cela explique que l'erreur sur le module prédit augmente avec l'angle entre fibres et direction de sollicitation.

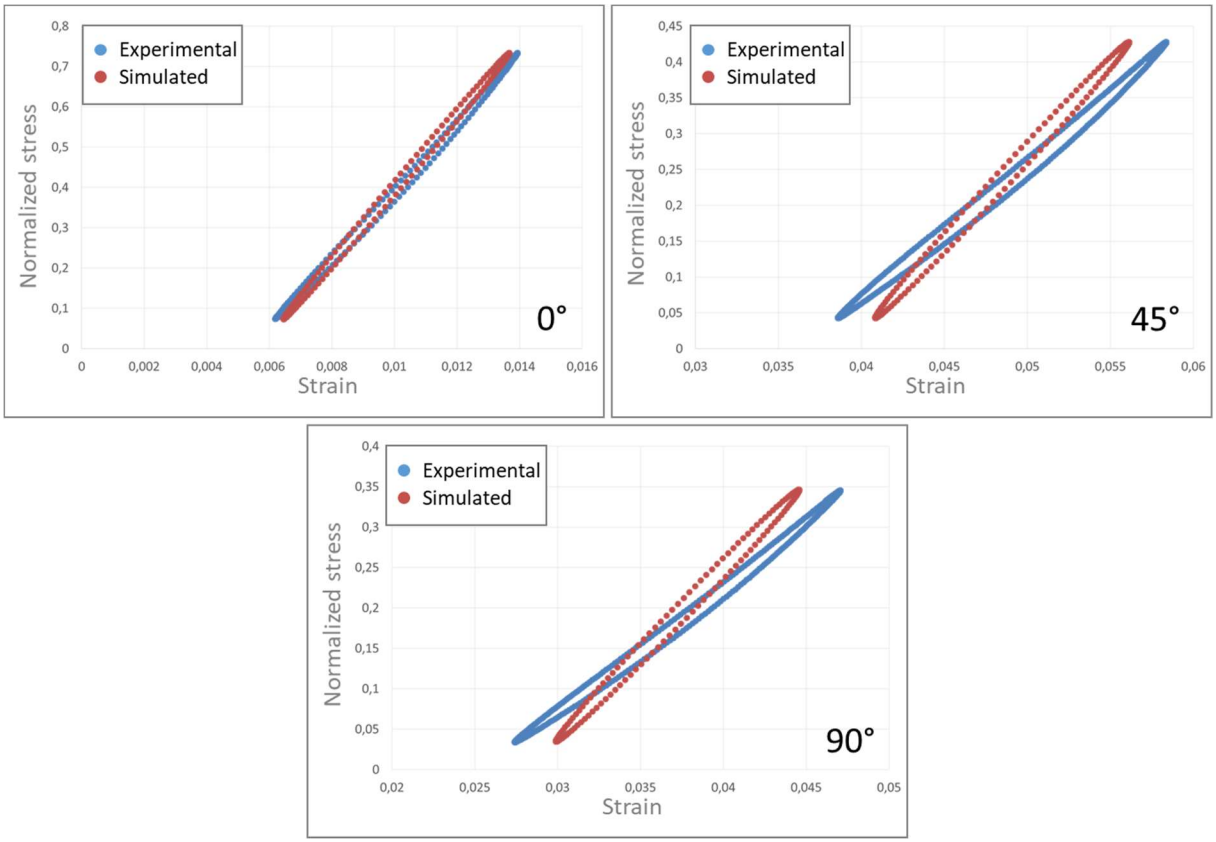


Figure 3-11 : Comparaison des boucles d'hystérèse macroscopiques expérimentale et numérique obtenue avec la loi viscoélastique identifiée pour la matrice en traction à R=0.1 pour des éprouvettes Dogbone orientées à (a) 0°, (b) 45° et (c) 90°

2.2.2 Validation de la loi de comportement

La qualité de la loi de comportement a été testée en simulant les autres essais sur Dogbone. Cette fois-ci, la simulation est réalisée sur l'éprouvette complète et les valeurs de contraintes et de déformations sont prises dans un élément au centre de la partie utile et intégrées sur toute l'épaisseur. La figure 3-12 représente les boucles d'hystérèse pour les éprouvettes Dogbone à 0° pour différents rapports de charge et pour une durée de vie d'environ 3.10^4 cycles. Les boucles d'hystérèse pour d'autres niveaux de chargement et orientations sont présentées en annexe A.

La surface des boucles diminue lorsque le rapport de charge augmente, ce qui accroît la difficulté à prédire les boucles. En effet, plus la valeur de la boucle est faible, plus la précision des prédictions des contraintes et des déformations doit être grande. Pour les rapports de charge R=0.5 et R=0.7, l'écart entre aires de boucle calculée et numérique est particulièrement élevé et atteint facilement les 100%. Ce même écart est au moins deux fois plus faible pour les autres rapports de charge. Compte tenu de la mauvaise qualité de prédiction des aires de boucles à

rapport de charge élevé, la suite de l'étude se concentrera sur les rapports de charge inférieurs à R=0.3.

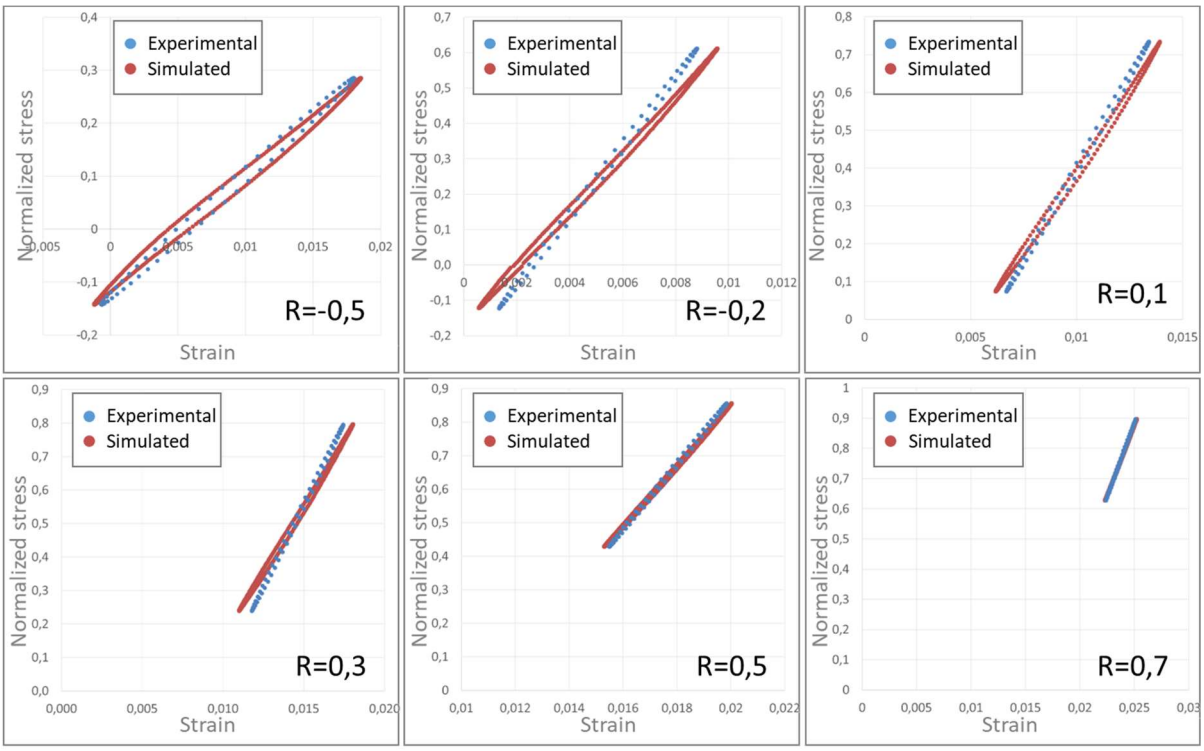


Figure 3-12 : Boucles d'hystérèse calculées et expérimentales dans la direction de sollicitation pour des essais uniaxiaux menés sur éprouvettes Dogbone à 0° pour une durée de vie d'environ 3.10^4 cycles et pour différents rapports de charge

La figure 3-13 représente l'évolution de l'erreur commise sur l'aire de boucle en fonction de la durée de vie pour plusieurs rapports de charge. Aucune tendance particulière ne se dégage. Ceci est particulièrement étonnant car, si l'identification de la loi de comportement de la matrice a été réalisée à une durée de vie de 3.10^4 cycles, l'erreur commise sur l'aire de boucle n'en est pas pour autant minimisée à cette durée de vie, y compris pour un rapport de charge égal à 0.1. De la même manière, la figure 3-14 représente l'évolution de l'erreur commise en fonction du rapport de charge pour différentes durées de vie. Une fois encore, aucune tendance particulière ne se dégage.

Il est à noter que la loi de comportement identifiée induit en moyenne, sur tous les rapports de charge et les orientations, une erreur de 23%. Cette erreur aura des conséquences directes sur le calcul du FIP et donc sur les résultats de prédiction de la TPM. L'influence de cette erreur est évaluée au paragraphe 4.4 de ce chapitre.

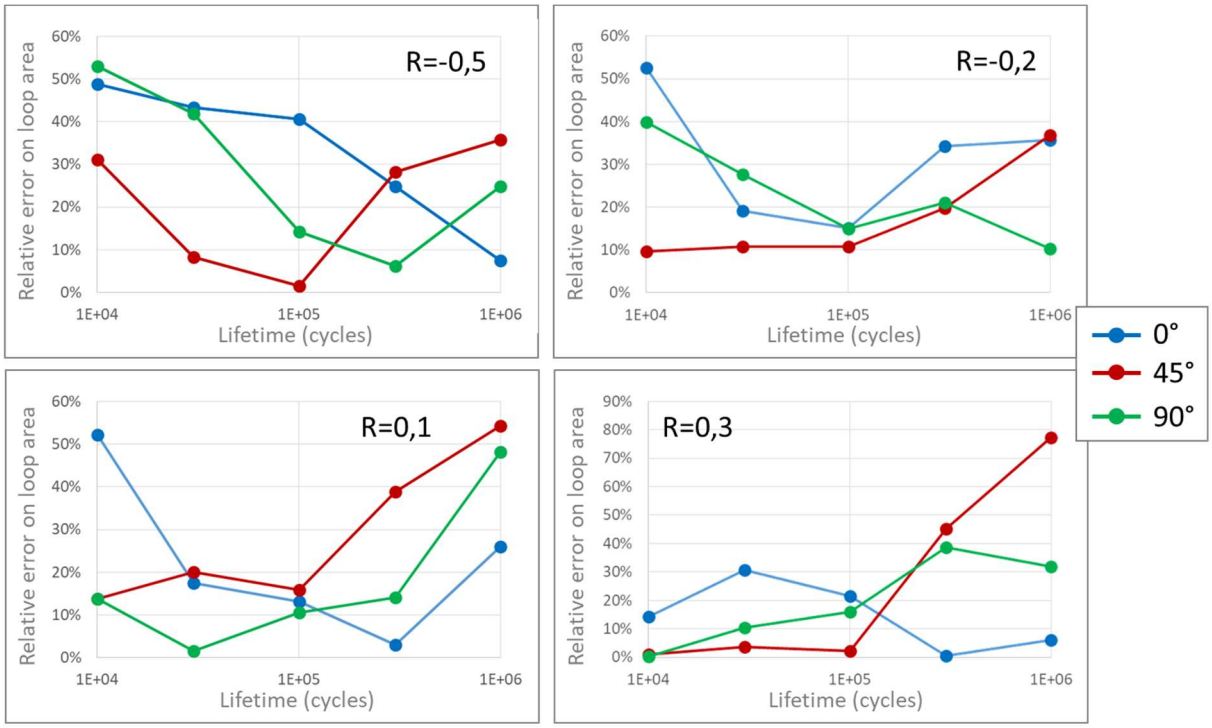


Figure 3-13 : Erreur relative sur l'aire de boucle simulée pour les trois orientations étudiées et différents rapports de charge en fonction de la durée de vie

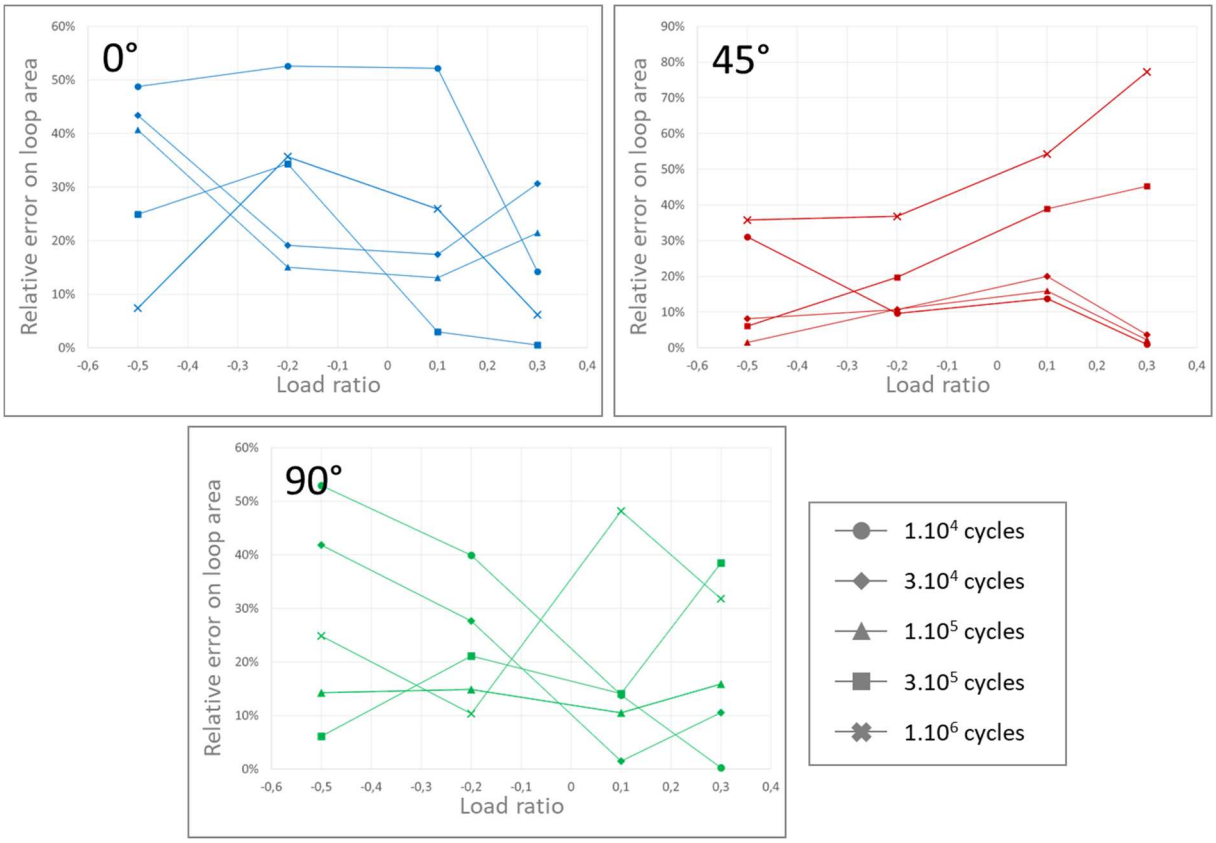


Figure 3-14 : Erreur relative sur l'aire de boucle simulée pour les trois orientations étudiées et différentes durées de vie en fonction du rapport de charge

La loi de comportement a été jusqu'à présent identifiée et validée sur des essais uniaxiaux sur éprouvettes Dogbone uniquement. Il aurait été judicieux de vérifier la représentativité de cette loi de comportement sur des essais de trajet de chargement différent tels que les essais Iosipescu par exemple. Malheureusement, la mesure des déformations par suivi de marqueurs (voir paragraphe 2.4 du chapitre 2) n'est pas d'une résolution suffisante pour obtenir plus de 15 points de mesure par cycle, au mieux. Aussi, les maxima et minima de déformations ne sont que rarement mesurés, ne permettant pas de décrire correctement la boucle d'hystérèse dans la direction de sollicitation.

3 Influence de la discrétisation du maillage éléments finis dans l'épaisseur

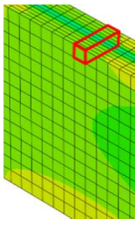
La loi de comportement de la matrice a été identifiée avec 60 éléments dans l'épaisseur. Ce maillage n'est pas raisonnablement transférable à l'étude d'une structure. A des fins d'optimisation du calcul, il faut répondre à la question suivante : pour un critère et une méthode d'application choisis, quel est le lien entre nombre d'éléments dans l'épaisseur de l'éprouvette et qualité de la prédiction de durée de vie ?

3.1 Simulations réalisées

Pour chaque couple orientation des fibres - rapport de charge, 5 simulations sont réalisées. Elles correspondent chacune à un niveau de durée de vie de la courbe de Wöhler expérimentale. Lorsque, dans la base de données, deux niveaux de chargement différents conduisent à la même durée de vie, un seul d'entre eux est simulé : il s'agit du niveau de chargement pour lequel le nombre d'essais effectués est le plus important.

Les degrés de discrétisation spatiale dans l'épaisseur de l'éprouvette varient de 3 à 20 éléments. La discrétisation à 3 éléments correspond au nombre minimum d'éléments nécessaire pour prendre en compte l'effet cœur-peau de la microstructure. A un élément près, la discrétisation à 20 éléments correspond au nombre maximum de couches sur lesquelles un logiciel de simulation d'injection comme Moldflow peut fournir le tenseur d'orientation. Il est important de noter que pour une discrétisation donnée, les mailles ont la même épaisseur.

Dans la suite de ce chapitre, le FIP est moyenné sur chaque « maille dans l'épaisseur ». Une « maille dans l'épaisseur » est un parallélépipède rectangle de la taille d'un élément dans le plan et de la totalité de l'épaisseur de l'éprouvette (voir un exemple en rouge sur le schéma de droite). **La valeur maximale obtenue sur l'ensemble des « mailles dans l'épaisseur » de l'éprouvette est introduite en entrée du critère de fatigue**.



Le critère est identifié en utilisant la courbe de Wöhler à 0° pour un rapport de charge R = 0.1. La validation est effectuée sur ce même rapport de charge. L'influence de l'orientation choisie pour identifier le critère n'est pas évaluée ici. Cet aspect fera l'objet du paragraphe 4.2.

L'objectif de ce paragraphe est d'évaluer l'influence de la discrétisation sur la durée de vie estimée. Une comparaison aux valeurs expérimentales ne permettrait pas de discriminer cet effet de la qualité d'ensemble de l'approche, incluant le choix du critère et sa méthode d'application. Les résultats seront donc comparés à la discrétisation la plus fine qui est prise ici comme référence.

3.2 Application de la TPM pour différentes discrétisations dans l'épaisseur

Dans cette étude de l'influence de la discrétisation spatiale sur l'estimation de la durée de vie, deux stratégies d'identification et de validation du critère sont possibles.

La première consiste à identifier le critère avec la discrétisation la plus fine possible puis à le tester sur les discrétisations plus grossières : cette méthode correspond à une démarche industrielle selon laquelle l'effort est focalisé sur l'identification du critère une fois pour toutes puis utilisé avec une discrétisation compatible avec les exigences de temps de calcul.

Dans la seconde approche, le critère est identifié puis testé avec la même discrétisation et les estimations sont comparées entre elles.

3.2.1 Identification du critère à partir d'une discrétisation fine

Dans ce paragraphe, le critère est identifié sur l'éprouvette à 0°, maillée avec 20 éléments dans l'épaisseur. Il est ensuite appliqué en post-traitement de simulation d'essais à 0°, 45° et 90° pour des discrétisations à 3, 5, 7 10, 15 et 20 éléments dans l'épaisseur. Les résultats correspondant à la discrétisation la plus fine (20 éléments) sont pris comme référence.

La façon de prendre en compte le cœur de la microstructure s'avère capitale si l'on cherche à appliquer le critère de façon très locale, c'est-à-dire à l'échelle de la couche dans l'épaisseur. La figure 3-15a illustre pour les différentes discrétisations la correspondance entre la position des mailles et le profil dans l'épaisseur de l'éprouvette de la composante a_{11} du tenseur d'orientation des fibres. La figure 3-15b représente le profil dans l'épaisseur de cette composante selon les différentes discrétisations et la figure 3-15c le profil de l'écart-type de cette même composante. Il est logique de penser que plus le maillage est grossier, plus l'écart-type est important car les fibres contenues ont une orientation plus variable. Un deuxième aspect intervient néanmoins : la coïncidence entre la position des mailles et la forme du gradient d'orientation dans l'épaisseur. De façon tout à fait logique, à chaque fois que la maille correspond à un domaine de faible variation de l'orientation, l'écart type est très faible. C'est le cas pour les mailles de peau des maillages à 7 éléments et plus, de même que pour la couche de cœur du maillage à 15 éléments. Les mailles centrales de la discrétisation la plus fine (20 éléments) sont « à cheval » entre la couche de cœur et la zone de transition et ont une valeur d'orientation et un écart-type supérieur à celui de la maille de cœur de la discrétisation à 15 éléments. Pour les mêmes raisons les maillages à 5 éléments et à 10 éléments ont un raffinement significativement différent mais les valeurs d'orientation et les écarts-types sont similaires pour

les éléments du cœur, en raison de la symétrie. La maille centrale de la discrétisation à 5 éléments correspond exactement à deux mailles de la discrétisation à 10 éléments.

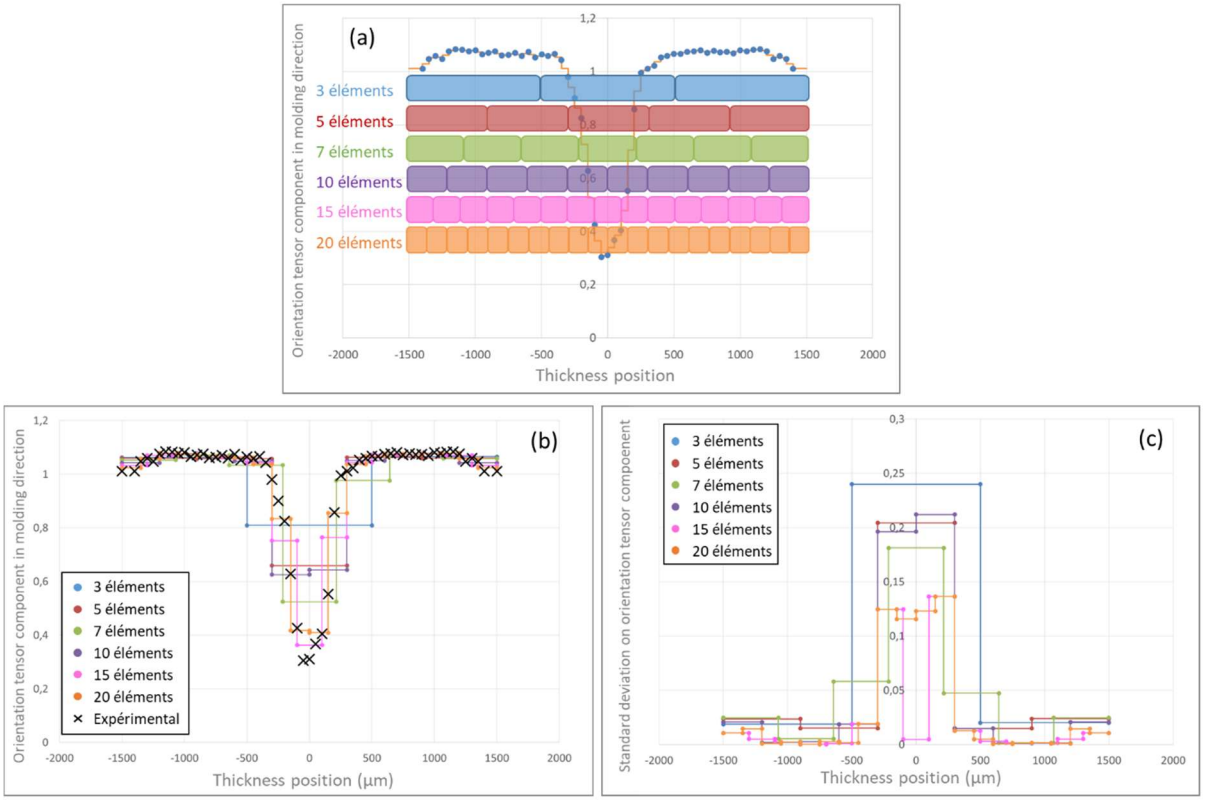


Figure 3-15 : (a) Représentation des discrétisations dans l'épaisseur superposées à la composante a_{11} du tenseur d'orientation dans le sens de la sollicitation pour une éprouvette à 0° ; (b) Composante dans la direction d'injection du tenseur d'orientation dans un élément pour les discrétisations étudiées ; (c) Ecarts-types de l'orientation des fibres dans un élément pour les discrétisations étudiées

La figure 3-16 compare les durées de vie obtenues pour les différentes discrétisations en fonction des durées de vie de référence (à 20 éléments). A 45° et à 90°, l'écart à la durée de vie de référence diminue logiquement lorsque le maillage dans l'épaisseur se raffine. Cependant, à 0°, les durées de vie calculées oscillent autour des valeurs de référence.

Pour une meilleure visualisation, la figure 3-17 représente les écarts relatifs moyens par rapport à la durée de vie de référence, en fonction du nombre d'éléments considérés dans l'épaisseur, pour les trois orientations étudiées. Les écarts relatifs sont ici moyennés sur tous les niveaux de chargement de la courbe de Wöhler. L'augmentation de la qualité de la prédiction avec le nombre d'éléments dans l'épaisseur est claire dans le cas des éprouvettes à 45°. Elle est également visible pour les éprouvettes à 90° mais les écarts sont moindres. A 0°, les écarts fluctuent entre 12.3% et 30.1%. Ce graphique suggère que le maillage n'est pas encore convergé. Cependant, les logiciels de simulation d'injection ne permettant pas d'obtenir plus de 20 couches d'orientation dans l'épaisseur, augmenter le nombre d'éléments dans l'épaisseur n'apporterait rien de plus à la simulation par éléments finis.

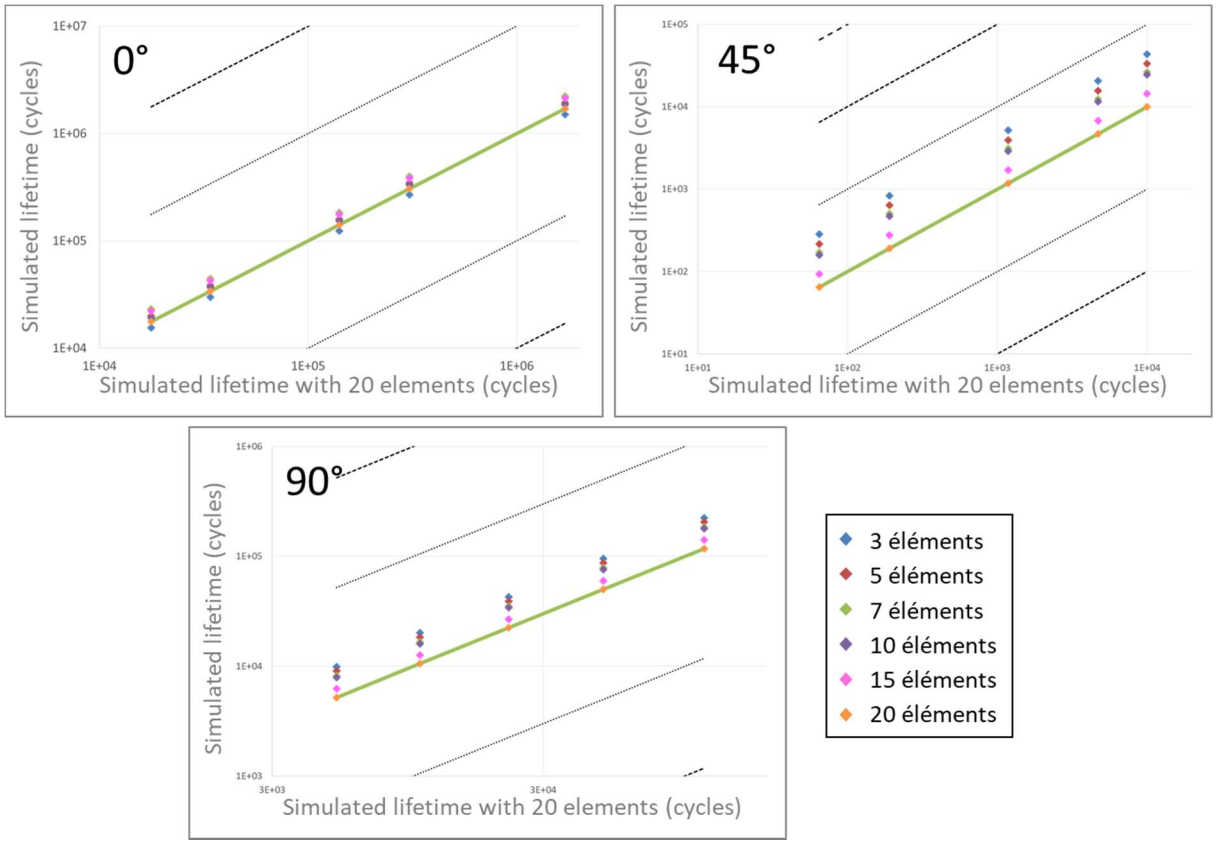


Figure 3-16 : Durées de vie des éprouvettes à 0°, 45° et 90° calculées avec différentes discrétisations dans l'épaisseur en fonction des durées de vie de référence obtenues à partir de simulations à 20 éléments. Le critère a été identifié une seule fois sur les éprouvettes à 0° maillées avec 20 éléments dans l'épaisseur. Traction, R = 0.1.

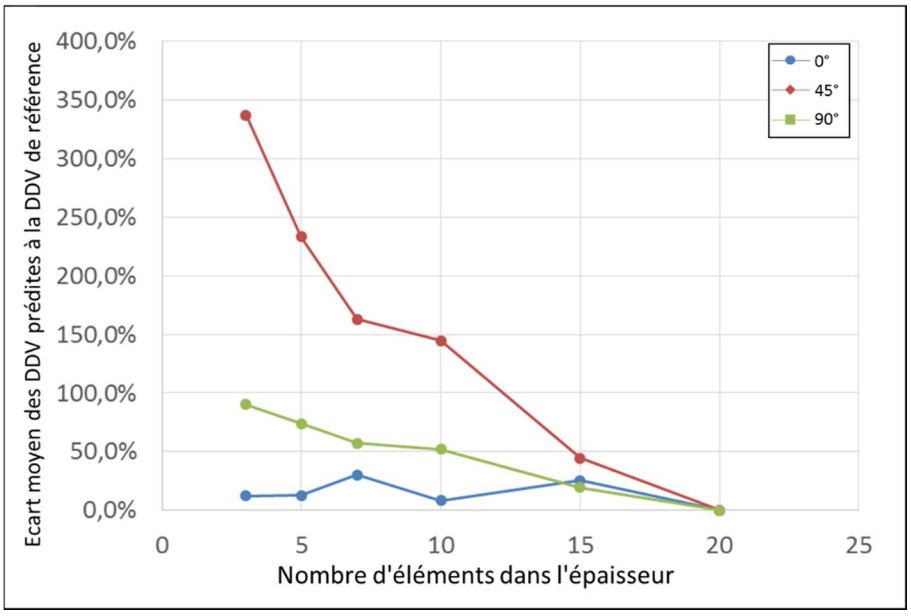


Figure 3-17 : Ecarts relatifs moyens par rapport à la durée de vie de référence en fonction du nombre d'éléments considéré dans l'épaisseur. Le critère a été identifié une seule fois sur les éprouvettes à 0° maillées avec 20 éléments dans l'épaisseur. Traction, R = 0.1.

L'optimisation du nombre d'éléments ne peut pas se faire avec la même sévérité pour toutes les orientations. Tout est affaire de compromis entre la précision et le temps de calcul. A 0°, un maillage grossier suffit. Les discrétisations à 5 et 10 éléments peuvent être considérées comme équivalentes de même que les discrétisations à 7 et 15 éléments. A 90°, la sensibilité est plus forte. Un maillage à 10 éléments permet de réduire l'écart d'un tiers mais implique un temps de calcul double. A 45°, une discrétisation grossière implique un écart important par rapport à la plus fine des discrétisations. Lorsque le critère est identifié avec le maillage le plus fin possible, le meilleur compromis entre temps de calcul et qualité de la prédiction de durée de vie est un maillage à 7 éléments dans l'épaisseur.

Pour améliorer encore ce compromis, il pourrait être intéressant de mailler l'éprouvette avec des éléments en nombre réduit mais d'épaisseur variable. Cela accroitrait néanmoins la complexité de génération du maillage dès lors que l'on travaille sur une structure complexe. Par ailleurs, la couche de cœur peut présenter une épaisseur variable.

3.2.2 Critères identifiés et validés avec la même discrétisation

Considérons à présent la seconde stratégie : le critère est identifié puis testé avec la même discrétisation et les estimations sont comparées entre elles. De la façon qu'au paragraphe précédent, la configuration à 20 éléments est prise comme référence.

Pour chaque discrétisation, le critère est identifié sur les éprouvettes à 0°. Ces données ne sont donc pas représentées sur les courbes. La figure 3-18 représente les durées de vie prédites pour les éprouvettes à 45° et à 90° en fonction des durées de vie de référence.

Pour les deux orientations, les résultats sont éloignés de moins d'une décade par rapport à la prédiction de référence. La qualité de prédiction n'est pas une fonction croissante du nombre d'éléments dans l'épaisseur. En effet, les résultats avec 10 éléments sont plus éloignés de la référence que les résultats avec 7 éléments (losanges respectivement verts et violets). Cela pourrait s'expliquer par la moins bonne prise en compte du cœur avec les 10 éléments qu'avec les 7 éléments (voir paragraphe précédent).

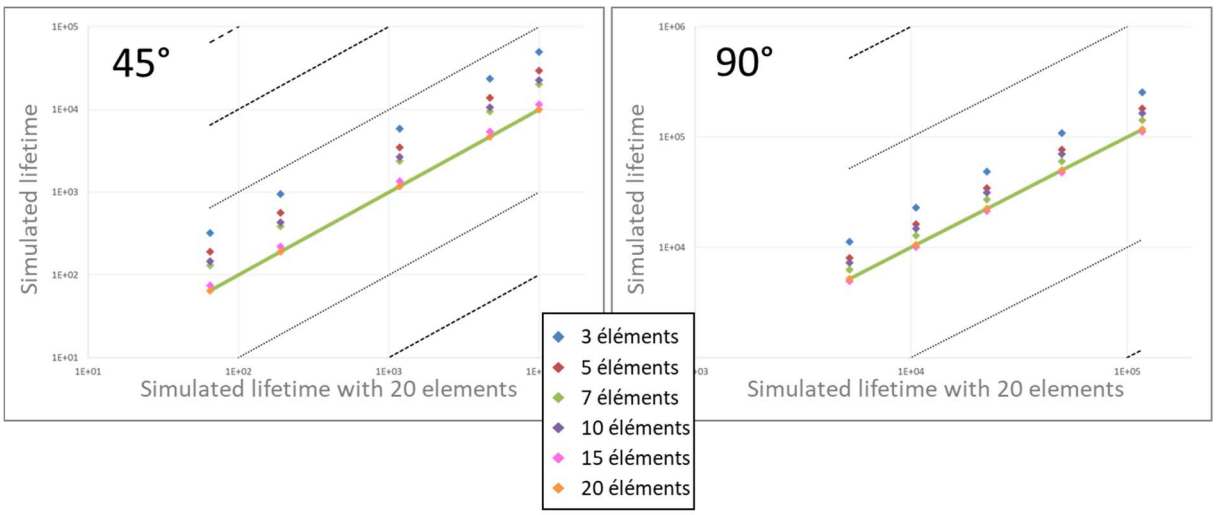


Figure 3-18 : Durées de vie des éprouvettes à 45° et 90° calculées avec différentes discrétisations dans l'épaisseur en fonction des durées de vie de référence obtenues à partir de simulations à 20 éléments. Le critère est identifié pour chaque discrétisation envisagée. Traction, R = 0.1.

Pour les données de la figure 3-18, la figure 3-19 représente les erreurs relatives par rapport à la courbe de référence. Encore une fois, la discrétisation à 3 éléments ne permet d'obtenir que des résultats de très faible qualité, particulièrement pour une orientation à 45°. A 10 éléments, la qualité est moins bonne qu'avec un maillage à 7 éléments. Cela tend à montrer que le meilleur compromis est à nouveau la discrétisation à 7 éléments, pour un gain conséquent de temps de calcul tout en gardant une qualité de prédiction raisonnable.

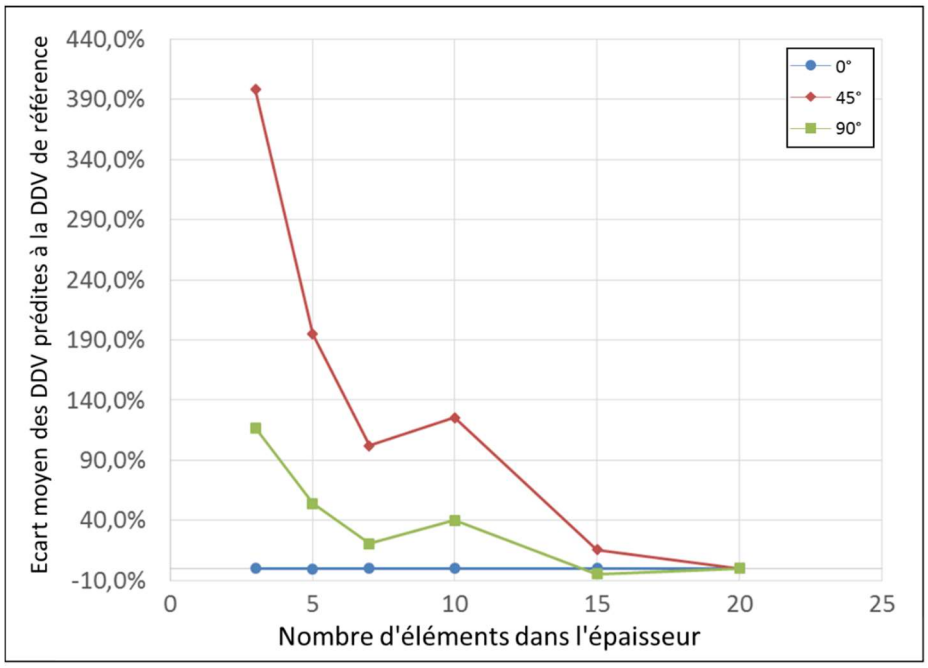


Figure 3-19 : Ecarts relatifs par rapport à la durée de vie de référence en fonction du nombre d'éléments considéré dans l'épaisseur. Le critère est identifié pour chaque discrétisation envisagée. Traction, R = 0.1.

3.2.3 Cadre des calculs éléments finis pour la suite de la démarche

Lors de cette étude, le maillage dans le plan a été fixé. Les mailles dans le plan mesurent 1mm x 1mm dans la partie utile. Cette taille de maille est considérée comme suffisamment raffinée pour un bon nombre de structures. Cette conclusion provient de simulations effectuées par Solvay. Pour la suite, un maillage équivalent sera donc appliqué aux éprouvettes simulées.

Dans l'objectif de trouver un compromis entre temps de calcul et qualité de prédiction, c'est la discrétisation à 7 éléments qui est recommandée pour l'application du critère. Cependant, la discrétisation à 10 éléments permet d'améliorer la qualité de la prédiction de durée de vie. Les éprouvettes étudiées au cours de cette thèse étant de taille raisonnable (<10000 éléments dans le plan), il est envisageable de prendre en compte une discrétisation plus fine. C'est pourquoi par la suite, c'est une discrétisation à 10 éléments qui sera considérée, pour les éprouvettes d'une épaisseur de 3mm. Dans le cas des tubes, l'épaisseur est de 2mm. Proportionnellement, c'est donc une discrétisation à 7 éléments qui sera considérée dans l'épaisseur.

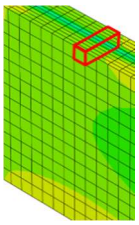
4 Choix de la courbe d'identification du critère de fatigue dans la TPM

Le cadre de réalisation des calculs éléments finis est désormais choisi. Dans ce paragraphe, nous nous intéressons à la stratégie d'identification du critère de fatigue, c'est-à-dire au choix de la courbe (chargement, orientation) qui permet de déterminer la valeur des paramètres C et b du critère de Morrow. Comme expliqué au paragraphe 1, une unique situation de chargement est nécessaire.

L'identification du critère est indissociable de sa méthode d'application. Le choix du volume d'intégration sera justifié au paragraphe 4.1, avant d'aborder le choix de la courbe d'identification (paragraphes 4.2 et 4.3), puis l'origine et la forme du FIP utilisé (paragraphe 4.4).

4.1 Critère de choix pour la courbe d'identification

Dans la suite de ce chapitre, le FIP est moyenné sur chaque « maille dans l'épaisseur ». Une « maille dans l'épaisseur » est un parallélépipède rectangle de la taille d'un élément dans le plan et de la totalité de l'épaisseur de l'éprouvette (voir un exemple en rouge sur le schéma de droite). **La valeur maximale obtenue sur l'ensemble des « mailles dans l'épaisseur » de l'éprouvette est introduite en entrée du critère de fatigue**.



Nous qualifierons ici de « point chaud », la stratégie de calcul du FIP sur un élément choisi et dans toute l'épaisseur (voir paragraphe 3.1) et employée dans les paragraphes 3 et 4 précédents. Au stade de l'identification, le choix de la méthode d'application du critère, c'est-à-dire la stratégie de calcul du FIP, s'inscrit dans une démarche qui se veut conservative.

L'approche globale repose sur la prise en compte de la zone la plus critique de la structure, c'est-à-dire celle où la valeur du FIP est maximale. Le FIP peut être moyenné sur des domaines de taille variable, allant d'une vision très locale (e.g. un élément dans l'épaisseur), à un ensemble conséquent de mailles autour du point le plus critique, en passant par l'échelle intermédiaire de la moyenne dans l'épaisseur (i.e. sur une maille dans l'épaisseur (*cf.* encadré au début de ce paragraphe)). La sélection et l'influence du choix de ce volume d'intégration fera l'objet du chapitre 4.

Par effet de moyenne avec des valeurs inférieures autour de la valeur maximale, plus le volume d'intégration est grand, plus la valeur du FIP diminue et plus la durée de vie prédite augmente. Le choix de volumes d'intégration croissants conduit donc à un décalage horizontal de la courbe de fatigue vers les durées de vie plus importantes. Inversement, plus le volume d'intégration est petit, plus les chances d'avoir une prédiction conservative sont grandes. La figure 3-20 schématise l'influence de la taille du volume d'intégration sur un graphe S-N : la courbe obtenue avec un FIP moyenné dans l'épaisseur (en losanges) se déplace vers la droite lorsque la taille du volume d'intégration augmente et devient la courbe en trait plein. La courbe ainsi obtenue se rapproche du côté non-conservatif des prédictions.

La stratégie globale ici est de conduire l'identification du critère dans un contexte fortement conservatif, c'est-à-dire à partir d'un FIP moyenné dans l'épaisseur uniquement, puis de travailler ensuite le volume d'intégration pour se rapprocher de la valeur expérimentale.

Les conditions d'identification du critère doivent donc permettre d'obtenir des résultats conservatifs dans la majeure partie si ce n'est dans la totalité des situations à étudier. Cela assure la possibilité de faire évoluer ultérieurement la taille et la forme du volume d'intégration en améliorant les prédictions de durées de vie, comme cela sera présenté au chapitre 4.

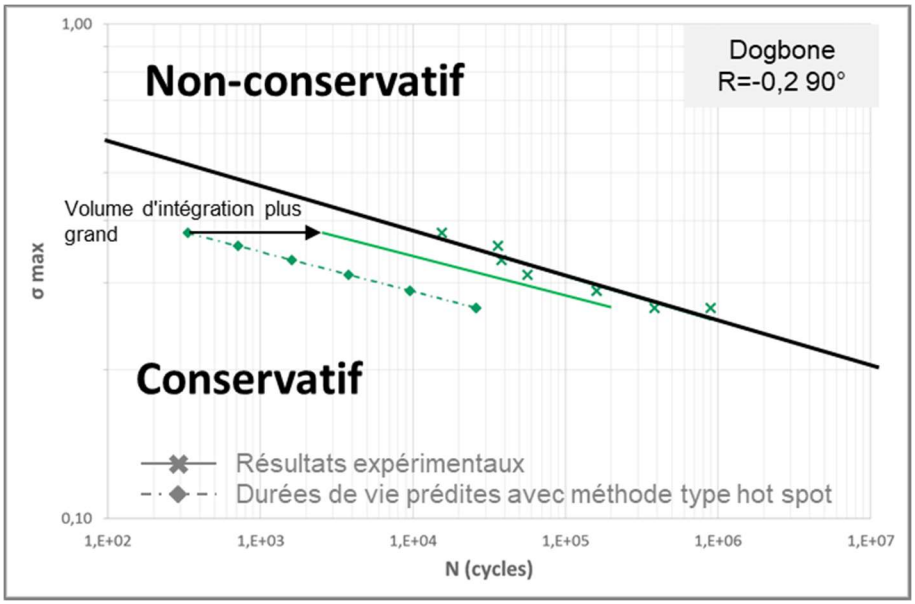


Figure 3-20 : Représentation du déplacement de la courbe S-N vers la droite lorsque la taille du volume d'intégration augmente

4.2 Orientation des fibres

Le chargement retenu pour l'identification du critère de fatigue est celui de traction appliqué aux éprouvettes Dogbone car ces essais sont les plus simples à réaliser. Dans un premier temps, le rapport de charge pour la courbe d'identification est fixé à R=0.1. L'objectif est de déterminer quelle est l'orientation la plus favorable pour l'identification du critère, c'est-à-dire conduisant ensuite aux meilleures prédictions.

La figure 3-21 représente les courbes d'identification obtenues pour les trois orientations disponibles : 0, 45 et 90°. Pour chaque niveau de chargement de la courbe de Wöhler expérimentale sélectionnée, le FIP simulé via la TPM est tracé en fonction de la durée de vie expérimentale. Les expressions du critère identifié, avec les valeurs correspondantes des paramètres C et b, sont mentionnées sur le graphe.

Il est à noter que la courbe à 90° est moins bien résolue que les courbes des autres orientations car le nombre d'essais réalisés est plus faible. Cela suggère de sélectionner les courbes à 0° ou 45° préférentiellement. Néanmoins à ce stade, elles sont toutes examinées avec le même intérêt.

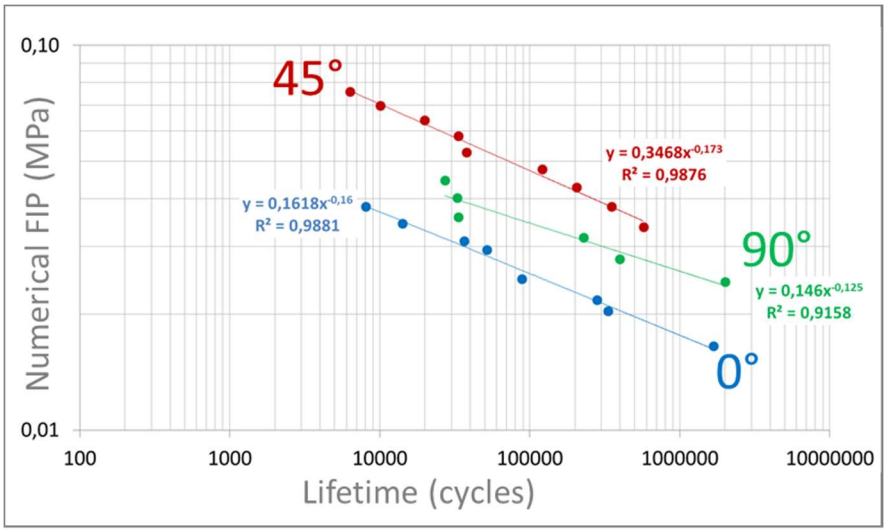


Figure 3-21 : Courbes d'identification pour les éprouvettes Dogbone en traction à R=0.1 pour les 3 orientations

A partir des trois expressions du critère ainsi obtenues, il est possible de prédire les durées de vie du matériau dans toutes les autres situations, c'est-à-dire sous d'autres rapports de charge, et pour les deux orientations autres que celles ayant servi à l'identification. C'est ce qui est représenté sur la figure 3-22.

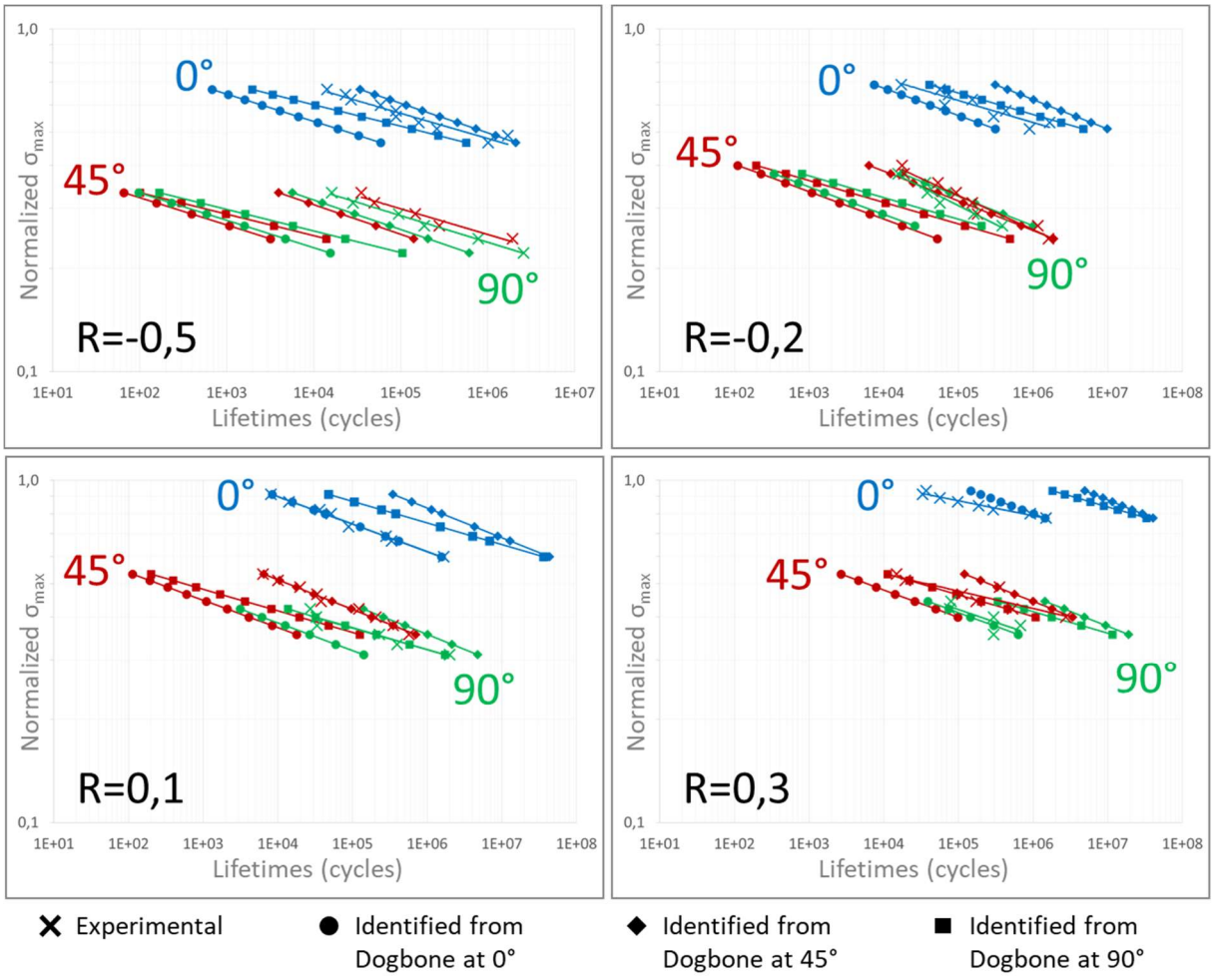


Figure 3-22: Résultats obtenus en traction à R=0.1 sur les Dogbone pour différents rapports de charge avec trois stratégies différentes d'identification du critère : identifications sur les éprouvettes à 0°, 45° et 90°

		VALIDATION											
		R=-0,5			R=-0,2			R=0,1			R=0,3		
		0°	45°	90°	0°	45°	90°	0°	45°	90°	0°	45°	90°
IDENTIFICATION	0°	1,3 décades	2,6 décades	2,2 décades	0,7 décade	1,9 décades	1,4 décades	Courbe d'identification	1,7 décades	0,9 décade	-0,3 décade	1,1 décades	0,2 décade
	45°	-0,3 décade	0,9 décade	0,5 décade	-0,9 décade	0,2 décade	-0,2 décade	-1,5 décades	Courbe d'identification	-0,7 décade	-1,8 décades	-0,5 décade	-1,3 décades
	90°	0,6 décade	2,3 décades	1,7 décades	0,3 décade	1,4 décades	0,9 décade	-1 décade	1,2 décades	Courbe d'identification	-1,5 décades	0,3 décade	-0,8 décades

Résultat supérieur à 2 décades Résultat non conservatif

Tableau 3-2 : Ecarts entre les durées de vie simulées et expérimentales des éprouvettes Dogbone dans toutes les configurations de validation en fonction de l'orientation de la courbe d'identification. Les écarts mentionnés sont moyennés sur tous les niveaux de chargement de la courbe S-N correspondant au couple (R, orientation) considéré pour la validation.

Les points bleus, les losanges rouges et les carrés verts du graphe à R=0,1 correspondent aux courbes d'identification. Dans la suite de la démarche, les paramètres du critère sont fixes. Alors, la pente de la courbe reliant FIP et durée de vie est fixée également et ce, pour toutes les courbes FIP-durée de vie calculées à partir du critère tel qu'il est identifié. La courbe FIP - durées de vie à 90° présentée en figure 3-21 a une pente plus faible que les mêmes courbes à 0° et à 45°. Cette différence de pente se répercute donc sur les courbes de Wöhler où les courbes prédites à partir d'une identification à 90° (carrés) n'ont pas la même pente que les courbes expérimentales (en croix).

Les paramètres d'identification ne variant plus dans la suite de la démarche, les différences de pente se répercutent directement sur les résultats. Ainsi, la pente des courbes simulées est fixe et dans la plupart des cas, proche de la pente des courbes expérimentales. Ce phénomène rend la comparaison très visuelle, puisqu'il s'agit d'une translation d'une courbe à l'autre.

Le tableau 3-2 regroupe les écarts entre les durées de vie simulées et expérimentales des éprouvettes Dogbone dans toutes les configurations de validation, en fonction de la courbe d'identification du critère. Ces écarts sont moyennés sur tous les niveaux de chargement de la courbe de Wöhler étudiée, c'est-à-dire pour tous les couples rapport de charge-orientation. Les cases encadrées en rouge soulignent les situations pour lesquelles les écarts excèdent deux décades. Les cases de fond rouge indiquent les situations non conservatives.

Il est à noter que l'écart entre durées de vie prédites et durées de vie expérimentales diminue avec le rapport de charge. D'ailleurs, pour des rapports de charge élevés, cet écart est souvent négatif, signifiant que la durée de vie prédite est non-conservative. Cela est directement dû à l'ordonnancement des courbes FIP-durées de vie en fonction du rapport de charge. Ce dernier est commenté au paragraphe suivant (*cf.* Figure 3-23).

Les critères identifiés à 45° et à 90° prédisent des durées de vie plus proches des durées de vie expérimentales. Cependant, nombre de ces prédictions sont non conservatives, en particulier lorsque l'identification est basée sur la courbe à 45°. Pour les raisons évoquées au paragraphe 4.1, l'orientation à 0° sera donc préférée aux deux autres pour la suite de ce travail, et ce malgré des prédictions de durées de vie plus éloignées des durées de vie expérimentales.

4.3 Rapport de charge

En fixant le rapport de charge d'identification à R=0,1, l'objet du paragraphe précédent était de choisir l'orientation la plus adaptée pour l'identification du critère. De la même manière, nous allons ici fixer l'orientation à 0° et chercher à définir le rapport de charge le plus favorable pour l'identification. Les 4 courbes d'identification du critère, correspondant aux 4 rapports de

charge (-0.5, -0.2, 0.1 et 0.3) sont présentées en figure 3-23, avec les valeurs des paramètres identifiés. Elles sont naturellement ordonnées, du haut vers le bas par ordre croissant de rapport de charge. En effet, lorsque le rapport de charge augmente, la viscosité est de moins en moins visible dans le matériau : les boucles d'hystérèse se referment (*cf.* paragraphe 2.2.2). Le FIP diminuant, la durée de vie augmente.

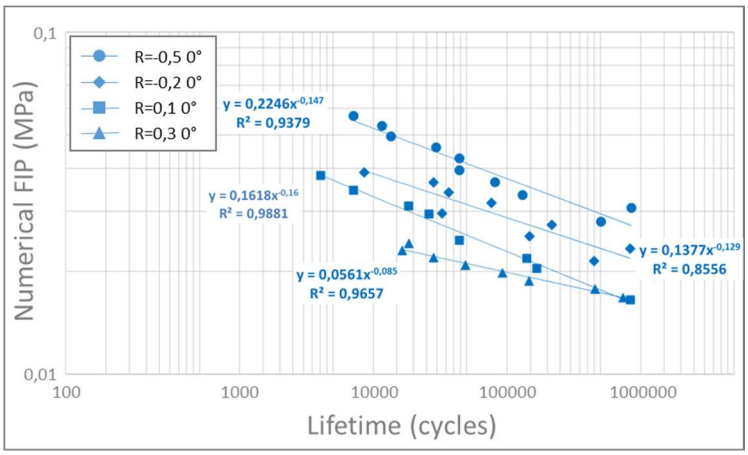


Figure 3-23 : Courbes d'identification pour les éprouvettes Dogbone à 0° en traction pour les 4 rapports de charge

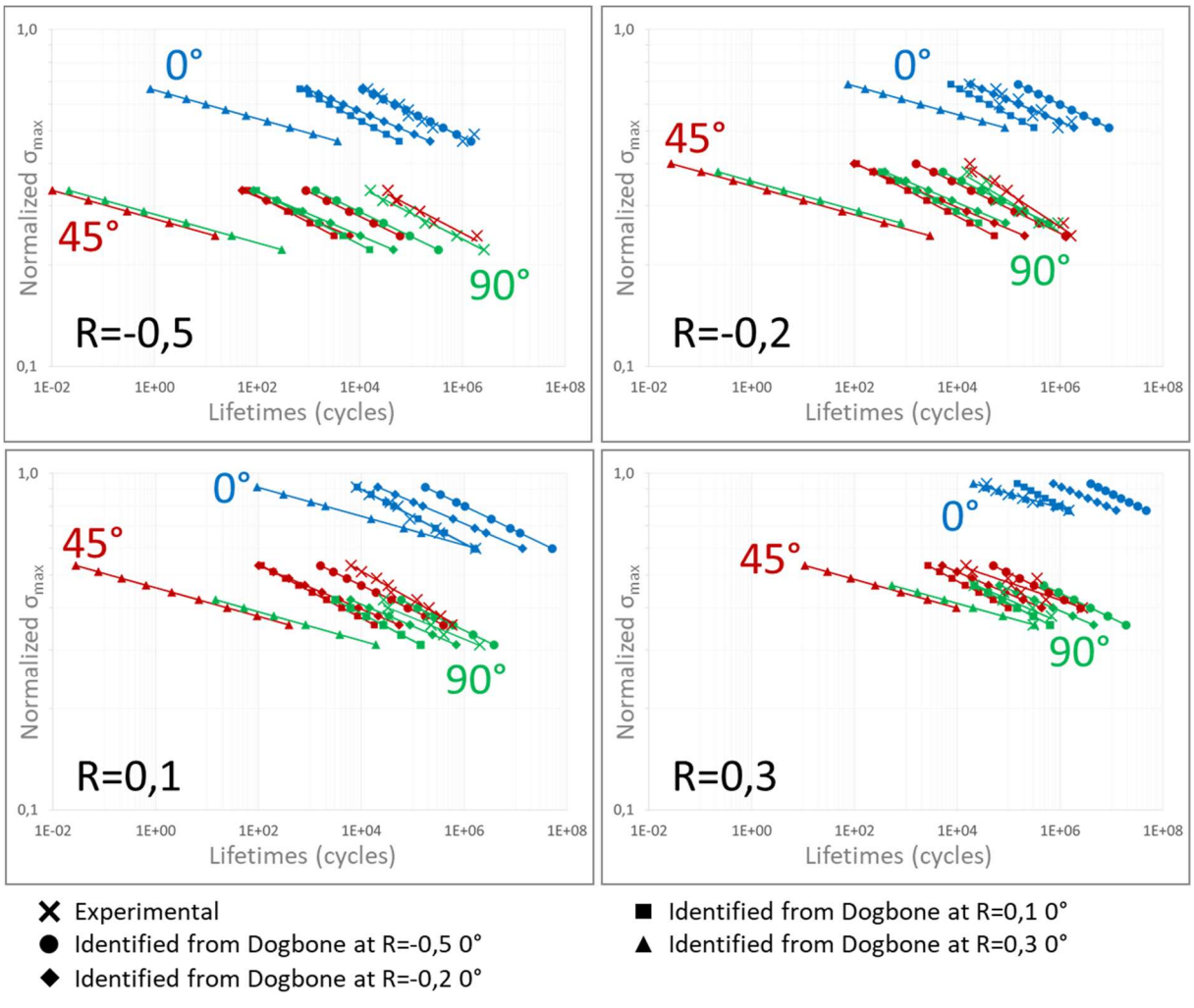


Figure 3-24 : Résultats obtenus en traction sur les Dogbone pour différents rapports de charge avec quatre stratégies différentes d'identification du critère : identifications sur les éprouvettes à R=-0.5, -.2, 0.1 et 0.3

La figure 3-24 présente l'ensemble des prédictions obtenues à partir des identifications aux 4 rapports de charge. Les courbes d'identification sont toutes tracées en bleu et sont reconnaissables, pour chaque rapport de charge, à la bonne correspondance avec les points expérimentaux (croix).

Les courbes prédites sont ordonnées par valeurs croissantes des rapports de charge ayant servi à l'identification. La figure 3-23 montre que la valeur du paramètre *C* du critère, c'est-à-dire l'ordonnée à l'origine de la fonction puissance, est une fonction décroissante du rapport de charge. Ainsi, pour une même valeur de FIP, si le rapport de charge augmente, la durée de vie prédite est plus faible. Du point de vue de la conservativité, c'est donc au rapport de charge le plus élevé qu'il conviendrait d'identifier le critère de fatigue.

Cependant, les écarts entre simulation et expérimental, regroupés dans le tableau 3-3 montrent que le critère identifié à partir du rapport de charge le plus élevé (R=0.3) mène presque toujours à des prédictions très éloignées de l'expérimental (cases encadrées en rouge). En effet, sur 11 cas de validation étudiés, seuls 3 sont à moins de 2 décades d'écart des résultats expérimentaux. Un bon compromis serait donc un rapport de charge moyen : en l'occurrence R = -0.2 ou R = 0.1. Les prédictions de durées de vie obtenues avec une identification à R = -0.2 ou R = 0.1 sont assez similaires. Cependant, le critère identifié à R = 0.1 donne des résultats conservatifs dans de plus nombreux cas. Dans l'objectif de garder un maximum de conservativité dans les résultats (cf. 4.1), c'est R = 0.1 qui sera choisi pour l'identification du critère dans la suite du travail. Il est à noter que c'est également le choix précédemment effectué par Fouchier pour un PA66GF30 testé à 110°C ([Fouc19]).

		VALIDATION											
		R=-0,5			R=-0,2			R=0,1			R=0,3		
		0°	45°	90°	0°	45°	90°	0°	45°	90°	0°	45°	90°
IDENTIFICATION	R=-0,5	Courbe d'identification	1,4 décades	0,9 décades	-0,8 décades	0,5 décades	<0,1 décades	-1,4 décades	0,4 décades	-0,5 décades	-1,9 décades	-0,3 décades	-1,2 décades
	R=-0,2	0,9 décades	2,5 décades	2 décades	Courbe d'identification	1,6 décades	1,1 décades	-0,7 décades	1,5 décades	0,4 décades	-1,2 décades	0,5 décades	-0,5 décades
	R=0,1	1,3 décades	2,6 décades	2 décades	0,6 décades	1,8 décades	1,4 décades	Courbe d'identification	1,7 décades	0,9 décades	-0,5 décades	1 décade	0,2 décades
	R=0,3	3,4 décades	5,8 décades	4,9 décades	1,9 décades	4,3 décades	3,6 décades	1 décade	4,4 décades	2,5 décades	Courbe d'identification	2,7 décades	1,1 décades

Résultat supérieur à 2 décades Résultat non conservatif

Tableau 3-3 : Ecarts entre les durées de vie simulées et expérimentales des éprouvettes Dogbone dans toutes les configurations de validation en fonction du rapport de charge de la courbe d'identification. Les écarts mentionnés sont moyennés sur tous les niveaux de chargement de la courbe S-N correspondant au couple (R, orientation) considéré pour la validation

4.4 Nature du FIP en entrée du critère

4.4.1 Mesure expérimentale vs simulation numérique

Lorsque l'identification est menée à partir de courbes mettant le FIP calculé numériquement (via la TPM) en regard de la durée de vie expérimentale, comme effectué dans les paragraphes précédents, les paramètres obtenus dépendent de l'ensemble des ingrédients de l'approche : manière de calculer l'énergie dissipée, volume d'intégration, qualité de la loi de comportement du composite. Une façon de s'affranchir de cette dernière dépendance serait d'utiliser les valeurs expérimentales du FIP pour identifier le critère.

La figure 3-25 compare les courbes d'identification obtenues avec le FIP calculé via la TPM (en bleu) et le FIP expérimental (en rouge). Cette comparaison est possible car la géométrie d'essai est simple et les grandeurs de base du FIP macroscopiquement homogènes

dans la partie utile. Néanmoins, il est important de souligner que cette comparaison présente une limite. En effet, le FIP n'est pas évalué de la même façon dans les deux cas : le FIP calculé via la TPM correspond au maximum d'énergie dissipée moyennée sur l'épaisseur (en prenant en compte un élément dans le plan) tandis que le FIP expérimental, issu des données d'essai macroscopiques, correspond à l'aire de la boucle contrainte-déformation axiale mesurée au centre de la partie utile (voir paragraphe 1.5 du chapitre 2). Il est d'ailleurs à noter que la zone dans laquelle est calculée le FIP expérimental n'est pas la zone de rupture de l'éprouvette, car celle-ci est située dans les congés de l'éprouvette et que le FIP expérimental est évalué dans la partie utile.

En plus de ne pas être évalué dans la même zone de l'éprouvette que le FIP expérimental, le FIP numérique est plus riche en informations. En effet, celui-ci prend en compte toutes les composantes des tenseurs des contraintes et des déformations tandis que le FIP expérimental est calculé à partir des relevés dans la direction de sollicitation uniquement.

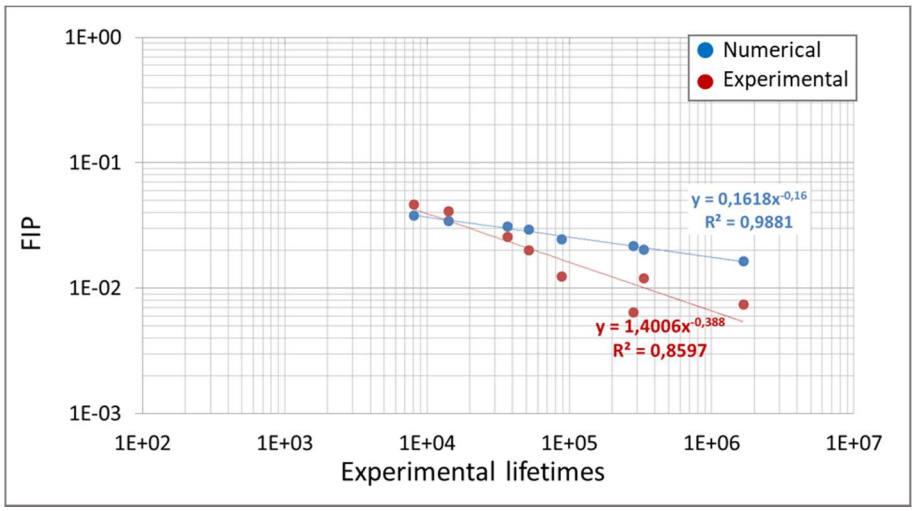


Figure 3-25 : Courbes d'identification du critère pour les FIP numériques et expérimentaux pour une Dogbone à R=0.1 0°

La différence entre les deux pentes sur la figure 3-25 est particulièrement notable : la pente expérimentale est le double de la pente numérique. Une des explications de ce phénomène réside dans le fait que la loi de comportement n'induit pas la même erreur selon la durée de vie. En effet, la figure 3-26 représente l'écart relatif entre les valeurs numériques (au troisième cycle simulé) et expérimentales (à mi-vie) de l'aire de boucle contrainte-déformation axiale en fonction de la durée de vie (voir paragraphe 2.1). Ces courbes sont tracées pour les trois orientations et pour le rapport de charge R=0.1. La tendance est la même pour les trois orientations : aux faibles durées de vie, la valeur expérimentale de l'aire de boucle est plus grande que la valeur simulée (erreur relative positive) puis lorsque la durée de vie augmente, la tendance s'inverse (erreur relative négative). Ainsi, même si le FIP numérique est plus riche que l'aire de boucle représentée sur la figure 3-26, la tendance précitée contribue probablement au croisement des courbes d'identification et à la différence de pente observée sur la figure 3-25. En effet, les autres composantes, prises en compte dans le FIP numérique influent certainement sur la qualité de prédiction du FIP. Mais, l'importance expérimentale des contraintes et déformations dans les autres directions ne peut être évaluée car ces dernières n'ont pas été mesurées.

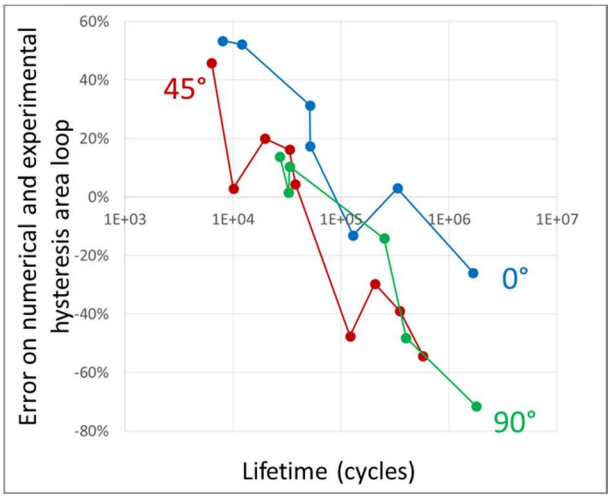


Figure 3-26 : Erreurs relatives $\frac{A_{exp}-A_{simu}}{A_{exp}}$ sur l'aire de la boucle contrainte-déformation axiale pour les Dogbone en traction à R=0.1 et différentes orientations

La différence de pente entre courbes d'identification numérique et expérimentale se répercute directement sur les prédictions de durées de vie. Pour simplifier le propos, on qualifiera « d'identification numérique » (respectivement « expérimentale ») l'identification du critère fondée sur les valeurs calculées (respectivement expérimentales) du FIP. Sur la figure 3-27, les courbes S-N simulées via la TPM en utilisant une « identification numérique » (losanges pleins) ont une pente plus élevée que celles obtenues avec une « identification expérimentale » (losanges évidés). Les paramètres du critère issus de l'identification « expérimentale » ne permettent pas de retrouver la courbe S-N expérimentale. Dans le cas de l'identification « numérique » en revanche, Les écarts liés à la plus ou moins bonne qualité des ingrédients de l'approche sont déjà intégrés dans l'identification du critère. Les courbes S-N simulées via la TPM sont donc plus proches des courbes expérimentales. Une identification expérimentale du critère n'est donc pas la bonne stratégie sauf si on est en mesure de faire des simulations parfaites, notamment avec une loi de comportement parfaitement représentative, ou si on dispose d'une mesure du FIP dans toutes les situations de validation.

Les courbes S-N en carrés évidés sur la figure 3-27 correspondent justement à ce dernier cas : l'identification et la validation du critère sont réalisées à partir des valeurs expérimentales du FIP. Ce sont des courbes permettant de s'affranchir de toute erreur numérique et notamment de l'erreur générée par la loi de comportement.

La figure 3-28 compare les durées de vie obtenues avec cette stratégie (en carrés évidés sur la figure 3-27) aux durées de vie expérimentales (en croix sur la figure 3-27). Les écarts représentés sur cette figure représentent la moyenne des écarts relatifs obtenus sur tous les niveaux de chargement de la courbe S-N correspondant au couple orientation-rapport de charge étudié. Les écarts entre durées de vie prédites à partir du critère identifié expérimentalement et durées de vie expérimentales (barres évidées) sont dus notamment, à la qualité du critère et la qualité de son identification. Les écarts représentés sont plus grands pour les essais à 45° que pour les essais à 90°, que pour les essais à 0°. Cela montre que le critère utilisé ici ne rassemble pas toutes les orientations sur une seule et même courbe. Autrement dit, l'anisotropie n'est pas parfaitement prise en compte dans le critère employé.

La figure 3-28 permet également de visualiser la part de l'erreur commise qui peut être associée à la simulation. Par définition, cela correspond à la différence entre barre pleine et barre évidée. La part de la simulation représente près de 50% de l'erreur commise avec une identification et une application numérique du critère dans de nombreux cas. Cela suggère que

la loi de comportement de la matrice (et la stratégie du calcul du FIP) contribue à presque la moitié de l'erreur totale par rapport aux valeurs expérimentales.

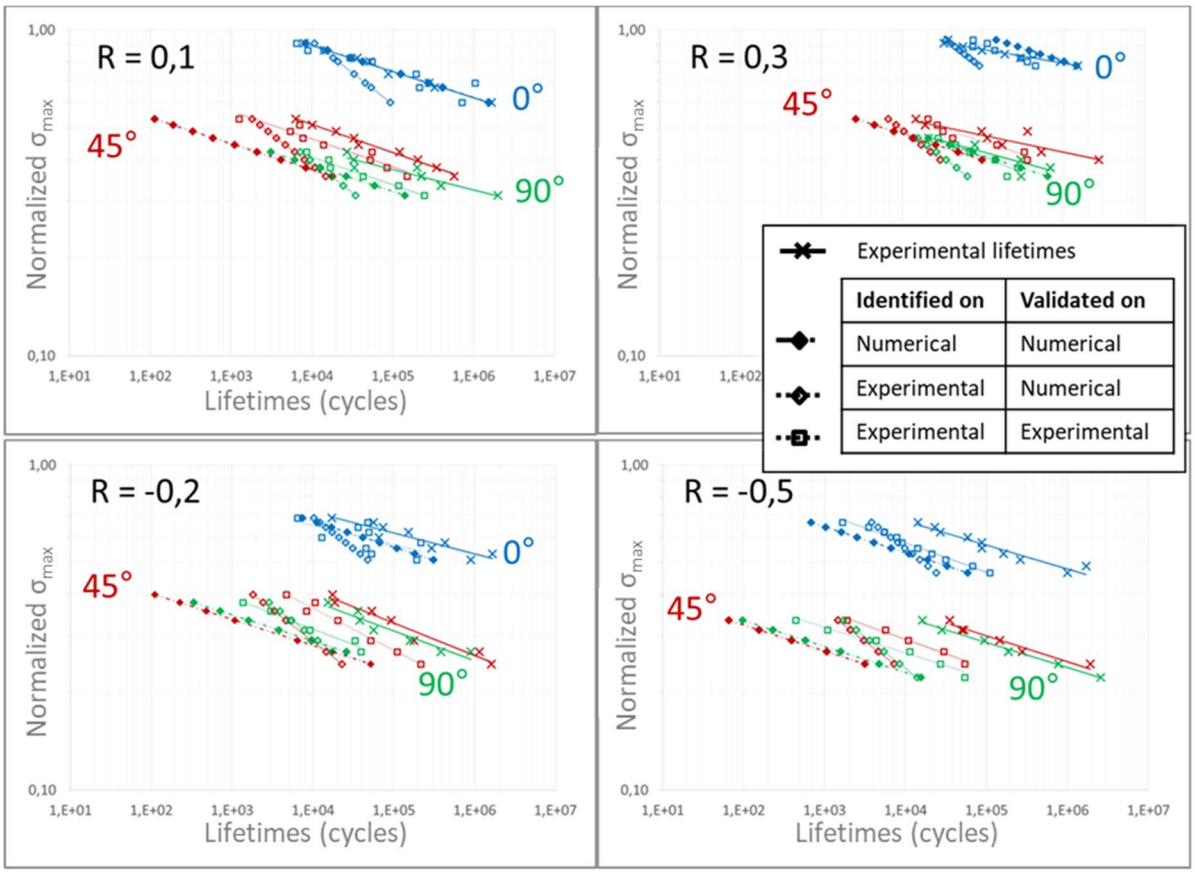


Figure 3-27 : Courbes S-N obtenues selon différentes stratégies d'évaluation du FIP pour l'identification et la validation du critère de fatigue pour les éprouvettes Dogbone en traction, les quatre rapports de charge et les trois orientations. Les courbes S-N expérimentales sont reportées pour comparaison

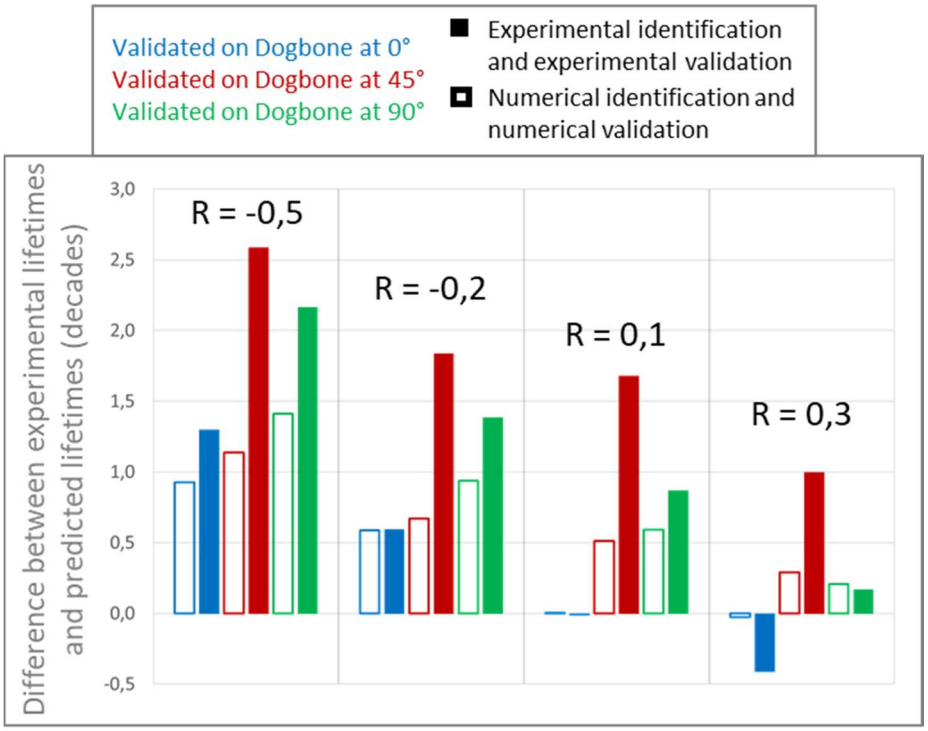


Figure 3-28 : Ecarts entre les durées de vie expérimentales et les durées de vie prédites par deux stratégies via la TPM. Première stratégie : identification expérimentale et application au FIP expérimental (en carrés évidés sur la figure 3-27). Deuxième stratégie : identification numérique et application au FIP numérique (en losanges pleins sur la figure 3-27).

Dans le cadre d'une démarche industrielle, le FIP expérimental n'est pas toujours mesuré. Aussi, la solution d'identifier le critère à partir des FIP expérimentaux et de l'appliquer de la même manière ne peut être considérée dans le cadre général de la TPM. De plus, l'identification sur le FIP expérimental et l'application sur FIP numérique fournit une erreur sur les pentes des courbes S-N qui ne peut être complètement caractérisée. C'est pourquoi, dans la suite, le critère sera identifié à partir du FIP numérique et appliqué sur le FIP numérique.

4.4.2 FIP « uniaxial » vs FIP « multiaxial »

Les différences de cadre d'identification du FIP « expérimental » et « numérique » (définition uniaxiale vs multiaxiale, moyenne sur toute la partie utile vs moyenne dans l'épaisseur de l'éprouvette à l'aplomb d'une maille) empêchent de comparer précisément les durées de vie prédites. La mesure des déformations dans la seule direction de sollicitation ne permet pas de mesurer le FIP aussi richement qu'il est simulé. L'influence de la prise en compte des autres composantes des tenseurs de contrainte et de déformation peut être évaluée numériquement. En effet, le FIP numérique peut également être calculé en ne tenant compte que de la composante des champs mécaniques dans la direction de sollicitation. Dans ce qui suit, le « FIP uniaxial » est évalué uniquement à partir de la composante des champs mécaniques dans la direction de sollicitation. Le « FIP multiaxial » est celui qui a été utilisé jusqu'ici, c'est-à-dire qu'il prend en compte toutes les composantes des champs (équations (3-1), (3-2) et (3-3)). Pour rappel, le FIP numérique est calculé sur une maille dans l'épaisseur.

Afin de rendre l'analyse des zones de rupture prédites la plus visuelle possible, un script Python a été développé pour permettre de cartographier les valeurs de l'énergie dissipée aux nœuds d'un maillage. Grâce au post-traitement réalisé en fin de TPM, la moyenne du FIP sur

chaque élément est connue (Figure 3-2). Pour chaque nœud du maillage, le script développé détecte alors les éléments qui partagent le nœud en question. Puis, il réalise la moyenne volumique du FIP sur l'ensemble des éléments détectés. Enfin, la valeur moyenne obtenue est affectée au nœud considéré. La visualisation des valeurs se fait en effectuant un calcul Abaqus sans chargement.

Il est à noter que l'effet « moyenne de moyenne » engendre un lissage de la représentation de l'énergie dissipée qui devra être considérée avec prudence. Cependant, cela permet de localiser qualitativement la zone chaude. Ce sont ces cartographies qui sont présentées dans la suite de ce chapitre.

Les cartographies de FIP « uniaxial » et « multiaxial » par élément sur une coupe en peau extérieure (Couche n°1/10 dans l'épaisseur) sont présentées en figure 3-29. La figure 3-30 présente la même comparaison sur une coupe à cœur (Couche n°6/10 dans l'épaisseur). La comparaison qualitative des champs de FIP pour une éprouvette orientée à 0° ne montre pas de différence significative. A 45°, le FIP uniaxial en peau atteint des valeurs plus élevées que le FIP multiaxial. A cœur, c'est l'inverse. A 90°, le FIP uniaxial atteint des valeurs inférieures aux valeurs du FIP multiaxial en peau mais c'est l'inverse à cœur. Cela est dû au changement de signe d'une des composantes du tenseur des contraintes. A 45°, la contrainte de cisaillement est négative en peau puis positive à cœur. Ainsi, le FIP multiaxial est diminué en peau et augmenté à cœur par rapport au FIP uniaxial. De même, à 90°, la contrainte dans la direction perpendiculaire à la direction de sollicitation est positive en peau et négative à cœur.

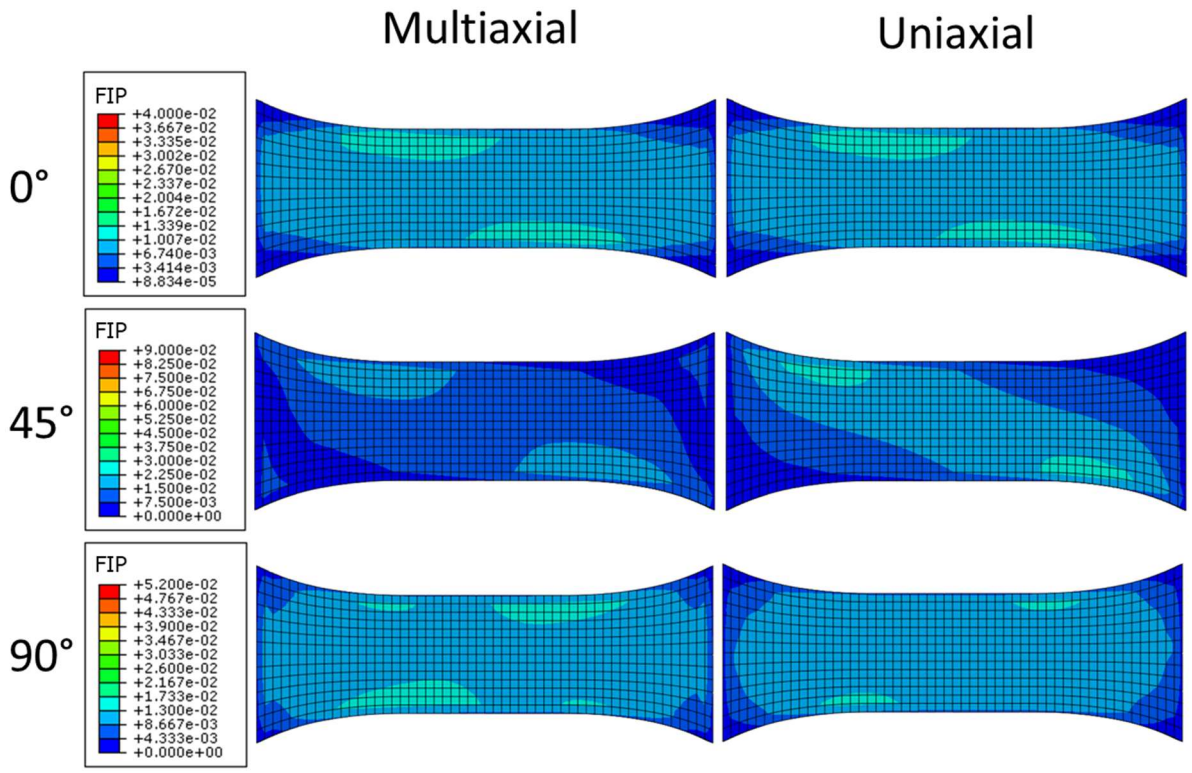


Figure 3-29 : Cartographies de FIP uniaxial et multiaxial pour des Dogbone dans les trois orientations étudiées. La prise de vue est réalisée sur la peau.

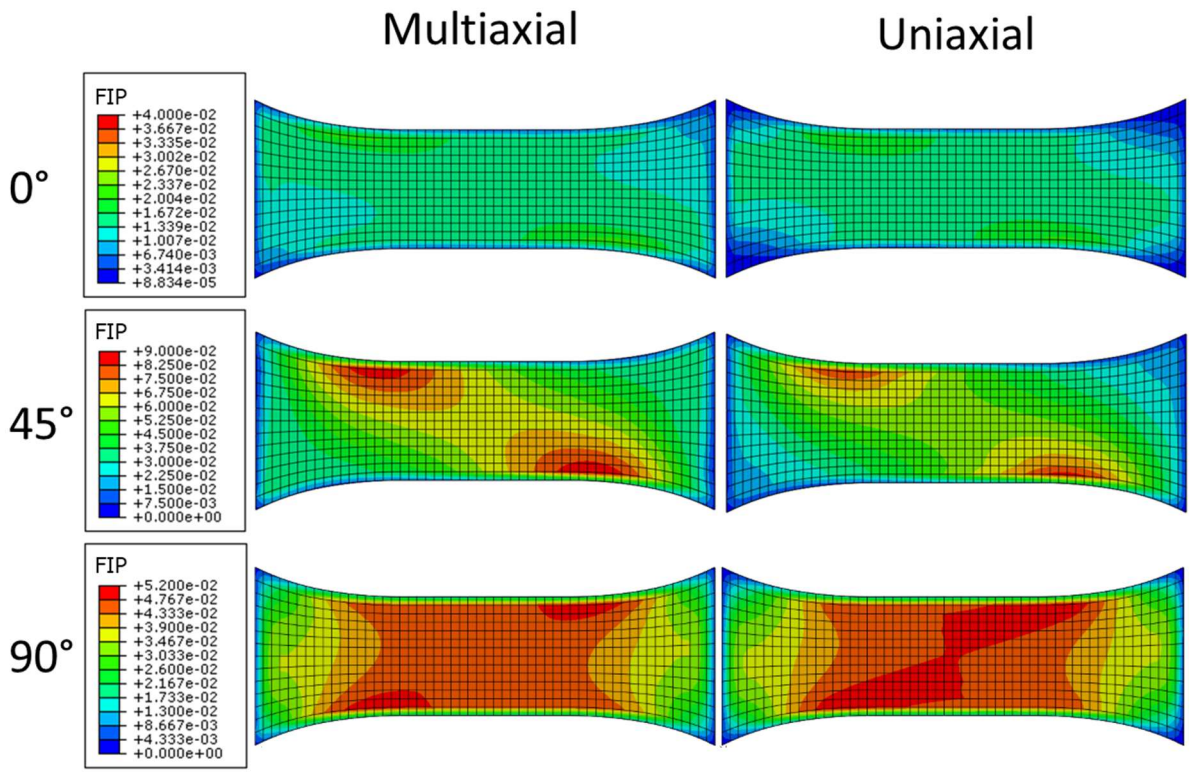


Figure 3-30 : Cartographies de FIP uniaxial et multiaxial pour des Dogbone dans les trois orientations étudiées. La prise de vue est réalisée à cœur.

La figure 3-31 présente les courbes S-N obtenues avec les évaluations « uniaxiale » et « multiaxiale » du FIP. Dans les deux cas, celui-ci est évalué et moyenné sur l'épaisseur. Les écarts de prédiction sont très faibles dans cette situation de sollicitation macroscopique uniaxiale. Les faibles différences observées montrent que le FIP « multiaxial » conduit aux prédictions de durées de vie les plus proches des durées de vie expérimentales.

Le tableau 3-4 regroupe les écarts entre les durées de vie prédites à partir du FIP « uniaxial » et « multiaxial ». Ces écarts sont constants quel que soit le rapport de charge. Leur valeur pour les éprouvettes à 45° est plus élevée que pour les deux autres orientations étudiées. Cela est dû au fait que les composantes du tenseur des contraintes qui ne sont pas dans la direction de sollicitation sont plus grandes à 45° qu'aux autres orientations. Le tableau 3-5 présente les rapports entre les composantes du tenseur des contraintes et la composante de ce même tenseur dans la direction de sollicitation. Ces relevés ont été réalisés pour un rapport de charge R = 0.1, un niveau de chargement maximal et au point de contrainte maximale. Les contraintes ont été moyennées sur le volume de la maille dans l'épaisseur critique, à l'instar du FIP. Comme attendu, la Dogbone à 0° est majoritairement en traction. En effet, à part la contrainte de cisaillement dans le plan (σ_{12}) qui atteint les 6% de la contrainte dans la direction de sollicitation, les autres composantes représentent moins de 1% de la contrainte de traction. La Dogbone à 90° présente quant à elle, une contrainte de cisaillement dans le plan légèrement moindre mais une contrainte hors plan plus conséquente. Ainsi, la différence entre FIP uniaxial et FIP multiaxial est plus marquée à 90° qu'à 0°. Enfin, le tenseur des contraintes de la Dogbone à 45° est très multiaxial puisque toutes les composantes du plan représentent chacune plus de 1% de la contrainte de traction. C'est pourquoi la différence entre FIP multiaxial et FIP uniaxial est d'autant plus marquée pour cette orientation.

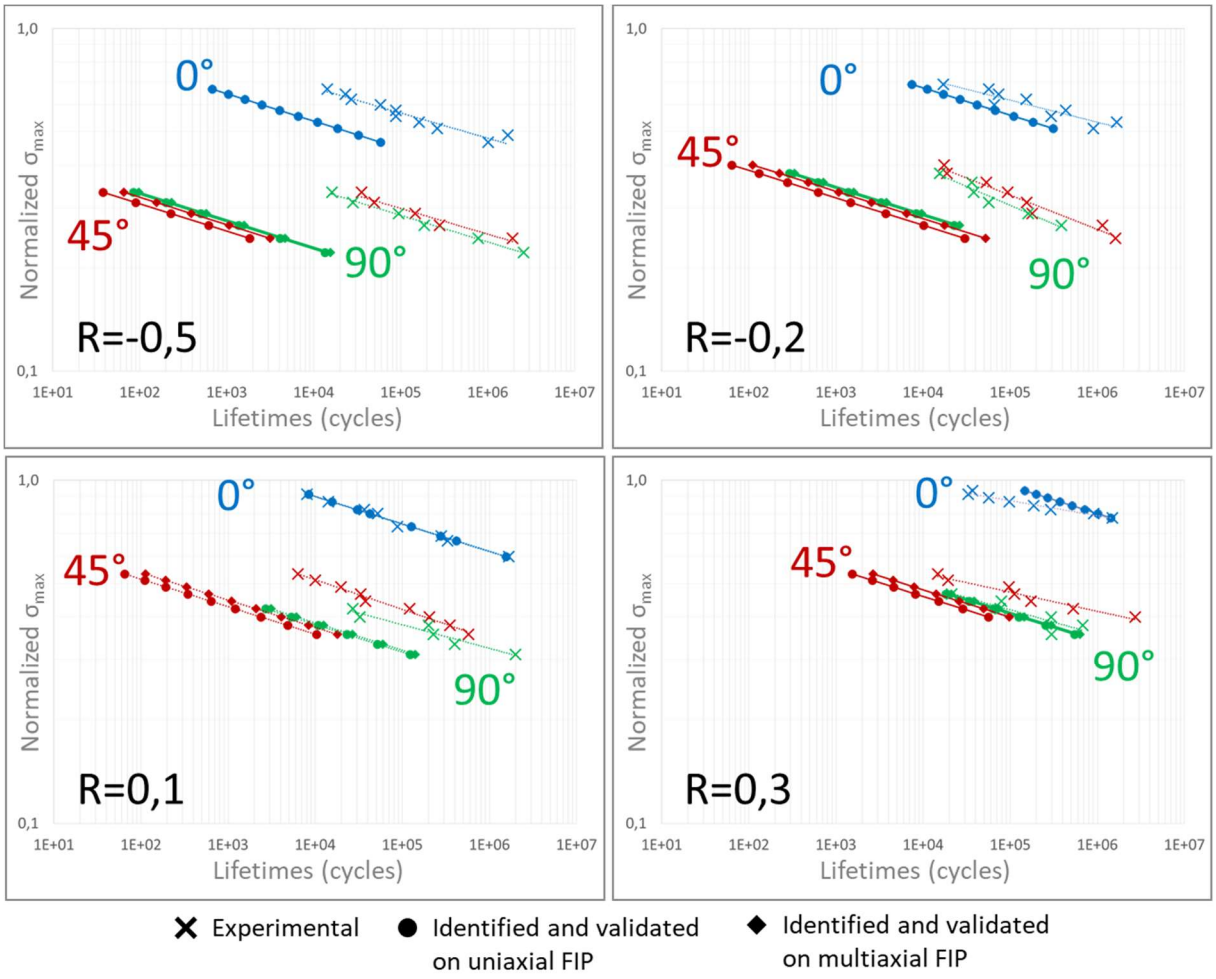


Figure 3-31 : Courbes S-N obtenues selon différentes stratégies de calcul du FIP pour l'identification et la validation du critère de fatigue pour les éprouvettes Dogbone en traction, les quatre rapports de charge et les trois orientations. Les courbes S-N expérimentales sont reportées pour comparaison

	R=-0.5	R-0.2	R=0.1	R=0.3
0°	3.10^{-4} décades	2.10^{-4} décades	Identification	2.10^{-4} décades
45°	0.2 décades	0.2 décades	0.2 décades	0.2 décades
90°	0.06 décades	0.06 décades	0.06 décades	0.06 décades

Tableau 3-4 : Ecarts entre les durées de vie obtenues à partir du « FIP uniaxial » et les durées de vie à partir du « FIP multiaxial » pour les éprouvettes Dogbone en traction. Les écarts mentionnés sont moyennés sur tous les niveaux de chargement de la courbe S-N correspondant au couple (orientation, rapport de charge) considéré

	σ_{11}	σ_{22}	σ_{33}	σ_{12}	σ_{13}	σ_{23}
Dogbone 0°	100%	1.06%	0.35%	-6.05%	-0.12%	0.01%
Dogbone 45°	100%	1.40%	2.57%	-7.24%	0.10%	< 0.01%
Dogbone 90°	100%	1.05%	-1.74%	4.84%	0.01%	< 0.01%

Tableau 3-5 : Rapport de la composante du tenseur des contraintes indiquée sur la composante dans la direction de sollicitation au point chaud multiaxial, moyenné dans l'épaisseur. Rapport de charge R=0.1 au maximum de sollicitation et au niveau de chargement maximal.

Même dans la configuration macroscopiquement uniaxiale et faiblement hétérogène de l'éprouvette Dogbone, cette étude montre déjà l'importance de considérer toutes les composantes du tenseur des contraintes dans le calcul du FIP y compris sur des géométries simples. En effet, la sollicitation locale peut s'avérer multiaxiale sans que la sollicitation globale le soit, notamment à cause de l'effet de microstructure. Dans le cas de géométries plus complexes, il est fort probable que la multiaxialité du chargement local s'intensifie, ce qui justifie d'autant plus la nécessité de considérer un FIP tensoriel.

5 Bilan

La méthode Through Process Modeling (TPM) se décompose en plusieurs étapes. La première d'entre elles est la description du comportement du composite. Celle-ci se faisant par homogénéisation, la loi de comportement de la matrice doit également être connue. Choisie comme étant viscoélastique linéaire et décrite par des séries de Prony, elle a été caractérisée par une méthode d'identification inverse à partir d'essais uniaxiaux sur des éprouvettes de géométrie simple en composite (éprouvette Dogbone). Ces essais regroupaient trois orientations (0°, 45° et 90°) de sorte à prendre en compte l'influence de la microstructure sur le comportement de la matrice. Pour limiter le temps de calcul, seuls trois cycles ont été simulés dans les calculs éléments finis pour l'identification de la matrice. Le troisième cycle devait correspondre du mieux possible au cycle à mi-vie expérimental. La loi de comportement matricielle ainsi caractérisée découle d'un compromis entre les trois orientations étudiées, c'est pourquoi elle induit une erreur moyenne assez conséquente sur l'aire de boucle contrainte-déformation.

La seconde étape de la TPM est la simulation par éléments finis. L'identification de la matrice a été réalisée à partir de simulations détaillant un maximum la microstructure du composite : 60 éléments étaient alors utilisés dans l'épaisseur. Ce nombre conséquent d'éléments est difficilement transportable sur une structure de grande taille, c'est pourquoi il était nécessaire de trouver un maillage dont le nombre d'éléments dans l'épaisseur est un compromis entre représentativité de la microstructure et temps de calcul. Plusieurs maillages ont donc été testés : tous identiques dans le plan, ils étaient constitués de 3, 5, 7, 10 ou 20 éléments dans l'épaisseur. Dans la dernière étape de la TPM, il s'agit d'identifier et de valider le critère de fatigue employé. Dans le cadre de cette étude de maillage, deux façons d'utiliser le critère ont été testées. Dans un premier temps, le critère a été identifié avec le maillage le plus raffiné et validé sur les autres discrétisations. Cela correspond à une démarche industrielle qui consiste à fixer un critère avant de l'employer pour des applications variées. Dans un second temps, le critère était identifié et validé sur la même discrétisation. Dans les deux cas, c'est le maillage à 7 éléments qu'il serait recommandé d'utiliser car il constitue le meilleur compromis entre temps de calcul et qualité de prédiction de la durée de vie. Cela est dû à sa capacité à décrire le cœur de la microstructure cœur-peau du composite. Cela peut paraître néanmoins trop important en contexte industriel. Pour la suite de la thèse, c'est le maillage à 10 éléments qui sera utilisé. En effet, une nette amélioration est constatée en passant du maillage à 7 éléments à celui à 10 et le cadre de la thèse autorise des temps de calcul plus longs que ceux tolérés en industrie.

Une fois le maillage fixé pour les simulations éléments finis, les paramètres du critère de fatigue sont identifiés. Plusieurs courbes (couple orientation-rapport de charge) étaient à disposition pour identifier ces paramètres et il était nécessaire d'en choisir une unique. La TPM a alors été employée sur des essais uniaxiaux sur Dogbone d'orientations variées (0°, 45° et

90°) ainsi que de rapports de charge variés (R = -0.5, -0.2, 0.1 et 0.3). Pour des raisons de conservativité autant que de qualité de prédiction, c'est la courbe des essais sur Dogbone à 0° et à R = 0.1 qui a été choisie pour identifier le critère de fatigue. De plus, le critère pouvait être identifié à partir des valeurs du FIP simulées ou des valeurs expérimentales. Ces dernières ont été exclues car elles ne permettaient pas de reproduire les pentes des courbes S-N expérimentales. Ainsi, le critère de fatigue est identifié à partir de la courbe numérique FIP-durées de vie des essais uniaxiaux réalisés sur Dogbone à 0° à R=0.1.

Le FIP employé dans la TPM est un FIP qui comprend toutes les composantes du tenseur des contraintes et des déformations. La comparaison entre ce FIP et un autre qui ne considèrerait que les composantes dans la direction de sollicitation des contraintes et des déformations a été effectuée. Il a été remarqué que, même dans le cas où le chargement appliqué est uniaxial et l'éprouvette de géométrie simple, la prise en compte des composantes des champs dans les autres directions que celle de sollicitation améliore la qualité de prédiction de durée de vie. Elles seront donc prises en compte pour les géométries plus complexes étudiées dans la suite de la thèse.

Chapitre 4 :
Optimisation du critère de fatigue et de son volume d'intégration

1 « Maille dans l'épaisseur » vs « Elément » 139

1.1 Comparaison des zones de d'amorçage prédites.....140

1.2 Comparaison des prédictions de durée de vie 140

2 Prise en compte de la contrainte moyenne..... 142

2.1 Définition du facteur de correction de contrainte moyenne 143

2.2 Comparaison aux autres corrections de contrainte moyenne de forme équivalente 149

3 Définition du volume d'intégration du FIP..... 152

3.1 Méthodologie.....152

3.1.1 Description générale de la méthode 152

3.1.2 Définition des chemins et directions d'étude associées pour les différentes géométries d'éprouvettes 157

3.2 Résultats et analyse 158

3.2.1 Eprouvettes sous essais uniaxiaux de traction-compression 159

3.2.2 Essais Iosipescu et éprouvettes en torsion..... 168

3.2.3 Eprouvettes tubulaires sous chargement combiné de traction-torsion 171

4 Bilan 173

Le chapitre précédent a permis de calibrer certaines des étapes de la TPM, l'identification de la loi de comportement, la définition du nombre d'éléments finis dans l'épaisseur, et le choix de la courbe d'identification du critère de fatigue. Le premier objectif de ce chapitre est de travailler sur la forme du critère de façon à prendre mieux en compte l'effet de contrainte moyenne (paragraphe 2). Le second objectif sera quant à lui tourné vers la recherche d'une méthode d'application permettant d'unifier l'ensemble des formes de singularités et de chargements de la base de données. Pour cela, on cherchera un volume dit d'intégration sur lequel le Fatigue Indicator Parameter (FIP) doit être moyenné. Ce volume doit être défini selon les deux directions du plan et selon la direction normale au plan de l'éprouvette. Dans cette direction normale, la stratégie adoptée au chapitre précédent, dans la continuité des thèses de Klimkeit ([Klim09]) et de Fouchier ([Fouc18]) est d'utiliser la totalité de l'épaisseur (« maille dans l'épaisseur »). Plutôt que d'utiliser une moyenne du FIP sur la « maille dans l'épaisseur », une stratégie plus locale aurait pu être de moyenner le FIP sur chaque élément. Aussi, en guise d'étude préalable aux deux objectifs principaux du chapitre, le premier paragraphe réalisera un comparatif des deux stratégies dans le cas des éprouvettes Dogbone en traction. Le paragraphe 2 présentera la solution proposée pour la prise en compte des effets de contrainte moyenne. Enfin, une méthodologie est proposée pour définir la taille du domaine d'intégration dans les deux directions du plan. Elle sera appliquée pour toutes les situations de la base de données expérimentale. C'est l'objet du paragraphe 3.

1 « Maille dans l'épaisseur » vs « Elément »

Dans le chapitre précédent (voir paragraphe 3 du chapitre 3), le maillage éléments finis a été défini. Celui-ci contient 10 éléments dans l'épaisseur et les mailles dans le plan mesurent 1mm x 1mm. Il s'agit ici de comparer les résultats obtenus en utilisant comme volume d'intégration la « maille dans l'épaisseur » décrite au chapitre 3 (*cf.* paragraphe 1 du chapitre 3) et une stratégie plus locale où le volume d'intégration se réduit au volume d'un élément. Les deux volumes d'intégration étudiés dans ce paragraphe sont illustrés sur la figure 4-1. Pour rappel, le calcul du FIP aux points d'intégration puis le calcul de ses moyennes sur chaque élément et sur un volume d'intégration quelconque ont été présentés sur la figure 3-2 du paragraphe 1 du chapitre 3.

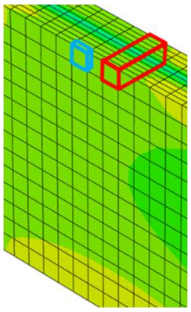


Figure 4-1 : Illustration des deux volumes d'intégration étudiés dans ce paragraphe

1.1 Comparaison des zones de d'amorçage prédites

Quelle que soit la stratégie de calcul du FIP (moyenne sur chaque « maille dans l'épaisseur » ou sur chaque élément), la valeur moyenne maximale obtenue sur l'ensemble du maillage est introduite en entrée du critère de fatigue. La « maille critique » ou l' « élément chaud » correspondant fournit la zone d'amorçage prédite par le modèle.

Afin de faciliter leur visualisation, les zones d'amorçage prédites sont reportées sur les cartographies des valeurs de l'énergie dissipée aux nœuds du maillage. Pour rappel, les cartographies du FIP sont à considérer avec prudence (voir paragraphe 4.4.2 du chapitre 3).

Dans le plan, les deux stratégies utilisant les moyennes sur la « maille dans l'épaisseur » (voir paragraphe 3.1 du chapitre 3) ou sur l'élément se recoupent, pour ce qui est de la localisation de la zone chaude. Avec la méthode « Elément », une information supplémentaire est disponible : la localisation du point chaud dans l'épaisseur. Les zones chaudes obtenues avec la « maille dans l'épaisseur » sont identifiées par des croix rouges sur la figure 4-2 représentant les cartographies du FIP aux nœuds du maillage au milieu de la couche de peau et au cœur de l'éprouvette. On remarque ainsi que les valeurs maximales obtenues dans le plan selon les deux stratégies coïncident avec les maxima locaux.

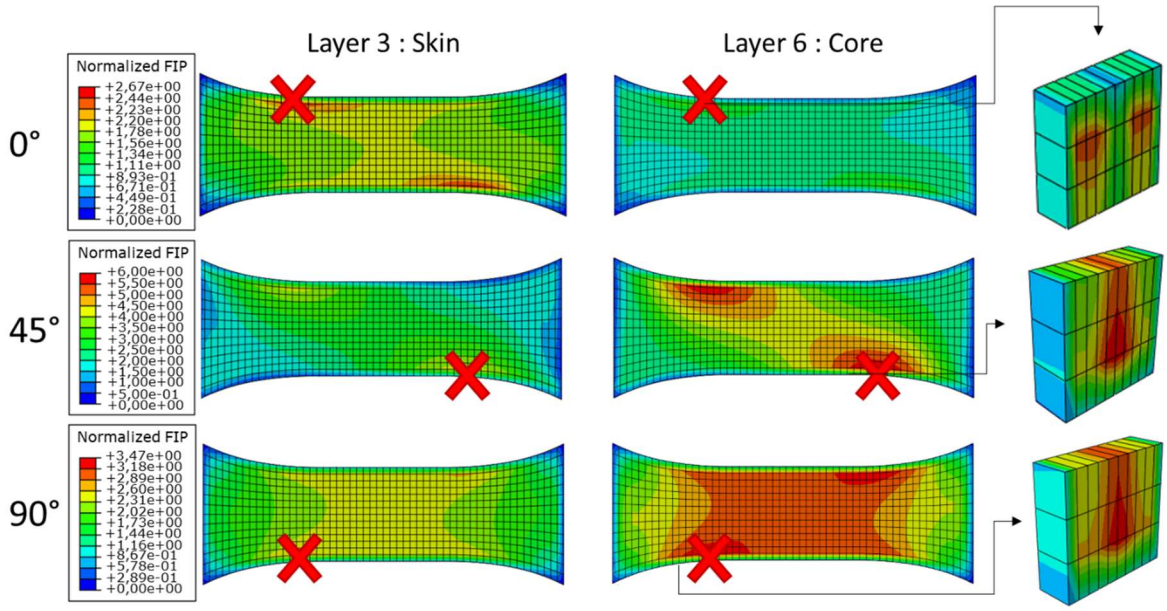


Figure 4-2 : Cartographies d'aire de boucle en peau et à cœur pour les éprouvettes Dogbone à 0°, 45° et 90°. Les cartographies représentent les valeurs nodales du FIP. Pour comparaison, les croix rouges représentent les zones chaudes obtenues avec une moyenne sur la « maille dans l'épaisseur »

1.2 Comparaison des prédictions de durée de vie

Pour chacune des deux stratégies, les paramètres du critère sont identifiés séparément. Les résultats sur Dogbone à R=0.1, 0° sont utilisés à cet effet conformément aux paragraphes 4.2 et 4.3. Les paramètres du critère, écrit sous la forme $W=CN^{-b}$, sont consignés dans le tableau 4-1. La pente est la même quel que soit le volume étudié. Cependant, l'ordonnée à l'origine (C) de la courbe FIP-durée de vie est plus élevée avec la stratégie la plus locale où le FIP simulé

correspond à la valeur moyenne maximale sur tous les éléments du maillage. Cela signifie que pour une même durée de vie expérimentale, donc pour un même essai simulé, le FIP retenu avec cette stratégie est plus élevé. Cela était prévisible puisque l'élément critique fait partie de la « maille dans l'épaisseur » critique et que, plus le volume considéré est resserré autour de la valeur maximale, plus la valeur du FIP est élevée. La moyenne dans l'épaisseur intègre en effet des éléments de FIP plus faible.

	C	b
Elément	0.1842	-0.16
Maille dans l'épaisseur	0.1618	-0.16

Tableau 4-1 : Paramètres du critère pour les deux volumes « Elément » et « Maille dans l'épaisseur »

La différence sur la valeur de *C* se retrouve dans les courbes de durée de vie prédites. Ainsi, sur la figure 4-3 et comme observé au chapitre 3 (voir paragraphe 4.1 du chapitre 3), les durées de vie prédites avec une stratégie de moyenne sur la « maille dans l'épaisseur » (cercles pleins) sont supérieures à celles prédites par la méthode « par élément » (cercles évidés). Evidemment, cela n'est pas visible sur les courbes à 0° puisque c'est à cette orientation que les paramètres du critère sont identifiés. Les courbes prédites sont donc superposées à la courbe expérimentale (courbes en bleu sur la figure 4-3).

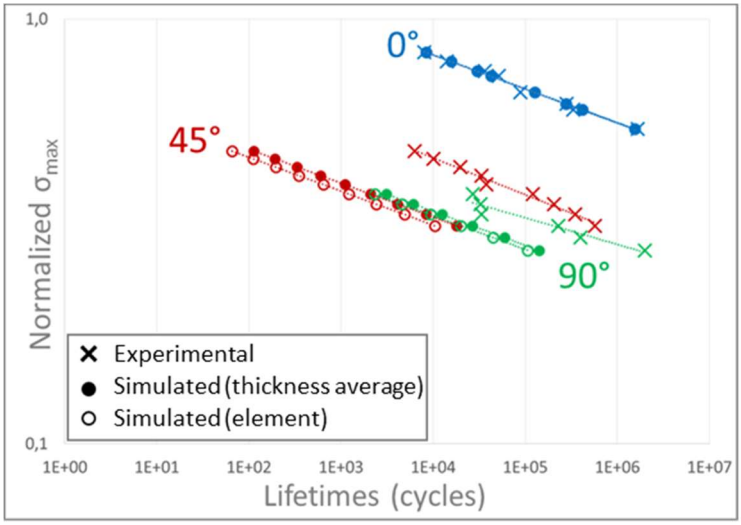


Figure 4-3 : Résultats obtenus en traction à R=0.1 sur les Dogbone à 0°, 45° et 90° pour deux stratégies différentes d'intégration du FIP : moyenne volumique sur l'élément et moyenne volumique sur la « maille dans l'épaisseur ». PA66GF50 à T80RH50

Sur la représentation de la figure 4-3, les écarts entre les deux méthodes sont peu visibles. Le logarithme du rapport durée de vie expérimentale sur durée de vie simulée mesure l'écart entre prédiction et expérience. L'écart moyenné sur tous les niveaux de charge pour chacune des courbes S-N des éprouvettes Dogbone est représenté sur la figure 4-4 pour les deux stratégies proposées. A 45° et à 90°, l'écart entre les deux stratégies représente plus de 10% de l'écart à l'expérimental quel que soit le rapport de charge.

Comme évoqué plus haut, la durée de vie prédite en moyennant sur la « maille dans l'épaisseur » est toujours supérieure à celle prédite avec la stratégie locale. Ainsi, si la prédiction obtenue avec la « maille dans l'épaisseur » est conservative alors la prédiction réalisée en moyennant sur l'élément ne pourra qu'être de moins bonne qualité. Sur 12 cas étudiés sur les Dogbone (4 rapports de charge et 3 orientations par rapport de charge), seuls deux cas sont

prédits de façon non-conservative. Le premier cas, à 0° et R=0.1, est le cas d'identification du critère. En réalité, les durées de vie prédites sont très proches de la réalité. Dans le second cas, à 0° et R=0.3, la prédiction est non-conservative avec la « maille dans l'épaisseur » et elle le reste avec la stratégie locale. La valeur plus faible de la durée de vie simulée en moyennant sur l'élément ne permet pas de retrouver une prédiction conservative. Ainsi, la stratégie locale n'améliore pas la qualité de prédiction de durée de vie par rapport à la stratégie « maille dans l'épaisseur ». En conséquence, la stratégie « maille dans l'épaisseur » utilisée au chapitre 3 est conservée.

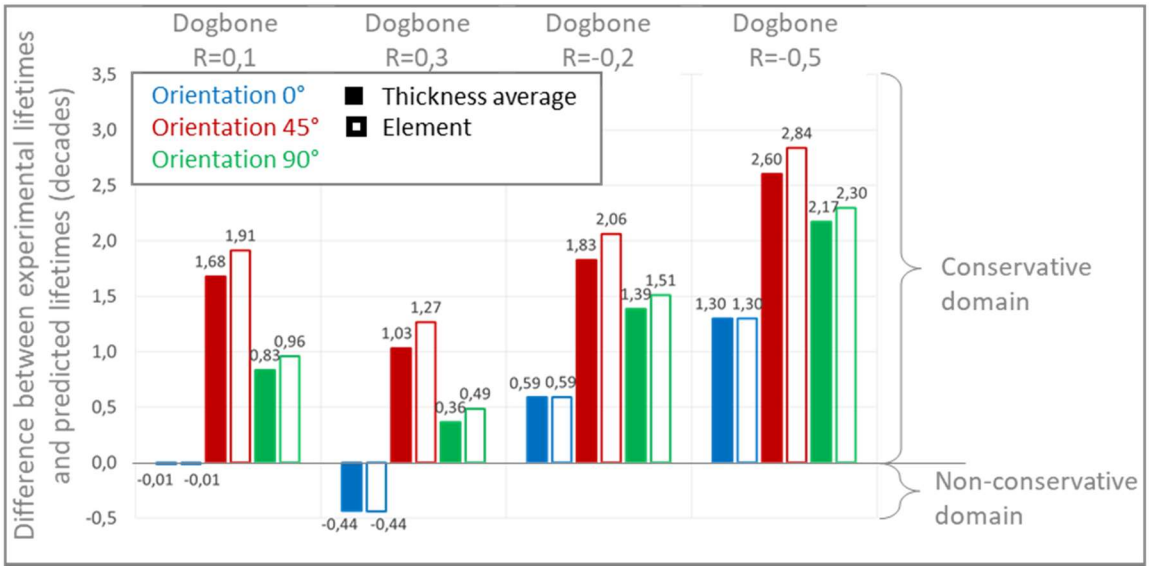


Figure 4-4 : Ecarts entre les durées de vie simulées et expérimentales des éprouvettes Dogbone dans toutes les configurations de validation pour deux stratégies différentes d'intégration du FIP : moyenne volumique sur l'élément et moyenne volumique sur la « maille dans l'épaisseur ». Les écarts mentionnés sont moyennés sur tous les niveaux de chargement de la courbe S-N correspondant au couple (R, orientation) considéré. Pour chacune des deux stratégies, le critère a été identifié à partir des résultats des Dogbone en traction à R=0.1 et orientées à 0° à T80RH50.

2 Prise en compte de la contrainte moyenne

Comme cela a été montré dans le chapitre 1 (voir paragraphe 3.2.2 du chapitre 1), le critère de fatigue en énergie dissipée permet de mieux prendre en compte l'anisotropie du composite par rapport à des critères de fatigue en contrainte mais ne permet pas de restituer correctement l'influence de la contrainte moyenne sur la réponse en fatigue, et notamment à rapport de charge négatif ([Raph19a]). La voie choisie dans les autres thèses du projet DURAFIP2 ([Rajk00, Raph19b]) était de compléter le critère en énergie dissipée par un terme faisant intervenir la vitesse de la déformation moyenne en régime stationnaire. La voie alternative tentée dans la présente thèse est de multiplier le FIP par un facteur fonction du rapport de charge comme cela est proposé par différents auteurs (([Dowl09, Kuja95, Kwof01])). Au démarrage de ce travail, seul le facteur d'Ellyin et Kujawski ([Kuja95]) avait été rapporté dans la littérature sur les composites renforcés par des fibres de verre courtes. Il montrait des prédictions de durées de vie améliorées pour les rapports de charge non symétriques étudiés. L'objectif est ici d'améliorer ce type de correction afin d'unifier les résultats pour les différents rapports de charge de la base de données en fatigue des éprouvettes Dogbone.

2.1 Définition du facteur de correction de contrainte moyenne

Dans le même esprit que ce qui a été proposé par Ellyin et Kujawski ([Kuja95]), on cherche ici un facteur *f* tel que le critère s'écrive sous la forme présentée à l'équation (4-1).

$$fW = CN^{-b} \tag{4-1}$$

Où f est un facteur de correction dépendant uniquement du rapport de charge
W est l'énergie dissipée
N est la durée de vie à rupture
C et b sont des paramètres à déterminer

Dans ce cas, le FIP ne serait plus simplement l'énergie dissipée *W* mais le produit du facteur *f* et *W*. L'objectif est de déterminer *f* pour que les courbes *fW* en fonction de la durée de vie se superposent pour tous les rapports de charge étudiés. Ainsi, les paramètres *C* et *b* pourraient être identifiés une seule fois et convenir pour tous les rapports de charge. Dans cette thèse, la caractérisation de *f* ne pourra être réalisée qu'à partir des essais uniaxiaux sur Dogbone puisque c'est la seule base de données qui contient plusieurs rapports de charge. Pour rappel, l'énergie dissipée est calculée par post-traitement des simulations EF, moyennée sur chaque « maille dans l'épaisseur ». La valeur retenue en entrée du critère est la valeur maximale obtenue sur l'ensemble du maillage. La courbe S-N expérimentale pour l'identification des paramètres C et b du critère reste celle des éprouvettes à 0° en traction R=0.1.

L'étude est réalisée sur toute la base de données des essais menés sur éprouvettes Dogbone. Cela inclut les trois orientations ainsi que les 6 rapports de charge testés (R = -0.5, -0.2, 0.1, 0.3, 0.5 et 0.7).

La démarche est ici empirique. Dans un premier temps, on définit le facteur *f* « à la main ». On associe une valeur à chaque rapport de charge étudié, indépendamment des autres rapports de charge. Puis, en inversant l'équation (4-1), on trace la courbe S-N prédite avec la correction de contrainte moyenne. La valeur de *f* pour un rapport de charge *R* est choisie pour que la courbe S-N prédite à ce rapport de charge *R* se superpose avec la courbe S-N à R = 0.1 (courbe d'identification). Les valeurs de *f* obtenues sont présentées dans le tableau 4-2. Les courbes de S-N avec et sans correction de contrainte moyenne sont présentées sur la figure 4-5. Sur cette dernière, les courbes S-N brutes (violettes) sont très dispersées tandis que les courbes S-N obtenues avec la correction de contrainte moyenne « à la main » (bleues) sont regroupées.

On notera que le facteur proposé ici est égal à 1 dans le cas où R = 0.1. Habituellement, *f* =1 pour R = -1 car c'est à ce rapport de charge que la contrainte moyenne est nulle. En l'absence de données expérimentales à R = -1 et puisque dans cette thèse, la configuration de référence est souvent la courbe à R = 0.1 (identification du critère de fatigue notamment), le facteur *f* a été choisi pour valoir 1 à R = 0.1.

	f
R=-0.5	0.35
R=-0.2	0.55
R=0.1	1
R=0.3	1.65
R=0.5	3.25
R=0.7	9.25

Tableau 4-2 : Valeurs de f déterminées « à la main » pour les six des rapports de charge de la base de données

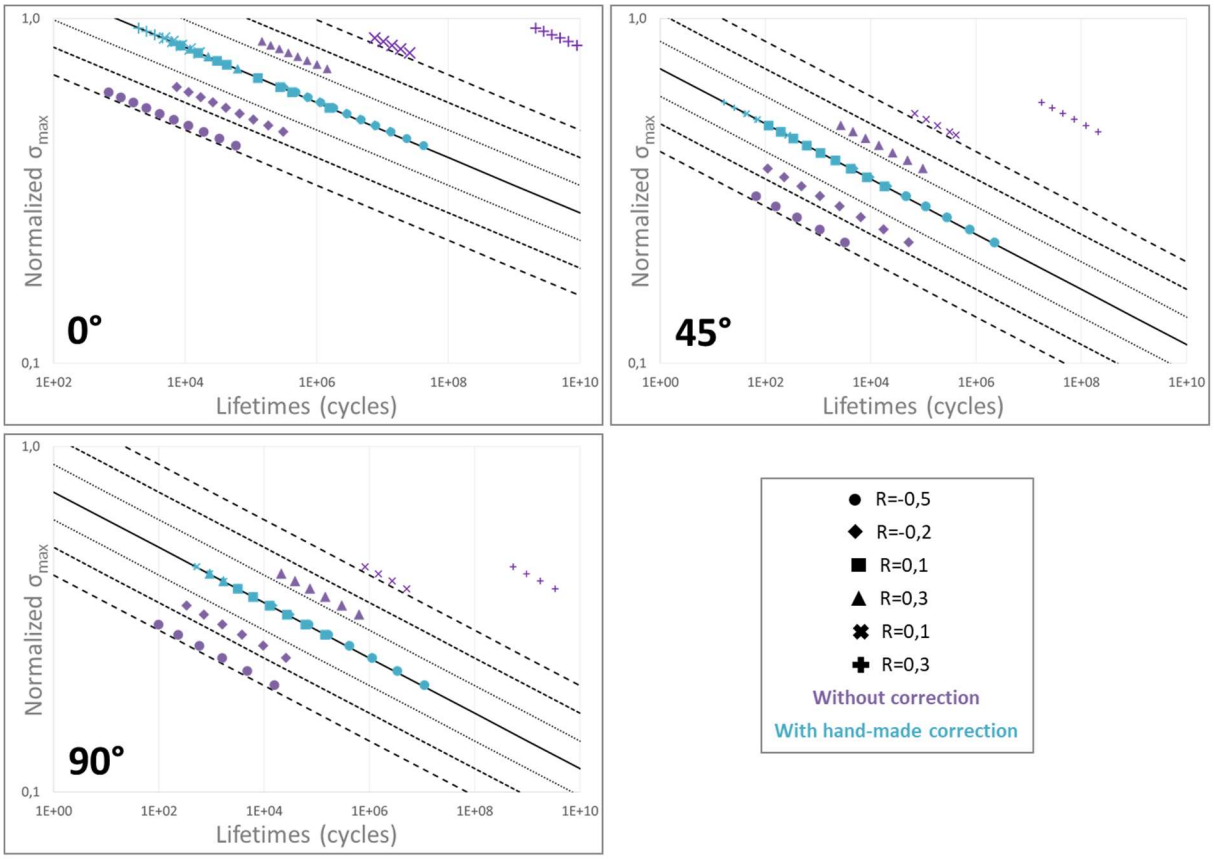


Figure 4-5 : Courbes de Wöhler simulées avec et sans correction de contrainte moyenne pour tous les rapports de charge de la base de données sur éprouvettes Dogbone.

Il reste à présent à trouver une fonction analytique qui relie les valeurs de f évaluées précédemment « à la main ». Cette fonction doit respecter un certain nombre de conditions :

- Elle doit être toujours **strictement positive**.
- Elle doit être **croissante sur l'intervalle [-1 ; 1]**. L'effet de contrainte moyenne évolue toujours dans le même sens, c'est-à-dire que plus la contrainte moyenne est élevée, plus la durée de vie à contrainte fixée est élevée. La correction associée doit donc être de plus en plus forte avec le rapport de charge.

La forme du facteur correctif a pour vocation d'être une fonction simple, avec peu de paramètres à identifier. Au vu de l'évolution du facteur f présentée en figure 4-6a, le plus adapté semble être une fonction puissance. A celle-ci est ajoutée une fonction linéaire afin de prendre en compte l'évolution de f pour des rapports de charge négatifs. Ainsi, on obtient une fonction

de la forme présentée à l'équation (4-2). Pour la base de données étudiée, les paramètres R_0, α et K sont évalués de sorte à ce que la courbe représentative de la fonction (4-2) se superpose au mieux avec les points. Ainsi, on obtient : R_0 = -0.65, K = 0.1 et α = 7. L'évolution du facteur ainsi défini en fonction du rapport de charge est représentée sur la figure 4-6b. Cette définition du facteur de correction de contrainte moyenne sera désormais désignée sous le nom de « facteur optimisé ».

$$f = (R - R_0)^{\alpha} + (R - R_0) + K \tag{4-2}$$

Où R est le rapport de charge
R_0, α et K sont des paramètres à déterminer

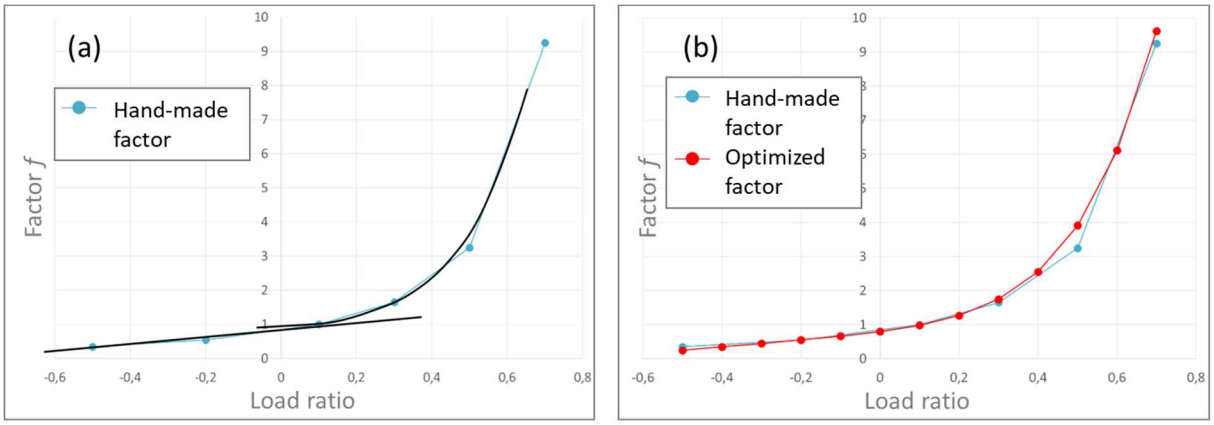


Figure 4-6 : (a) Evolution du facteur f évalué à la main et superposition d'une courbe puissance et d'une courbe linéaire pour différents domaines de rapports de charge ; (b) Evolution du facteur f évalué à la main et du facteur f donné par (4-2) dont les paramètres ont été optimisés pour correspondre au mieux au facteur évalué à la main

Utiliser un facteur *f* ou un multiple de celui-ci revient exactement au même. En effet, lorsqu'on écrit le critère avec un facteur correctif *kf* où *k* est une constante, alors l'équation (4-2) devient l'équation (4-3).

$$kfW = C'N^{-b'} \tag{4-3}$$

Où f est un facteur dépendant uniquement du rapport de charge
k est une constante
W est l'énergie dissipée
N est la durée de vie à rupture
C' et b' sont des paramètres à déterminer

Les paramètres *C'* et *b'* étant à déterminer, on peut choisir *C'* = *kC* et *b'* = *b*. On réécrit alors le critère de l'équation (4-1). Ainsi, une infinité de trio (R_0, α, K) peuvent définir la même correction que celle apportée par le facteur « à la main ». Il est donc tout à fait possible de choisir un jeu de paramètres qui, à l'instar du critère proposé par Ellyin et Kujawski ([Kuja95]) donne un facteur égal à 1 pour R = -1. Par exemple, en supposant que R_0 soit égal à -1, la constante K est alors égale à 1, seul α reste à déterminer à partir d'une courbe de Wöhler à un second rapport de charge. Dans le cas de cette thèse et pour convenir au mieux à la totalité de la base de données, la constante α a été choisie pour que la forme de la fonction recherchée corresponde au facteur « à la main » sur tout l'intervalle de rapport de charge disponible. A partir de la base de données à disposition, la constante α est évaluée à 6.5. Cette définition du facteur de correction de contrainte moyenne sera nommée ci-après facteur « sans correction à

R = -1 ». Son évolution en fonction du rapport de charge, de même que celle du facteur « à la main » multiplié par un entier, sont représentées sur la figure 4-7.

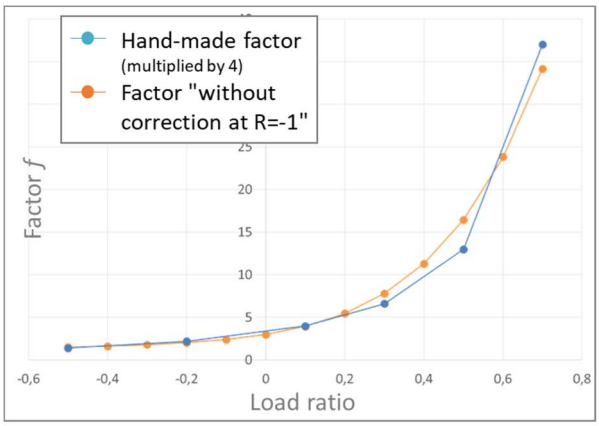


Figure 4-7 : Evolution du facteur f évalué à la main (multiplié par 4) et du facteur f optimisé dont les paramètres ont été ajustés pour ne pas avoir de correction à R = -1

La figure 4-8 représente les courbes S-N prédites pour chaque rapport de charge et pour chaque orientation, à partir des différentes définitions du facteur de correction de contrainte moyenne. L'objectif de la correction est de regrouper les courbes des différents rapports de charge en une seule. Pour évaluer la qualité du facteur correctif, on cherche donc à mesurer la dispersion entre les courbes S-N. Toutes les courbes représentées sur la figure 4-8 peuvent être raisonnablement interpolées par une loi puissance et leurs pentes sont toutes identiques. Ainsi, la dispersion des courbes peut être représentée par l'écart-type de leurs ordonnées à l'origine sur l'ensemble des rapports de charge considérés.

Les graphiques a, d et g de la figure 4-9 représentent la différence entre les ordonnées à l'origine de la courbe au rapport de charge étudié et de la courbe à R = 0.1 en fonction du rapport de charge. Ces courbes permettent d'observer à la fois la dispersion des ordonnées à l'origine des courbes et l'évolution de ces valeurs en fonction du rapport de charge. Les courbes violettes correspondent aux valeurs obtenues sans correction de contrainte moyenne et sont croissantes avec le rapport de charge. Cela s'observe également sur la figure 4-8, où les courbes S-N se décalent de gauche à droite avec l'augmentation du rapport de charge. En revanche, les courbes rouge et orange, correspondant respectivement aux résultats obtenus avec le facteur « optimisé » et le facteur « sans correction à R = -1 », ne sont pas monotones. Les courbes S-N corrigées ne sont plus ordonnées par ordre croissant de rapport de charge, comme le montre la figure 4-8 (la courbe à R = -0.5 est à complètement à droite).

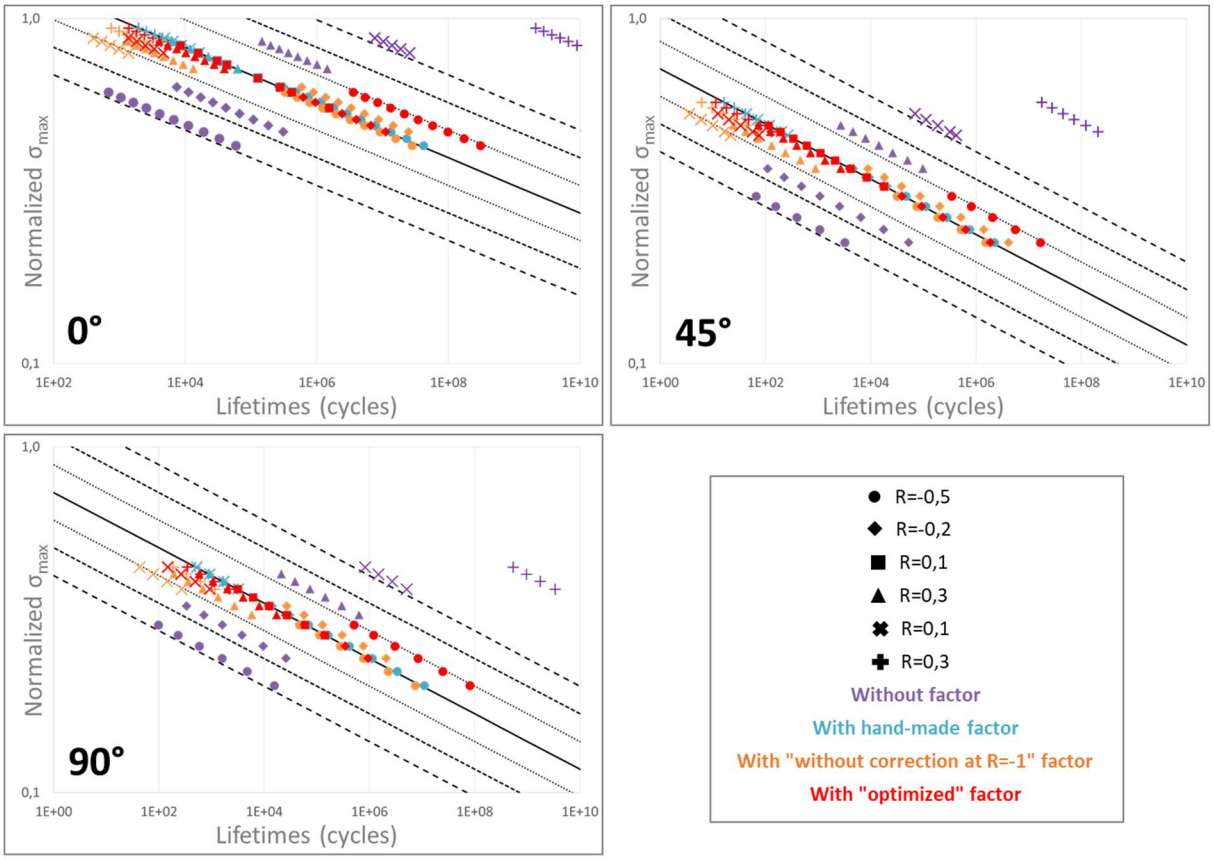


Figure 4-8 : Courbes S-N prédites pour tous les rapports de charge et pour chaque orientation à partir des différentes définitions du facteur de correction de contrainte moyenne

Cela étant, l'amélioration apportée par les facteurs de contrainte « optimisé » et « sans correction à R = -1 » sur la dispersion des courbes S-N est tout à fait notable. Les courbes b, e et h de la figure 4-9 représentent l'ordonnée à l'origine des courbes S-N pour les différentes définitions du facteur correctif. La dispersion de ces points est plus faible en ajoutant un facteur correctif bien qu'elle ne soit évidemment jamais aussi faible qu'avec le facteur « à la main ». Cela s'observe également sur les graphiques c, f et i de la figure 4-9. Ces derniers représentent l'écart-type des ordonnées à l'origine des courbes S-N sur la plage de rapports de charge de la base de données pour chacun des facteurs correctifs proposés. L'écart-type est presque 10 fois plus faible avec les facteurs correctifs que sans, quelle que soit l'orientation.

De plus, le facteur « sans correction à R = -1 » permet de prédire des courbes presque 30% moins dispersées que le facteur « optimisé ». C'est donc cette correction qui sera comparée aux autres corrections de contrainte moyenne proposées dans la littérature dans le paragraphe suivant.

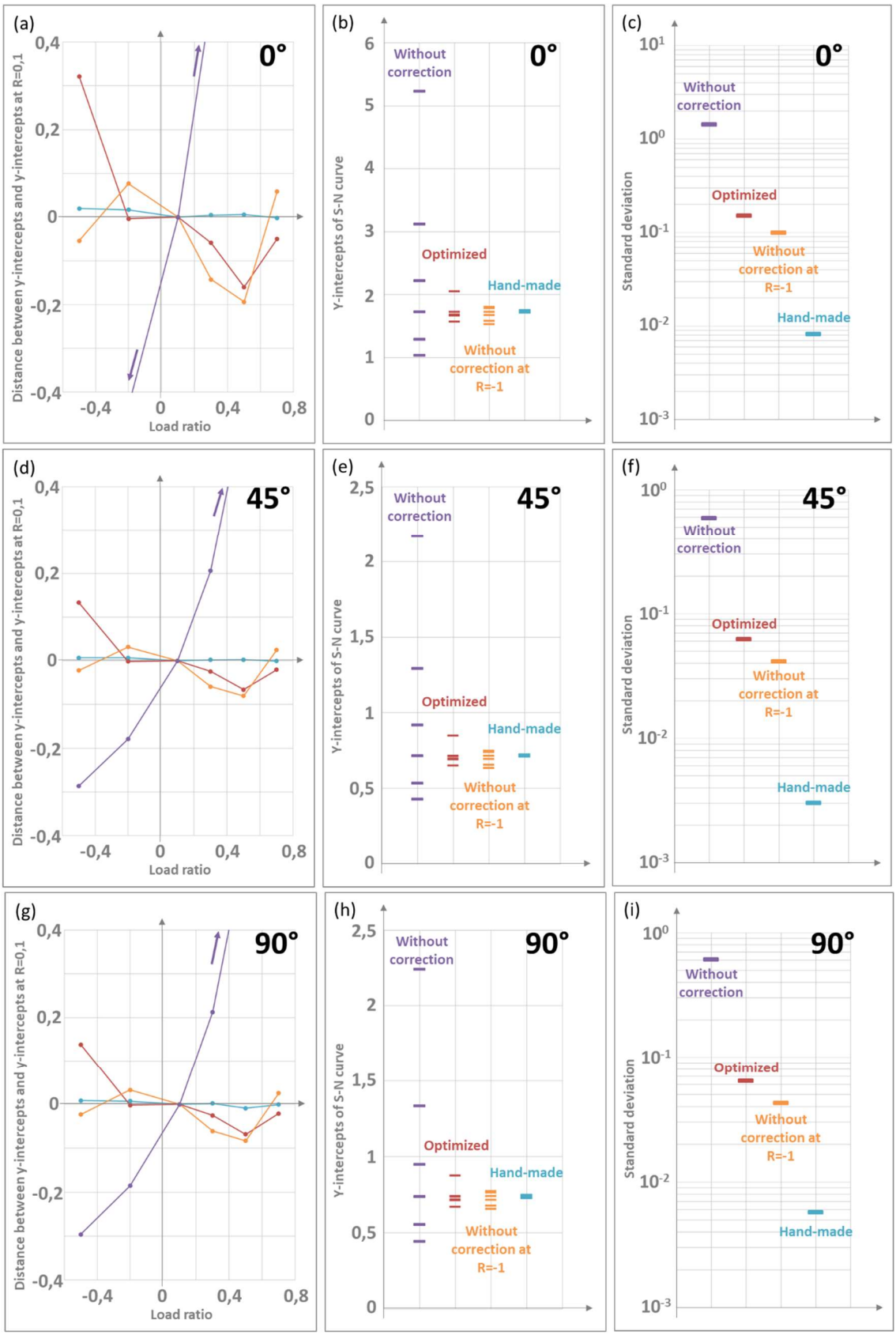


Figure 4-9 : (a, d, g) Ecart à l'ordonnée à l'origine de la courbe S-N brute à R=0.1 en fonction du rapport de charge pour chaque définition du facteur de correction de contrainte moyenne et pour chaque orientation ; (b, e, h) Ordonnées à l'origine des courbes S-N normées pour les six rapports de charge pour chaque définition du facteur de correction de contrainte moyenne et pour chaque orientation ; (c, f, i) Ecart-type des ordonnées à l'origine des courbes S-N sur l'ensemble des rapports de charge pour chaque définition du facteur de correction de contrainte moyenne et pour chaque orientation

2.2 Comparaison aux autres corrections de contrainte moyenne de forme équivalente

Dans la littérature, plusieurs tentatives ont été réalisées pour proposer un facteur de correction de contrainte moyenne qui unifie les résultats pour tous les rapports de charge. Ellyin et Kujawski ([Kuja95]) ont regroupé plusieurs propositions sous la forme de l'équation (4-4). Les facteurs correctifs de Leis et de Smith-Watson et Topper sont ainsi décrits respectivement avec les paramètres α = m = 0.5 et α =1 et m = 0.5.

$$f = \left(1 + \alpha \frac{\sigma_m}{\sigma_a}\right)^{2m} = \left(1 + \alpha \frac{1+R}{1-R}\right)^{2m} \quad (4\text{-}4)$$

Où σ_m est la contrainte moyenne du chargement
σ_a est la demi-amplitude du chargement
R est le rapport de charge
α et m sont des paramètres à déterminer

De plus, les auteurs ont proposé une autre formulation de ce facteur de correction de contrainte moyenne dans le cas des composites. L'objectif était de pallier le changement de signe de *f* lorsque le rapport σ_m/σ_a devenait négatif, pour pouvoir prendre en compte les effets de compression sur composite. La formulation de *f* est alors devenue celle de l'équation (4-5).

$$f^2 - \frac{1+R}{1-R} f - 1 = 0 \quad (4\text{-}5)$$

Où R est le rapport de charge

Dans ce paragraphe, le facteur « sans correction à R = -1 » défini au paragraphe précédent est comparé à ceux de Smith-Watson et Topper, de Leis et d'Ellyin et Kujawski, présentés ci-dessus. Le critère de Morrow associé aux différentes définitions du facteur correctif (équation (4-1)) est mis en œuvre sur toute la base de données des essais uniaxiaux menés sur éprouvettes Dogbone. La figure 4-10 représente les courbes S-N ainsi obtenues. La dispersion de ces courbes, représentée sur la figure 4-11, a été étudiée de la même manière qu'au paragraphe 2.1.

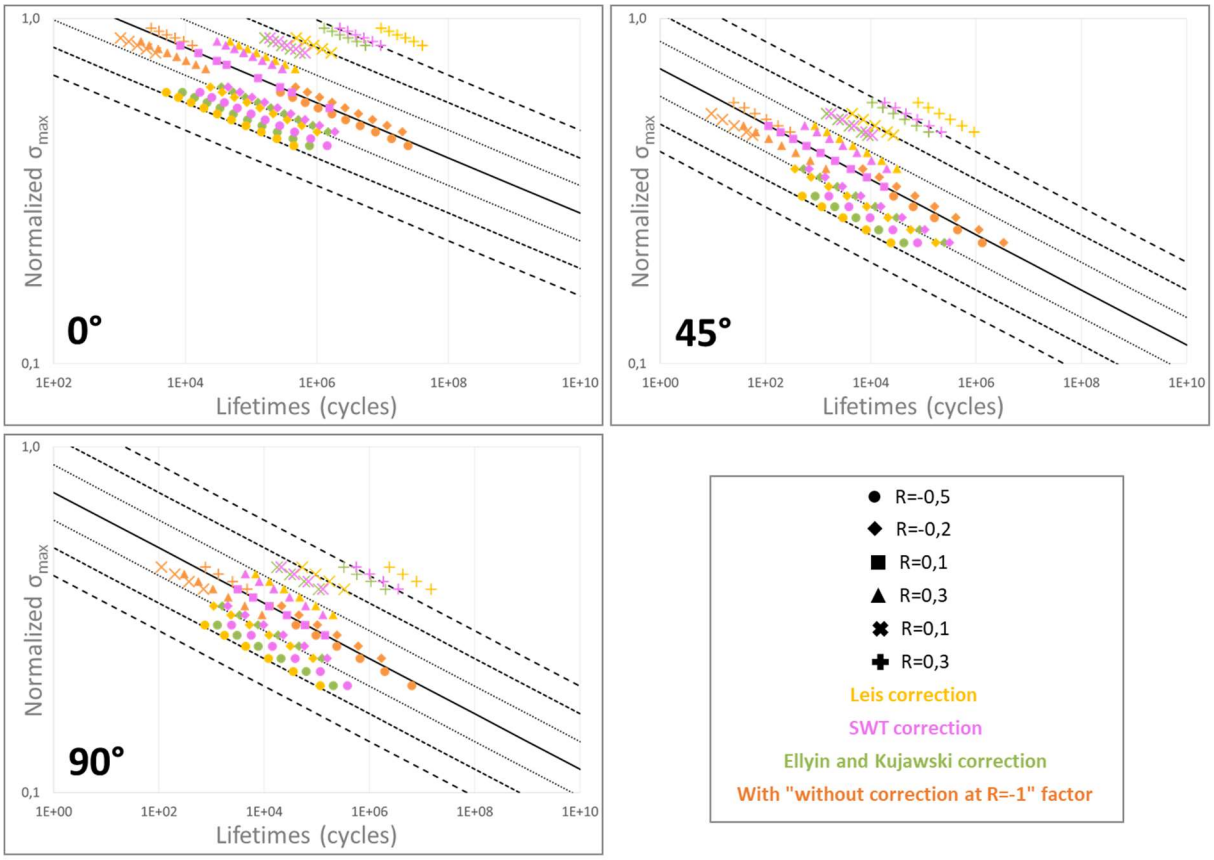


Figure 4-10 : Comparaison des courbes S-N prédites pour tous les rapports de charge et pour chaque orientation à partir du facteur « sans correction à R = -1 » à celles prédites avec d'autres corrections de contrainte moyenne de la littérature

Sur la figure 4-11, les graphiques a, d et g représentent la différence entre ordonnées à l'origine de la courbe au rapport de charge étudié et de la courbe à R = 0.1 en fonction du rapport de charge. Les fonctions associées aux différents facteurs de correction de la littérature sont croissantes. Les courbes S-N (Figure 4-10) sont toujours classées de gauche à droite par ordre de rapport de charge croissant. La fonction définie au paragraphe précédent (courbe orange) ne l'est pas et les courbes S-N sont désordonnées.

Les ordonnées à l'origine des courbes S-N pour les différents rapports de charge sont représentées pour chaque correction sur les graphiques b, e et h de la figure 4-11. La dispersion verticale de ces points représente la dispersion des courbes S-N. Les graphes c, f et i montrent quant à eux la valeur de l'écart-type sur les ordonnées à l'origine des courbes S-N. Sur ces figures, il est tout à fait notable que le facteur de correction de contrainte moyenne « sans correction à R = -1 » réduit la dispersion des courbes S-N. Notamment, l'écart-type est divisé par 5 au moins en passant des facteurs correctifs de la littérature à celui « sans correction à R = -1 ».

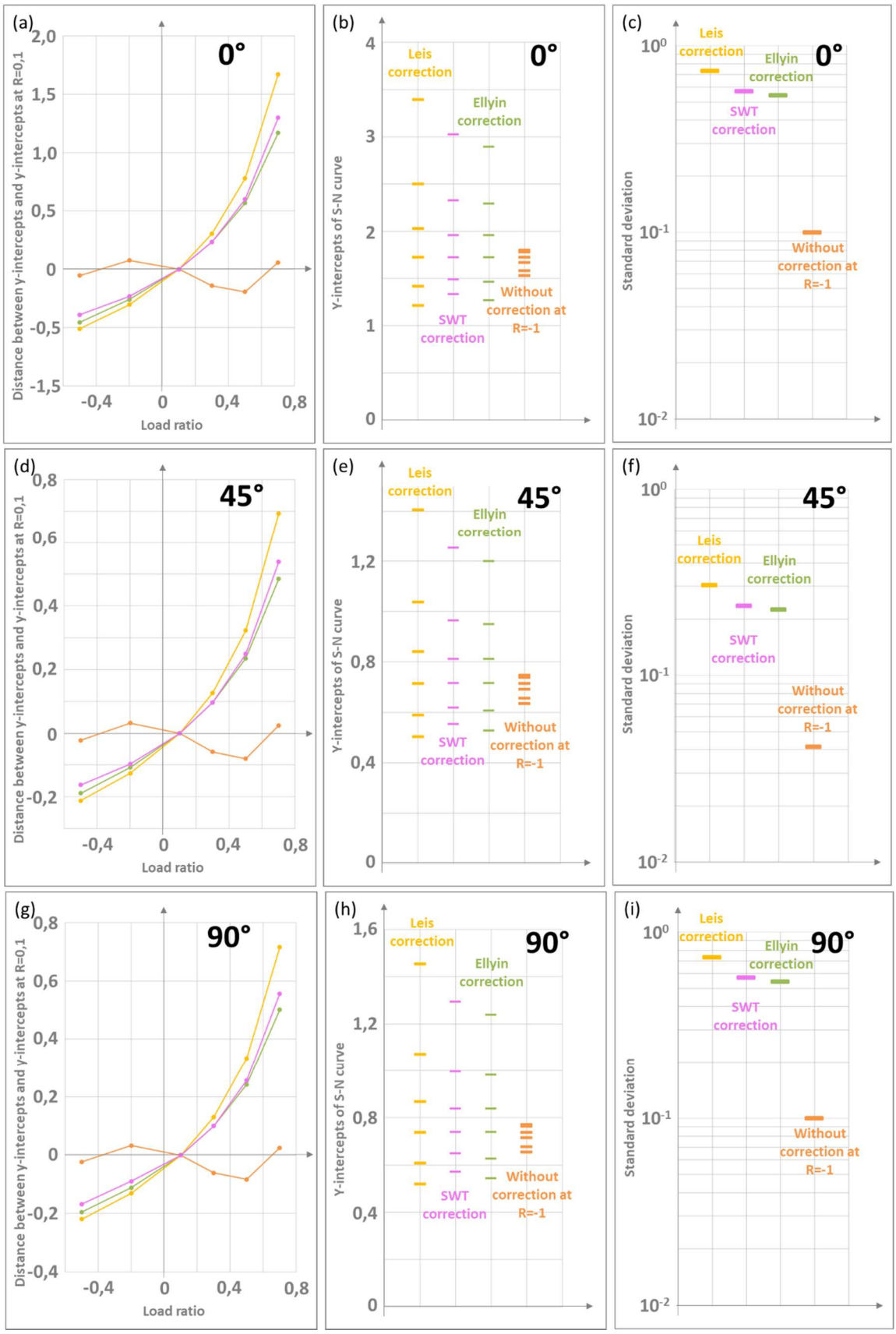


Figure 4-11 : (a, d, g) Ecart à l'ordonnée à l'origine de la courbe S-N brute à R=0.1 en fonction du rapport de charge pour les corrections de contrainte moyenne proposées dans la littérature, et pour chaque orientation; (b, e, h) Ordonnée à l'origine des courbes S-N normées pour les six rapports de charge, pour chacune des corrections et pour chaque orientation ; (c, f, i) Ecart-type des ordonnées à l'origine des courbes S-N sur l'ensemble des rapports de charge pour chacune des corrections et pour chaque orientation

Ainsi, le facteur de correction de contrainte moyenne proposé dans cette thèse sous la forme de l'équation (4-2) regroupe mieux les courbes S-N pour des rapports de charge variant de -0.5 à 0.7 que les autres corrections de la littérature.

Compte tenu de la forme de correction proposée, très sensible au rapport de charge pour des valeurs supérieures à 0.3, l'application à ce domaine de rapport de charge doit rester prudente. Plus généralement, il serait nécessaire de tester cette fonction empirique sur une base de données équivalente pour un autre matériau et/ou un autre conditionnement. De plus, une réflexion est nécessaire sur le nombre et la valeur des rapports de charge à considérer pour identifier de façon fiable la fonction de correction proposée.

3 Définition du volume d'intégration du FIP

Jusqu'à présent, à l'exception du paragraphe 1 de ce chapitre, le critère de fatigue a été identifié et appliqué en moyennant le FIP sur un volume relativement restreint, qualifiée de « maille dans l'épaisseur » et constitué d'une maille dans le plan et de la totalité de l'épaisseur dans la troisième direction. Cette méthode locale ne permet pas de prendre en compte l'influence d'un concentrateur de champs sur un volume fini contrairement aux méthodes présentées au chapitre 1 (voir paragraphe 4 du chapitre 1). La méthode TPM permet dans sa dernière étape de post-traitement de moyenner le FIP sur un volume plus large que la « maille dans l'épaisseur » choisie jusqu'à présent. Il reste à caractériser la taille et la forme de ce volume d'intégration, qui peut varier en fonction du chargement, de la géométrie de la pièce étudiée et de l'orientation des fibres. L'objet de ce paragraphe est de proposer une méthodologie pour déterminer un volume d'intégration adapté dans le cadre de la prédiction de durée de vie (paragraphe 3.1) et de valider cette méthodologie sur la totalité de la base de données utilisée ou construite dans cette thèse (paragraphe 3.2).

3.1 Méthodologie

3.1.1 Description générale de la méthode

La méthode présentée ici s'inspire de la notion de volume fortement contraint défini grâce à un seuil sur une grandeur caractéristique ([Lazz01, Lazz02]). La méthode proposée dans le cadre de cette thèse permet de définir un volume d'intégration dont la forme et la taille sont déterminées par un seuil sur *le gradient du FIP*.

Le volume d'intégration doit être défini par rapport aux trois directions de l'espace : dans le plan de la pièce et dans la direction normale au plan, c'est à dire selon l'épaisseur. On choisit ici de considérer toute l'épaisseur. La définition du volume d'intégration revient ainsi à celle d'un domaine adapté dans le plan de la pièce. La méthode proposée à cet effet se décompose en plusieurs étapes décrites ci-après.

Etape 1 : Le FIP est moyenné sur chaque « maille dans l'épaisseur ». Le maximum des valeurs obtenues sur l'ensemble du modèle est recherché et la « maille dans l'épaisseur » correspondante, i.e. la plus « chaude », est repérée. Cette dernière sera appelée plus simplement point chaud dans ce qui suit.

Etape 2 : Plusieurs directions d'étude sont choisies dans le plan de la pièce. Dans chacune des directions retenues, la distance au point chaud à prendre en compte pour définir le volume d'intégration va être déterminée. Dans l'idéal, il faudrait choisir un grand nombre de directions d'étude pour déterminer précisément la forme du domaine d'intégration dans le plan. Néanmoins, plus le nombre de directions est important, plus le post-traitement est coûteux, ce qui doit être pris en compte pour une application industrielle. Ici, les structures testées s'apparentent à des coques. De façon générale, deux chemins contenant tous deux le point chaud sont considérés dans le plan. Dans l'exemple de la figure 4-12 concernant les éprouvettes Dogbone, le premier chemin naturellement choisi est celui de la largeur de l'éprouvette (chemin en rose sur le graphe). La direction d'étude associée, c'est-à-dire selon laquelle seront tracées les grandeurs, est la direction Y du repère cartésien. Le second chemin épouse le contour latéral de l'éprouvette (chemin en jaune) de façon à intégrer le congé de raccordement de la partie utile de l'éprouvette aux têtes. Les grandeurs sont représentées en projection sur l'axe X (direction d'étude associée). Les courbes de la figure 4-12 représentent l'évolution du FIP moyen sur chaque « maille dans l'épaisseur » dans les deux directions d'étude. La définition des chemins et des directions d'études associées sera présentée ultérieurement au paragraphe 3.1.2 pour les autres géométries d'éprouvettes.

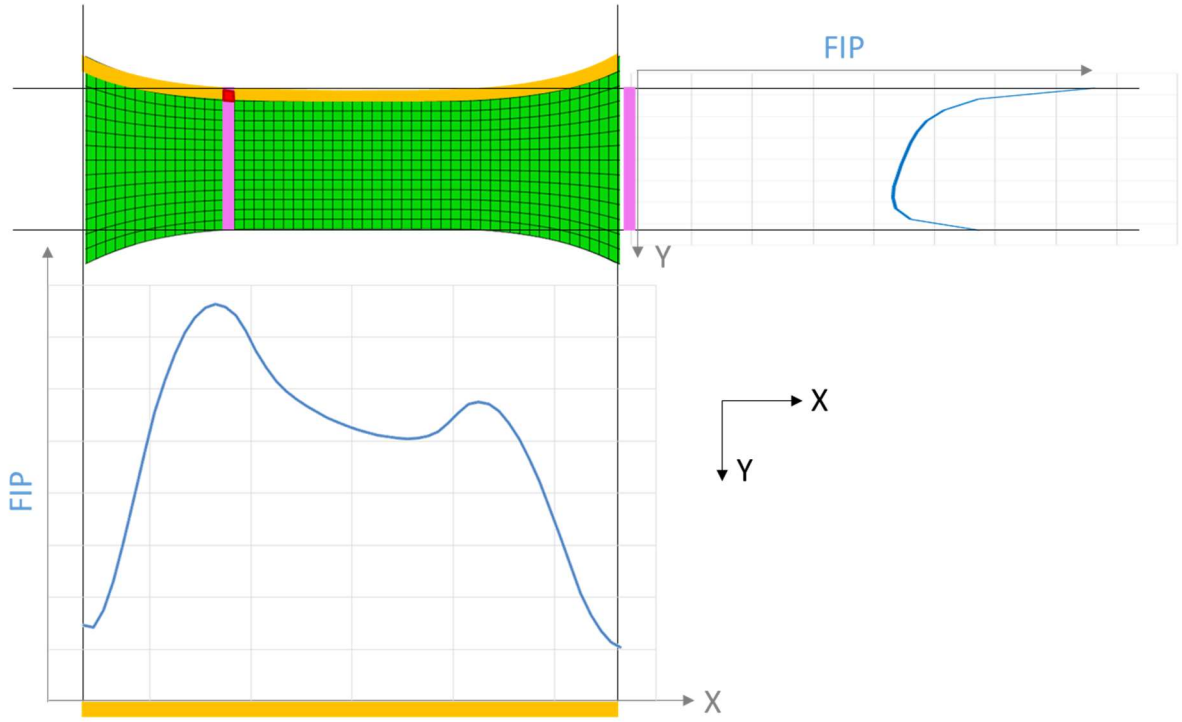


Figure 4-12 : Etape 2 de la définition du domaine d'intégration dans le plan : choix des chemins autour du point chaud (maille en rouge) et graphe d'évolution du FIP moyen sur chaque « maille dans l'épaisseur » le long des chemins d'étude.

Etape 3 : L'évolution de la dérivée spatiale du FIP moyen (en valeur absolue) est tracée le long des chemins définis à l'étape précédente. La dérivée pour deux mailles successives le long d'un chemin, par exemple dans la direction X, est calculée selon l'équation (4-6).

$$W'\left(\frac{x_{N+1}+x_N}{2}\right)=\left|\frac{W(x_{N+1})-W(x_N)}{x_{N+1}-x_N}\right| \qquad (4\text{-}6)$$

Où W est l'énergie dissipée moyennée sur la « maille dans l'épaisseur »
x_{N+1} est la coordonnée du barycentre de la maille N selon l'axe X
x_{N+1} est la coordonnée du barycentre de la maille N+1 selon l'axe X
W' est la dérivée de l'énergie dissipée au milieu du segment reliant les deux barycentres

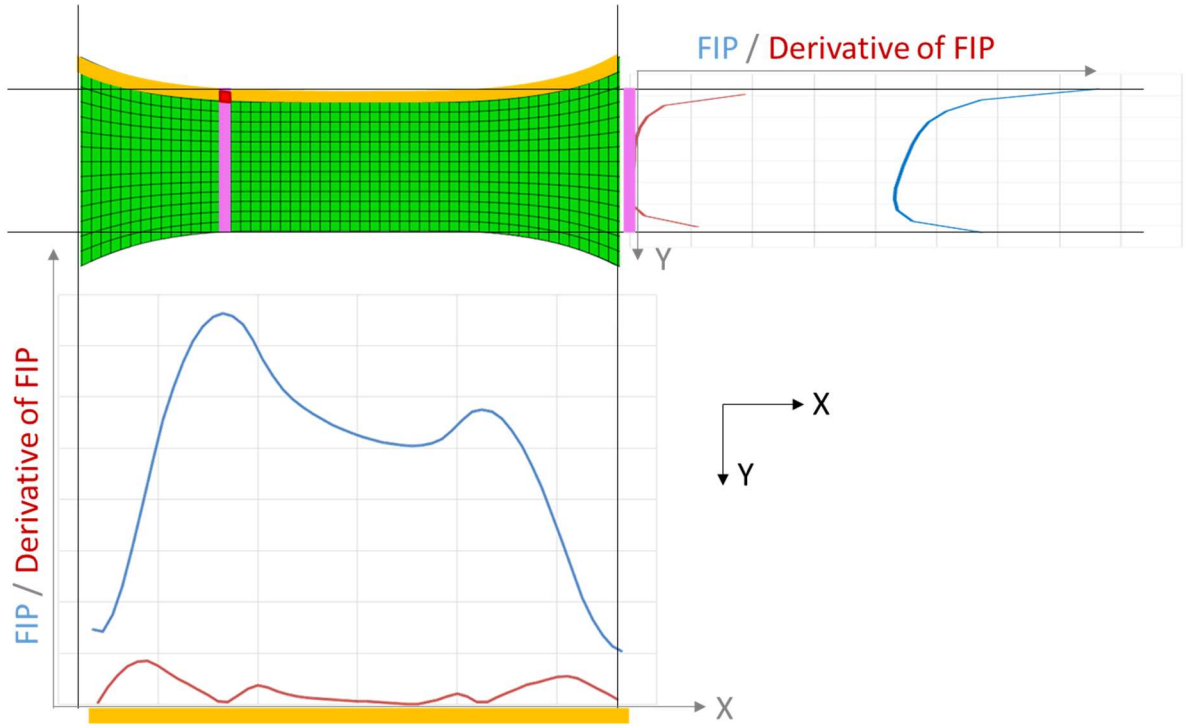


Figure 4-13 : Etape 3 de la définition du domaine d'intégration dans le plan : tracé de la dérivée spatiale du FIP moyen le long des chemins d'étude

Etape 4 : Le point chaud est alors repéré simplement sur le graphe comme étant le maximum global d'énergie dissipée (voir traits noirs épais sur la figure 4-14). Les maxima locaux de gradient de FIP les plus proches à gauche et droite du point chaud sont également repérés (voir traits rouge épais sur la figure 4-14). Le volume d'intégration sera inscrit entre ces deux extrema. Il est à noter que lorsque le point chaud se situe au bord de la pièce, un seul maximum local de gradient de FIP est détecté. C'est le cas pour la direction verticale (Y) sur la figure 4-14.

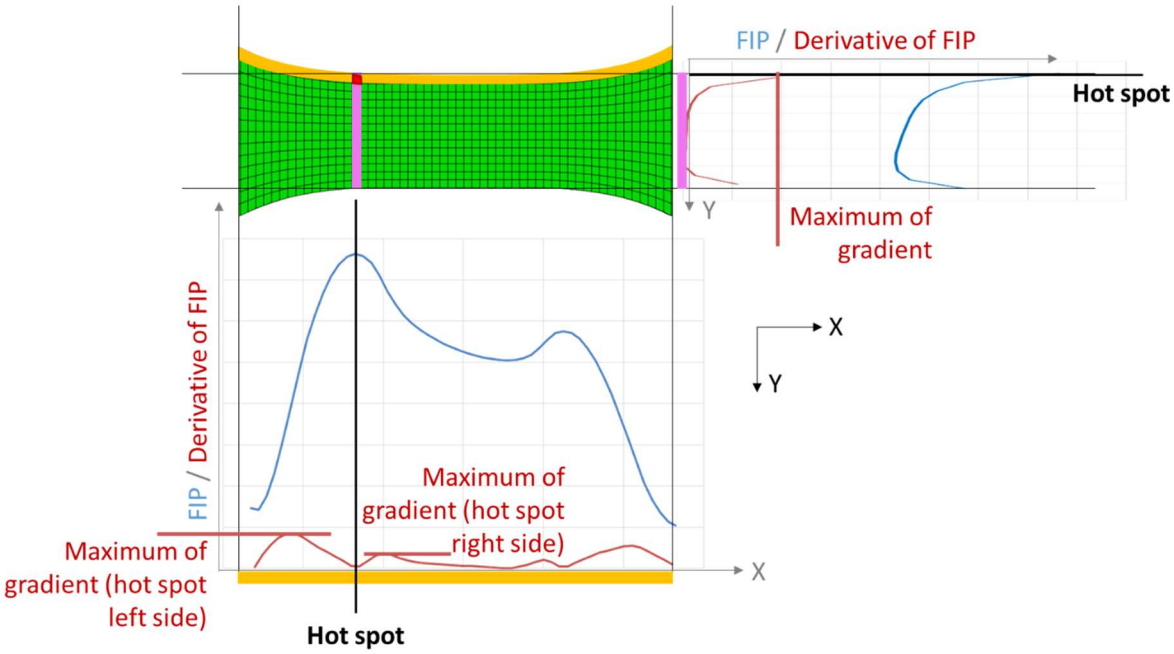


Figure 4-14 : Etape 4 de la définition du domaine d'intégration dans le plan : repérage des maxima locaux les plus proches à gauche et à droite du point chaud

Etape 5 : Un seuil de gradient est ensuite choisi : 50% dans l'exemple. Les zones les plus éloignées du point chaud montrant un gradient inférieur au seuil seront exclues du volume d'intégration (voir Etape 6). Dans chacune des directions d'étude, un point à gauche et un point à droite du point chaud correspondant à 50% du gradient maximal de FIP observé de chaque côté sont déterminés. Sur la figure 4-15, il s'agit des points A et B dans la direction horizontale et C dans la direction verticale (un seul point est défini dans le cas d'un point chaud en bord de pièce, voir étape 3).

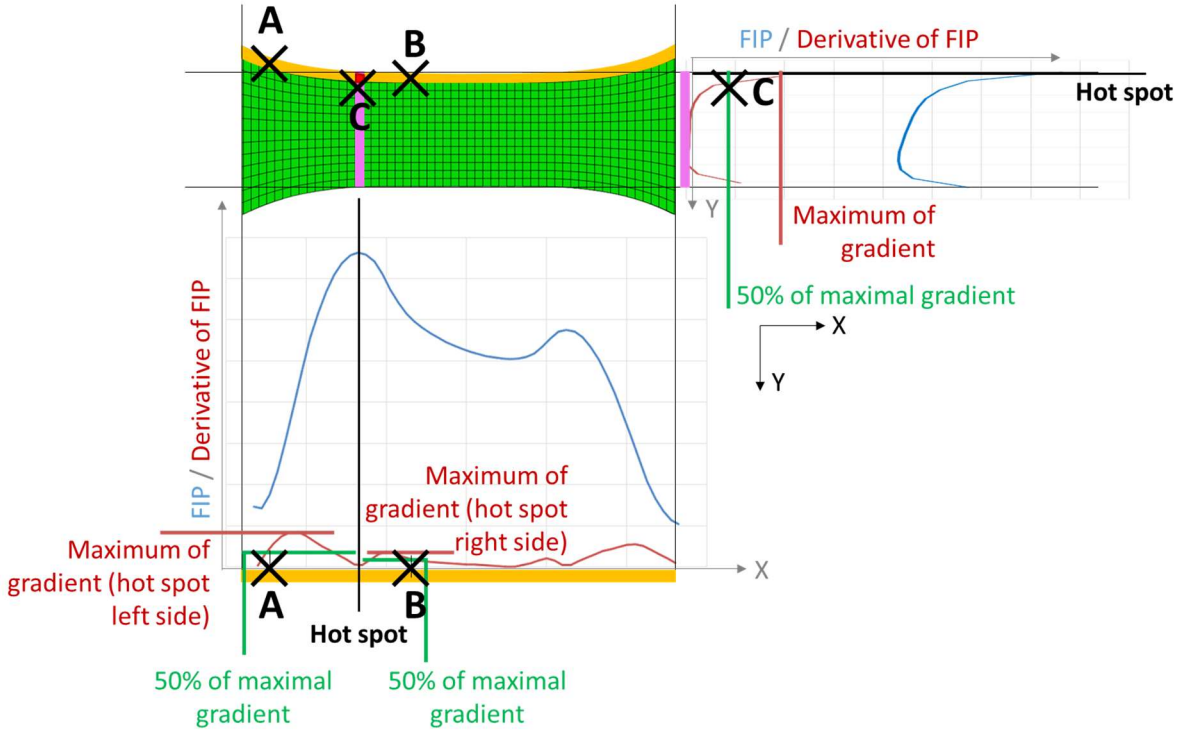


Figure 4-15 : Etape 5 de la définition du domaine d'intégration dans le plan : choix du seuil de gradient maximal de FIP et détermination des points pour la détermination des contours du domaine

Etape 6 : Les frontières du domaine d'intégration dans le plan sont complètement déterminées. Dans l'exemple de la figure 4-16, seules deux directions ont été étudiées. Dans ce cas, la forme proposée est un rectangle arqué dont les contours suivent les bords de l'éprouvette.

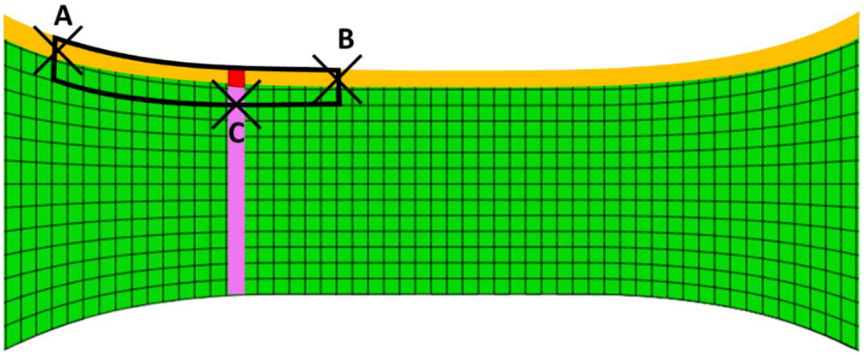


Figure 4-16 : Etape 6 de la définition du domaine d'intégration dans le plan : détermination de la forme finale du domaine d'intégration dans le plan (Encadré noir)

Etape 7 : Le volume d'intégration sur lequel moyenner le FIP est finalement défini. Il est constitué du domaine précédemment déterminé dans le plan (Etapes 1 à 6) et de la totalité de l'épaisseur correspondante dans la troisième direction.

Le volume d'intégration ainsi défini permet de prendre en compte les gradients d'énergie dissipée dans l'épaisseur mais aussi dans le plan de l'éprouvette étudiée. De plus, puisque la méthode pour le définir s'appuie directement sur les champs en sortie de la simulation par éléments finis, le volume d'intégration peut varier en fonction de l'orientation des fibres dans le composite, du chargement ainsi que de la géométrie de l'éprouvette. Pour cette même raison, le volume d'intégration est également dépendant du maillage.

3.1.2 Définition des chemins et directions d'étude associées pour les différentes géométries d'éprouvettes

Le maillage de chacune des éprouvettes a été choisi de sorte à être parfaitement structuré. Ainsi, les chemins suivis pour l'observation du gradient du FIP dans les directions d'étude retenues (Etape 3, paragraphe 3.1.1) suivent les éléments du maillage. Pour les éprouvettes planes (Dogbone et papillons), les chemins suivent les contours latéraux des éprouvettes et les directions d'étude associées sont les directions du repère cartésien (x et y). Un exemple de chemin dans ces directions est donné sur la figure 4-17 a pour les éprouvettes papillon.

Pour les éprouvettes tubulaires, le système d'axes choisi est naturellement le repère cylindrique. Les valeurs moyennes du FIP sur les « mailles dans l'épaisseur » ne varient pas sur la circonférence du tube (aux faibles fluctuations numériques près). Par construction, le modèle est en effet axisymétrique. La différence entre le maximum et le minimum de FIP représente moins de 0.1% de la moyenne du FIP sur cette circonférence. Cela est vrai pour tous les chargements. Ainsi, la direction d'étude du gradient du FIP est l'axe du tube et on prend comme chemin n'importe quelle génératrice (voir exemple de chemin sur la figure 4-17b). Tous les éléments d'un anneau dont la hauteur sera fixée par l'étude du gradient du FIP (Etape 5, paragraphe 3.1.1) seront considérés dans le volume d'intégration.

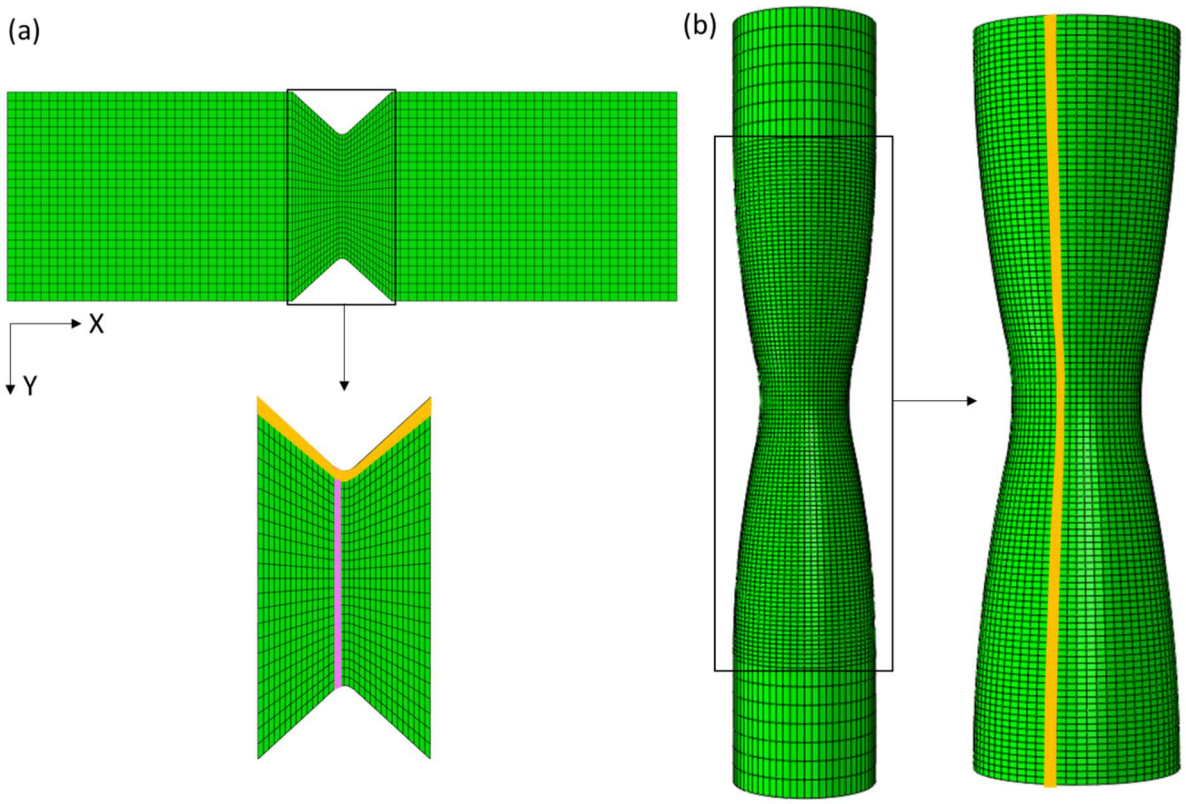


Figure 4-17 : (a) Exemple de chemin dans les deux directions d'étude retenues pour une éprouvette papillon ; (b) Exemple de chemin le long de la génératrice pour une éprouvette tubulaire

3.2 Résultats et analyse

La définition du volume d'intégration sur lequel le FIP est moyenné est à présent testée pour tous les chargements et géométries de la base de données. L'objectif est de valider la méthodologie de définition proposée au paragraphe 3.1 sur un maximum de cas, en commençant par un cas de traction uniaxiale sur une géométrie simple, les éprouvettes Dogbone. Toujours pour un chargement uniaxial, la pertinence du volume d'intégration est évaluée pour les éprouvettes papillon présentant une singularité géométrique et donc un concentrateur de champs.

La méthodologie est ensuite testée pour les chargements de torsion sur tubes ou de cisaillement sur éprouvettes papillon. Enfin, elle sera évaluée pour des chargements de traction-torsion combinées sur tubes pour vérifier sa pertinence dans le cas de chargements multiaxiaux.

Dans tous les cas, on superposera les domaines d'intégration obtenus aux cartographies du FIP aux nœuds en *surface* de l'éprouvette. Il est important de souligner que les gradients de FIP observés sur les cartographies en surface ne sont que partiellement représentatifs des gradients du FIP considérés pour la définition des domaines d'intégration. En effet, le FIP est moyenné sur chaque « maille dans l'épaisseur » et c'est le gradient spatial de cette moyenne selon des directions choisies qui est évalué, puis exploité, pour la définition de la taille du domaine d'intégration dans le plan de l'éprouvette (voir paragraphe 3.1). Les cartographies seront par ailleurs réalisées au plus haut niveau de chargement.

Puis, les durées de vie simulées en utilisant la valeur moyenne du FIP sur le volume d'intégration en entrée du critère de fatigue seront comparées aux valeurs expérimentales d'une part, et aux valeurs obtenues en utilisant l'ancienne stratégie de moyenne sur la « maille dans l'épaisseur » d'autre part. On rappelle que, dans cette ancienne stratégie, la valeur moyenne maximale sur l'ensemble des « mailles dans l'épaisseur » est introduite en entrée du critère. Cette ancienne stratégie est qualifiée de « méthode point chaud » dans la suite. Le critère de fatigue utilisé est le critère en énergie dissipée original (Equation (3-4)). Quelle que soit la stratégie (moyenne sur le volume d'intégration ou « sur la maille dans l'épaisseur » la plus critique), les paramètres du critère sont ceux consignés dans le tableau 4-1 à la ligne « maille dans l'épaisseur ». Ils ont été identifiés sur la courbe représentant le FIP moyen (sur la « maille dans l'épaisseur » la plus critique) en fonction des durées de vie expérimentales des éprouvettes Dogbone à 0° en traction R=0.1 (voir paragraphes 4.2 et 4.3 du chapitre 3).

3.2.1 Eprouvettes sous essais uniaxiaux de traction-compression

Les étapes de la méthodologie proposée au paragraphe 3.1 pour définir le volume d'intégration sont appliquées pour chaque niveau de charge des différentes courbes S-N disponibles (4 rapports de charge et 3 orientations). Sauf mention contraire, le seuil de gradients d'énergie utilisé dans la suite de ce paragraphe est de 50%. Pour chacune des orientations, le volume d'intégration obtenu est le même pour tous les rapports et niveaux de charge testés. Il diffère cependant en fonction de l'orientation comme le montre la figure 4-18 où les cartographies de FIP sont représentées aux nœuds de la couche de peau en surface pour le niveau de charge le plus élevé et R= 0.1. Etant donnée la définition du volume d'intégration fondée sur les *gradients* de FIP et non sur les valeurs du FIP lui-même, des zones déchargées peuvent être considérées dans le volume d'intégration. C'est ce que l'on observe dans le cas des éprouvettes Dogbone à 0° et à 90° où des éléments très proches du bord de la partie utile et présentant des FIP faibles sont pris en compte dans le volume. Ce phénomène serait minimisé en relevant le seuil de gradient d'énergie de 50% considéré ici.

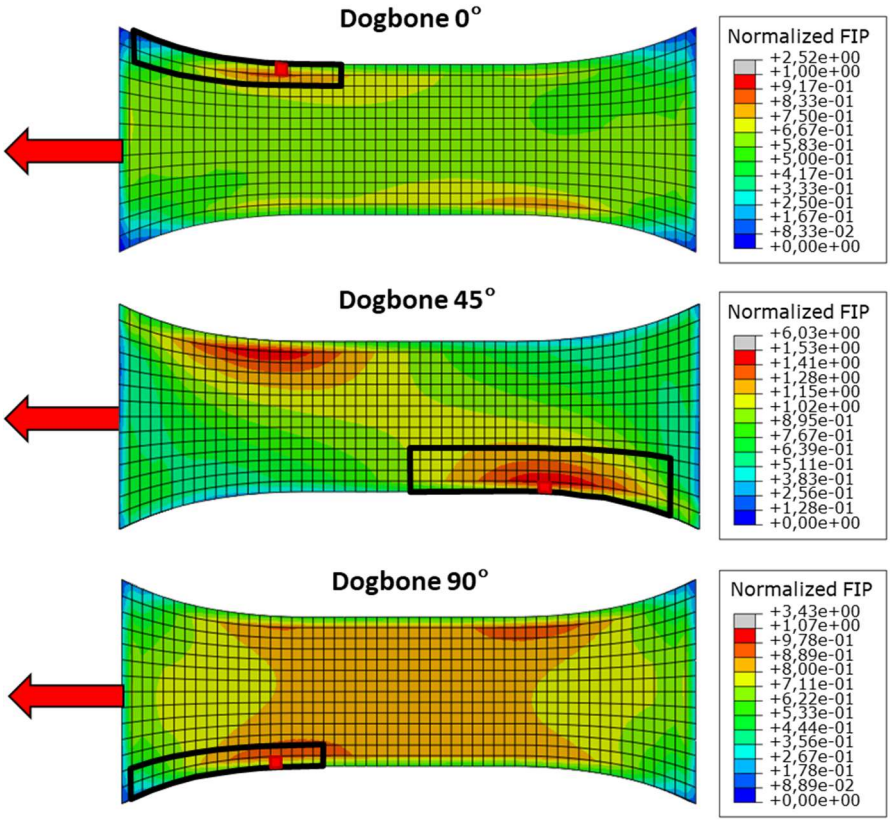


Figure 4-18 : Représentation des volumes d'intégration pour un seuil fixé à 50% des gradients de FIP (Encadrés noirs) et des points chauds (Rectangles rouges) sur la cartographie du FIP aux nœuds en surface des éprouvettes Dogbone pour les 3 orientations, 0°, 45° et 90°. Les flèches rouges représentent le sens de chargement pour R= 0.1 et le niveau de charge le plus élevé des courbes S-N

Intéressons-nous à présent aux prédictions de durées de vie. La figure 4-19 représente les courbes de Wöhler expérimentales (croix) et prédites à partir du FIP moyenné sur le volume d'intégration (losanges) ou selon la stratégie « point chaud », c'est-à-dire sur la « maille dans l'épaisseur » la plus chaude (cercles). La figure 4-20 représente les écarts en décades entre les durées de vie expérimentales et les durées de vie prédites, c'est-à-dire le logarithme du rapport durée de vie expérimentale sur durée de vie prédite. Lorsque celui-ci est positif, cela signifie que la durée de vie expérimentale est plus grande que la durée de vie prédite, la prédiction est donc conservative. A l'inverse, lorsqu'il est négatif, la prédiction est non-conservative.

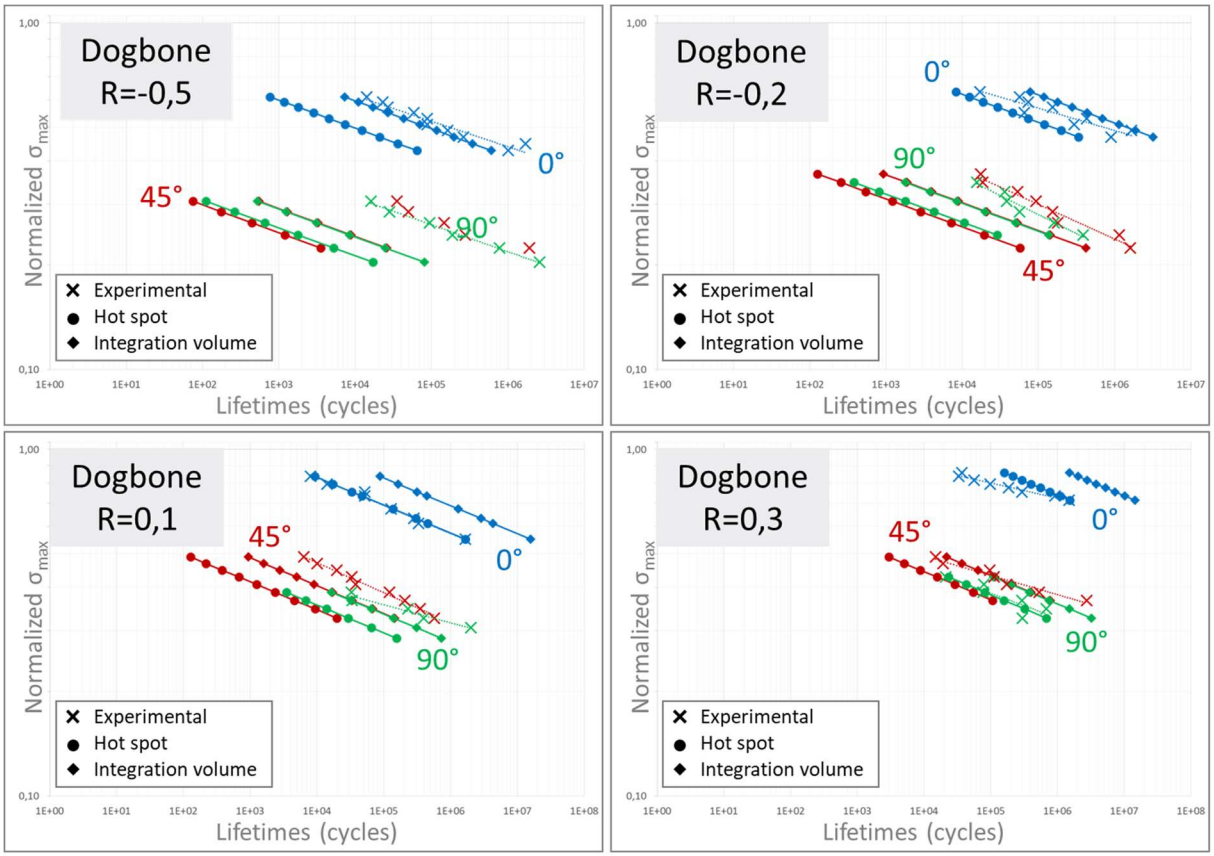


Figure 4-19 : Comparaison entre les courbes de Wöhler calculées avec le volume d'intégration ou avec la méthode « point chaud » et les courbes expérimentales pour les éprouvettes Dogbone à 0°, 45° et 90 et différents rapports de charge. Les frontières du volume d'intégration sont fixées à 50% du gradient maximal de FIP.

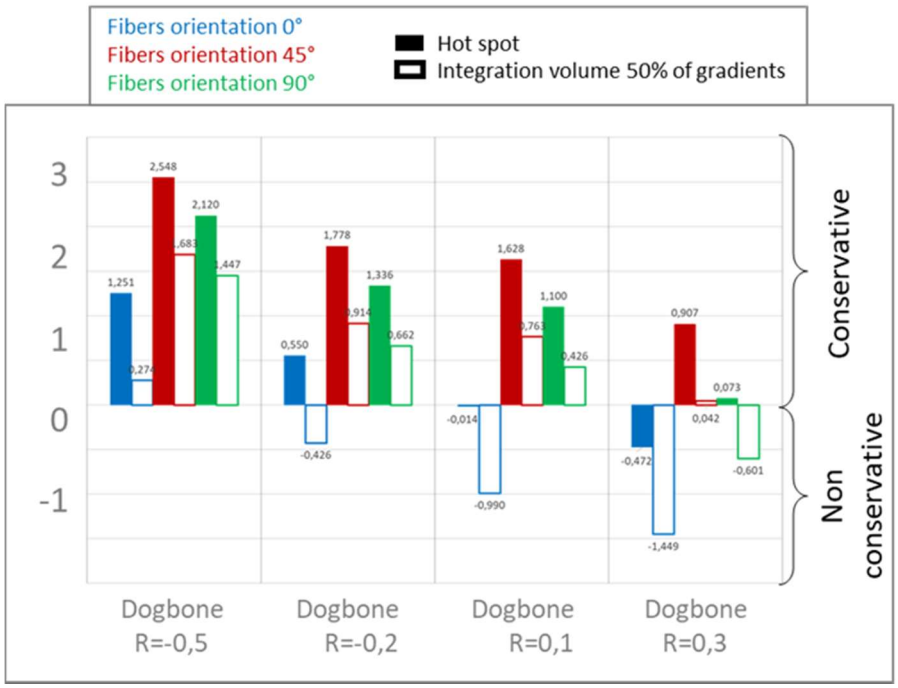


Figure 4-20 : Ecarts (en décades) entre durées de vie expérimentales et durées de vie prédites avec le volume d'intégration ou avec la méthode « point chaud » pour les éprouvettes Dogbone. Les frontières du volume d'intégration sont fixées à 50% du gradient maximal de FIP. Les écarts mentionnés sont moyennés sur tous les niveaux de chargement de la courbe S-N correspondant au couple (R, orientation) considéré

Quelle que soit la stratégie de prédiction adoptée (point chaud ou volume d'intégration) et quelle que soit l'orientation, l'écart entre expérience et prédiction diminue lorsque le rapport de charge augmente. De plus, quel que soit le rapport de charge, l'écart est plus grand pour les prédictions à 45° qu'à 90°, qu'à 0°.

Du point de vue du conservatisme des prédictions, la stratégie en point chaud donne des résultats toujours conservatifs pour les éprouvettes à 45° et à 90°. A 0° et à rapport de charge élevé (R=0.3), la durée de vie prédite devient non-conservative. De plus, quelle que soit l'orientation, l'écart entre les prédictions des deux stratégies est constant en fonction du rapport de charge. Comme évoqué au paragraphe 4.1 du chapitre 3, le volume d'intégration inclut le point chaud mais aussi d'autres éléments dont le FIP est plus faible. De ce fait, les durées de vie prédites avec le volume d'intégration sont supérieures à celles obtenues avec la méthode point chaud ». Ceci a pour effet de décaler les courbes vers la droite dans la représentation de la figure 4-19. Le phénomène est analogue à ce qui avait déjà été observé par comparaison des méthodes « par élément » ou « en moyenne dans l'épaisseur » au paragraphe 1 de ce chapitre. Dans le cas présent, on observe trois situations différentes. Lorsque les prédictions avec la méthode « point chaud » sont non-conservatives, les prédictions avec le volume d'intégration sont de moins bonne qualité (à la foi non-conservatives et plus éloignées des valeurs expérimentales). C'est le cas des éprouvettes à 0° pour R=0.3. Lorsque la stratégie « point chaud » donne des résultats fortement conservatifs, les prédictions avec le volume d'intégration sont de meilleure qualité (à la fois conservatives et plus proches des valeurs expérimentales). Cela concerne la majorité des couples rapports de charge-orientation. Enfin, lorsque la prédiction avec la stratégie « point chaud » est faiblement conservative, la durée de vie prédite avec le volume d'intégration devient non-conservative. C'est ce qui est observé pour les éprouvettes Dogbone à 0° pour un rapport de charge supérieur à -0.2 mais également pour les éprouvettes à 90° à R=0.3. Dans ce cas, une solution pourrait être de réduire la taille du volume pour exclure les mailles faiblement chargées en augmentant la valeur du seuil sur le gradient maximal de FIP.

Des tests ont ainsi été effectués pour un seuil de 80%.

La figure 4-21a représente les volumes d'intégration obtenus avec un seuil fixé à 50% ou à 80% du gradient maximal de FIP pour les éprouvettes Dogbone à 0°, 45° et 90°. La figure 4-21b représente les écarts entre durées de vie expérimentales et durées de vie prédites avec ou sans volume d'intégration. Les barres évidées représentent les écarts pour un volume basé sur 50% du gradient maximal de FIP tandis que les barres hachurées correspondent à un volume basé sur 80% du gradient maximal de FIP. L'écart obtenu avec les deux volumes est plus grand à 45° que pour les autres orientations. Cela peut s'expliquer par le fait que le volume d'intégration est plus fortement réduit par l'augmentation du seuil de gradients pour les éprouvettes à 45° qu'à 0° ou qu'à 90°. En effet, la surface de l'encadré jaune à 45° représente un tiers de celle de l'encadré noir quand elle en représente la moitié ou plus pour les deux autres orientations.

Ainsi, les prédictions de durées de vie qui étaient non-conservatives avec un volume à 50% sont améliorées, c'est-à-dire que les barres hachurées pointant vers le bas sont plus courtes que les barres évidées. Ces nouveaux résultats s'intercalent de façon logique entre la méthode « point chaud », très locale, et celle basée sur le volume d'intégration à 50%. Ainsi, certaines prédictions non-conservatives le sont devenues. Cependant, cette amélioration s'accompagne d'une augmentation de l'écart entre expérience et simulation lorsque les prédictions avec un seuil à 50% sont conservatives (les barres évidées pointant vers le haut sont plus petites que les barres hachurées). Une fois encore, tout est affaire de compromis.

L'écart obtenu avec les deux volumes est plus grand à 45° que pour les autres orientations. Cela peut s'expliquer par le fait que le volume d'intégration est plus fortement réduit par l'augmentation du seuil de gradients pour les éprouvettes à 45° qu'à 0° ou qu'à 90°. En effet, la surface de l'encadré jaune à 45° représente un tiers de celle de l'encadré noir quand elle en représente la moitié ou plus pour les deux autres orientations.

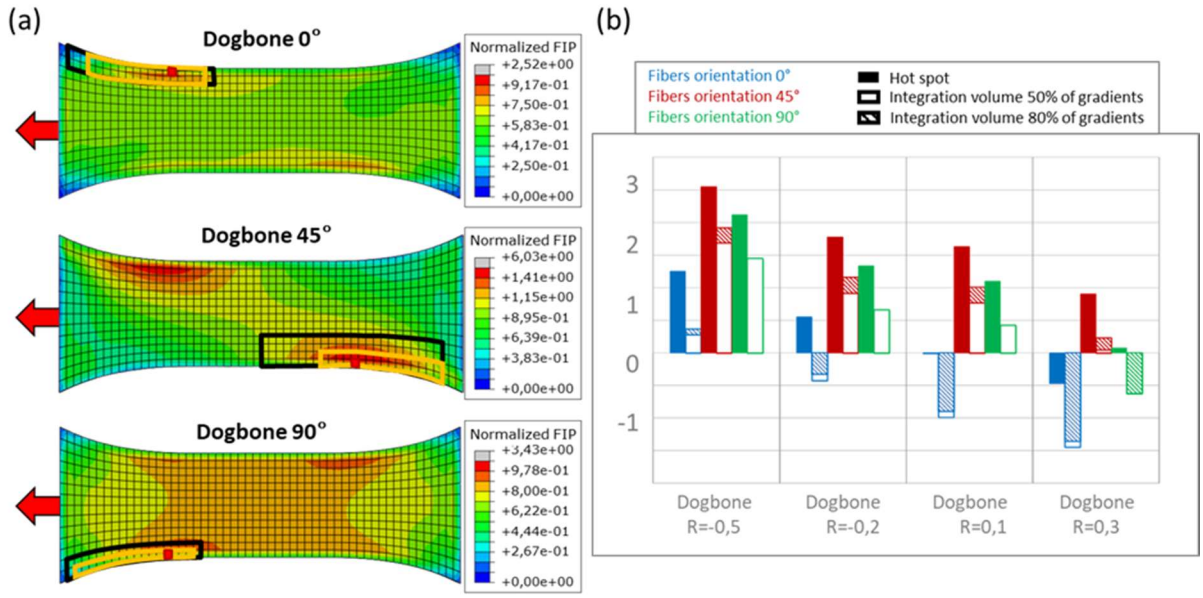


Figure 4-21 : (a) Représentation des volumes d'intégration pour un seuil fixé à 50% (Encadrés noirs) ou 80% (Encadrés jaunes) du gradient maximal de FIP et des points chauds (Rectangles rouges) sur la cartographie du FIP aux nœuds en surface des éprouvettes Dogbone pour les 3 orientations, 0°, 45° et 90°. Les cartographies sont réalisées pour R=0.1 et le niveau de charge le plus élevé des courbes S-N ; (b) Ecarts(en décades) entre durées de vie expérimentales et durées de vie prédites avec le volume d'intégration ou avec la méthode « point chaud ». Les frontières du volume d'intégration sont fixées à 50% ou 80% du gradient maximal de FIP. Les écarts mentionnés sont moyennés sur tous les niveaux de chargement de la courbe S-N correspondant au couple (R, orientation) considéré.

La figure 4-22 présente les domaines d'intégration obtenus pour les autres géométries d'éprouvettes sollicitées en traction à R=0 afin de voir l'influence du niveau de singularité macroscopique considéré sur les domaines obtenus. Le seuil de gradient du FIP est ici de 50% pour définir les frontières de ces domaines. Quelle que soit l'éprouvette, le domaine obtenu est indépendant du niveau de charge. Les domaines obtenus sont superposés aux cartographies du FIP aux nœuds en surface des éprouvettes à titre d'indication seulement.

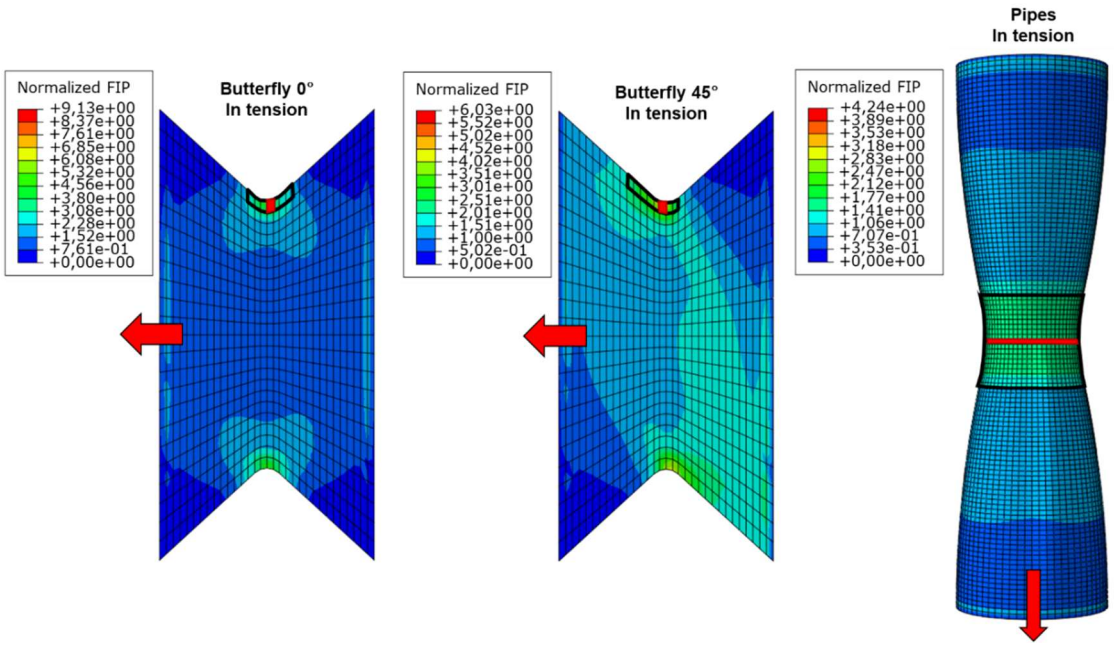


Figure 4-22 : Représentation des volumes d'intégration pour un seuil de gradient maximal du FIP fixé à 50% (encadrés noirs) et pour la méthode « points chauds » (rectangles rouges) sur la cartographie du FIP aux nœuds en surface des éprouvettes papillon à 0° et à 45° et pour les tubes en traction. Les flèches rouges représentent le sens du chargement de traction à R=0. Les cartographies sont réalisées pour le niveau de charge le plus élevé des courbes S-N. La taille du domaine d'intégration dans la direction de sollicitation obtenue précédemment pour les éprouvettes Dogbone (Figure 4-21) est équivalente à celle obtenue pour les éprouvettes tubulaires (Figure 4-22). Cela semble assez logique puisque le rayon de courbure dans la zone chaude est de 50mm pour les Dogbone et de 45.97mm pour les tubes. Les singularités sont d'acuité similaire.

La taille du domaine dans la direction de traction mais aussi dans la direction transverse est bien plus faible pour les éprouvettes papillon que pour les éprouvettes Dogbone. Le rayon d'entaille est de 1mm pour les éprouvettes papillon et le volume d'intégration mesure 2mm dans la direction de sollicitation. Ainsi, plus la singularité est forte, plus le volume d'intégration est petit. Cela est lié au critère utilisé pour déterminer la frontière du volume, basé sur une proportion du *gradient* maximum du FIP, comme l'illustre le schéma de la figure 4-23. Pour fixer les idées, ce schéma concerne le cas simple d'éprouvettes papillon pour lesquelles le FIP et son gradient seraient symétriques de part et d'autre du point chaud comme c'est le cas par exemple pour les éprouvettes à 0°. Trois éprouvettes de même longueur utile mais avec des entailles d'acuité croissante, i.e. des niveaux croissants de singularité géométrique y sont considérées. Plus la singularité est forte, plus la valeur maximale de la dérivée du FIP (représentant le gradient de FIP) est élevée. Or, au point où le FIP est maximum, la dérivée est nulle. Il en est de même au niveau des mors où le FIP est constant et égal à 0. Dans la mesure où le point de FIP maximal (point chaud) correspondant à la singularité est à mi-chemin des mors, plus cette singularité est forte, plus la pente de la dérivée est élevée (*cf.* Figure 4-23b). Alors, le seuil de du gradient choisi pour définir la frontière du volume d'intégration (50% pour la figure 4-23b) se situe à une distance plus faible du point chaud, réduisant par là même la taille du domaine d'intégration dans cette direction.

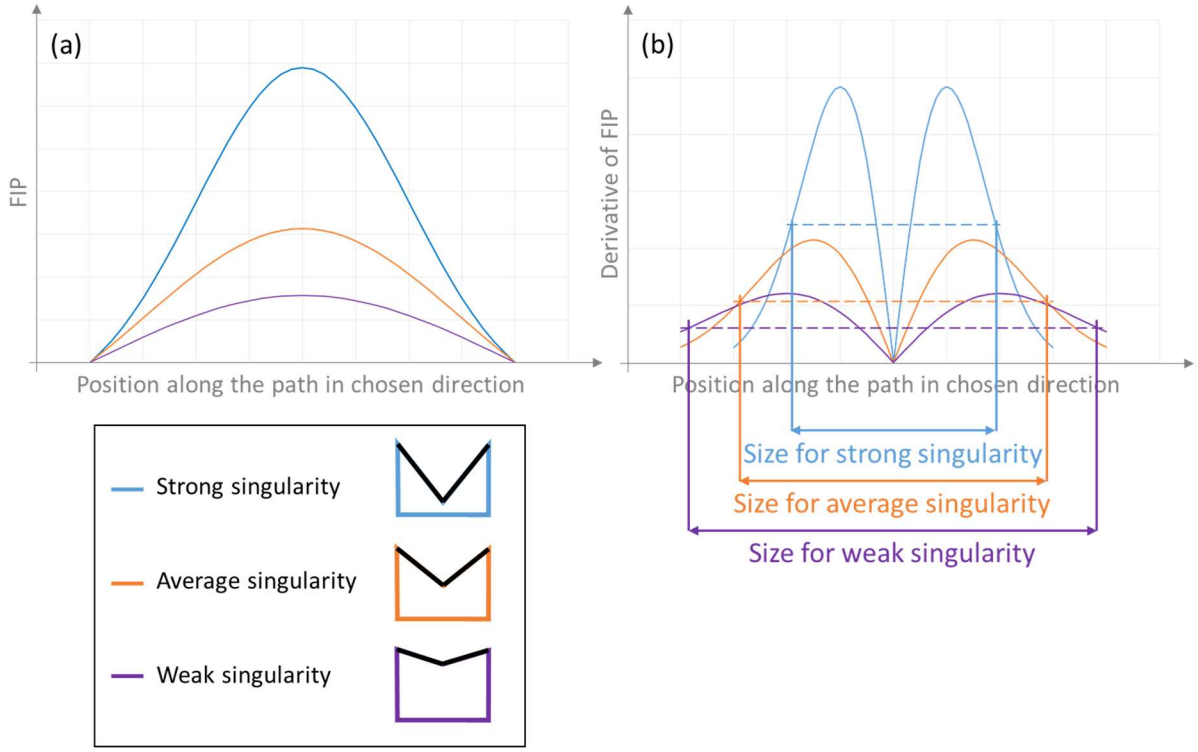


Figure 4-23 : Représentation schématique de l'évolution du FIP et de sa dérivée sur le chemin indiqué en noir pour des éprouvettes papillon avec des entailles d'acuité croissante et tailles correspondantes du domaine d'intégration dans la direction

Pour les trois éprouvettes de la figure 4-22, symétriques, le point chaud est situé au centre de la partie utile. Cela est en accord avec la zone d'amorçage observée par l'expérience. Pour les éprouvettes papillon à 0°, le champ de FIP observé est symétrique par rapport à l'axe de sollicitation. Pour les éprouvettes à 45° en revanche, ce champ semble suivre une direction diagonale qui correspond à la direction des fibres. Attention, les cartographies de FIP de la figure 4-22 représentent le FIP pour la couche extérieure d'éléments uniquement.

La figure 4-24 représente les courbes de Wöhler correspondant aux éprouvettes papillon et aux tubes en traction. Les durées de vie prédites pour les éprouvettes tubulaires sont non-conservatives, autant avec la méthode point chaud qu'avec le volume d'intégration. Les prédictions sur éprouvettes papillon à 45° sont conservatives avec la méthode « point chaud » mais l'emploi du volume d'intégration dégrade les résultats au sens où ils deviennent non-conservatifs. Enfin, les prédictions sur éprouvettes papillon à 0° sont conservatives avec la méthode « point chaud » et l'utilisation du volume d'intégration fournit des prédictions très proches des durées de vie expérimentales bien que non-conservatives.

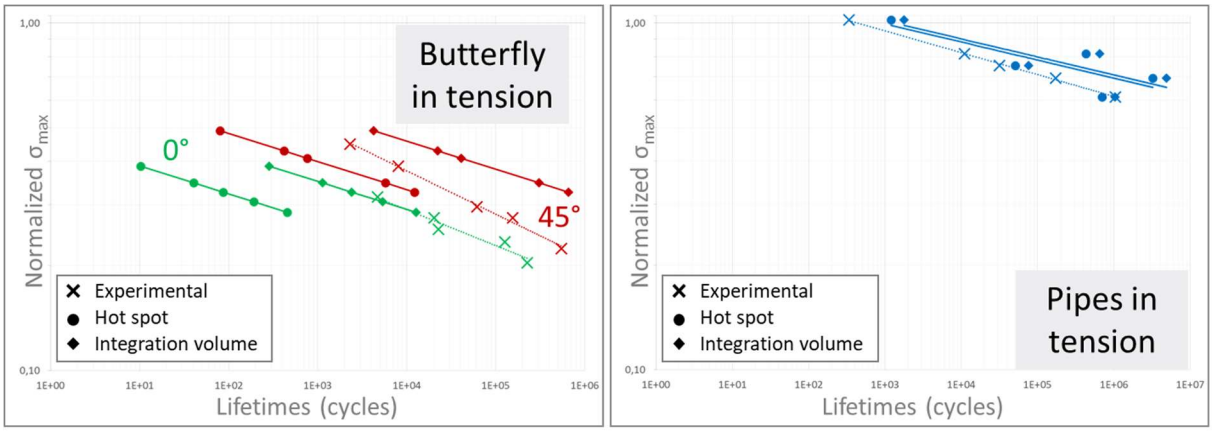


Figure 4-24 : Comparaison entre les courbes de Wöhler calculées avec le volume d'intégration ou avec la méthode « point chaud » et les courbes expérimentales pour les éprouvettes papillon à 0°, 45° et pour les éprouvettes tubulaires. Traction à R=0. Les frontières du volume d'intégration sont fixées à 50% du gradient maximal de FIP.

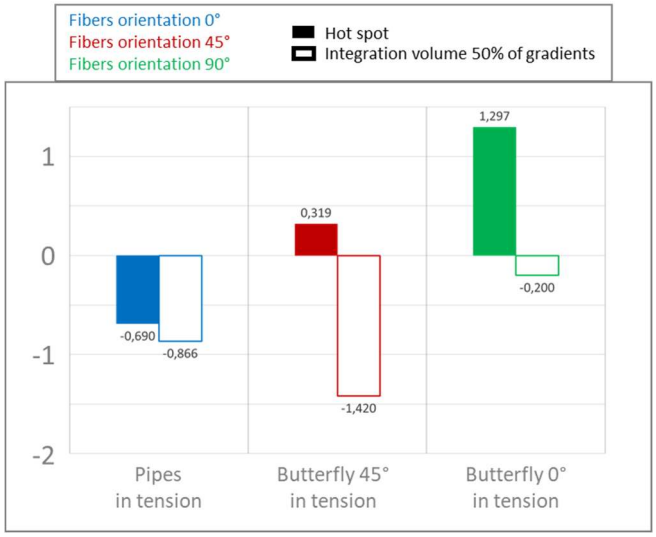


Figure 4-25 : Ecarts (en décades) entre durées de vie expérimentales et durées de vie prédites avec le volume d'intégration ou avec la méthode « point chaud » pour les éprouvettes papillon à 0°, 45° et les tubes. Traction à R=0 Les frontières du volume d'intégration sont fixées à 50% du gradient maximal de FIP. Les écarts mentionnés sont moyennés sur tous les niveaux de chargement de la courbe S-N considérée.

La figure 4-25 regroupe les écarts entre durées de vie expérimentales et durées de vie prédites par les deux stratégies. Tout d'abord, il est notable que la différence entre les deux stratégies est identique pour les éprouvettes papillon, quelle que soit leur orientation. Cet écart vaut 1.7 décades. L'indépendance à l'orientation n'existait pas pour les éprouvettes Dogbone. Cela pourrait s'expliquer par la taille du volume d'intégration. En effet, pour les éprouvettes Dogbone, le volume d'intégration était plus grand à 45° qu'à 0°, ce qui n'est pas le cas avec les éprouvettes papillon. Pour ces dernières, le champ de FIP est plus confiné autour de la singularité qu'il ne l'était pour les éprouvettes Dogbone. L'orientation des fibres influence la taille du volume d'intégration de façon moindre.

La différence entre les durées de vie prédites par les deux stratégies est plus faible pour les éprouvettes tubulaires. Elle représente moins de 0.2 décades. Cela est dû au fait que le champ de FIP (moyen dans l'épaisseur) est quasi homogène dans le tube. Ainsi, lorsque la singularité géométrique est faible, ce qui est le cas des tubes, et que le chargement macroscopique est

uniaxial, la taille du volume d'intégration ne change que faiblement la prédiction de durées de vie.

Enfin, pour les éprouvettes papillon à 0° comme à 45°, la stratégie utilisant le volume d'intégration conduit à des durées de vie non-conservatives contrairement à la méthode point chaud. Comme dans le cas des Dogbone, le problème pourrait être résolu par une augmentation du seuil de gradient employé dans la définition du volume d'intégration. La figure 4-26a représente ainsi les volumes d'intégration pour 50% et 80% du gradient maximal de FIP dans le cas de éprouvettes papillon à 0° et à 45° et des tubes en traction. La figure 4-26b représente les écarts entre durées de vie expérimentales et durées de vie prédites avec les différentes stratégies. Comme on pouvait s'y attendre en raison de l'homogénéité du champ de FIP moyen dans le tube évoquée plus haut, aucune différence significative n'est générée par le changement de seuil dans le cas des tubes en traction. Les deux domaines sont similaires et par conséquence, les prédictions de durée de vie également.

Si, dans le cas des tubes, l'augmentation de 30% du seuil de gradient maximal réduit le volume d'intégration d'1/15ème de sa taille, elle réduit le volume d'intégration d'environ un quart dans le cas des éprouvettes papillon.

Par suite, le conservatisme des durées de vie est amélioré. A 0°, les durées de vie prédites deviennent conservatives et à 45°, l'écart à l'expérimental est réduit bien que les durées de vie prédites restent non-conservatives. La différence entre les durées de vie prédites avec un seuil à 50% et un seuil à 80% du gradient de FIP représente environ 1 décade. Cela peut sembler conséquent et un compromis pourrait probablement être trouvé entre ces deux valeurs. Cependant, des tests complémentaires dans les cas des éprouvettes papillon ont montré que des valeurs intermédiaires ne permettent pas de trouver de domaine d'intégration compris entre celui à 50% et celui à 80%. En effet, lorsque le seuil de gradient est de 72%, le domaine obtenu est le même qu'avec 50%. Avec un seuil à 73%, on obtient le même domaine qu'avec 80%. Le domaine d'intégration suit les contours des éléments, i.e. la frontière du domaine d'intégration ne traverse pas les éléments. En conséquence, le contour final du domaine d'intégration dans le plan ne dépend pas uniquement de la valeur de seuil choisie sur le gradient du FIP, mais également de la finesse du maillage. Se pose donc à nouveau la question générale du compromis à trouver entre maillage fin (souhaitable pour bien décrire les champs au voisinage de la singularité et pour définir finement le domaine d'intégration dans le plan) et plus grossier (cohérent avec les longueurs caractéristiques de la microstructure et souhaitable pour minimiser le temps de calcul sur une structure complexe).

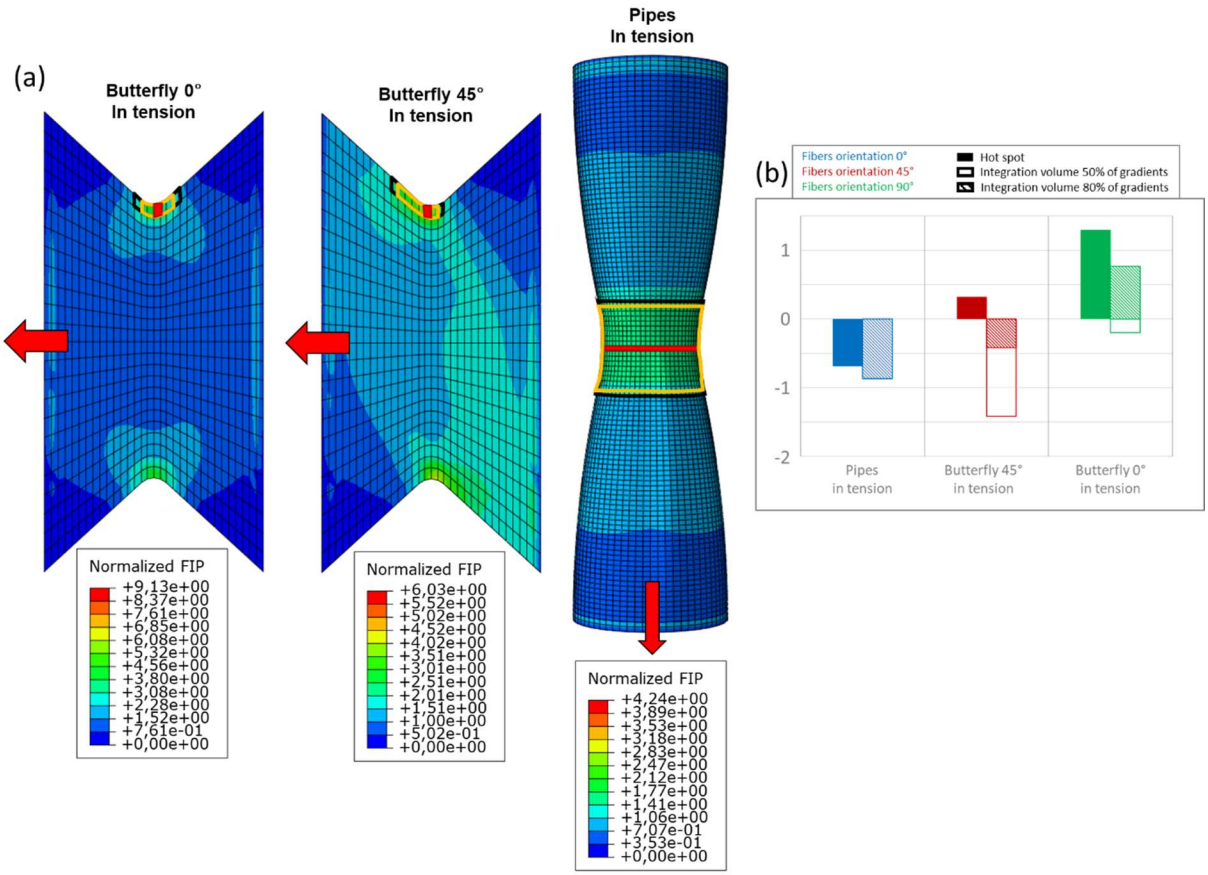


Figure 4-26 : (a) Représentation des volumes d'intégration pour un seuil fixé à 50% (Encadrés noirs) ou 80% (Encadrés jaunes) du gradient maximal de FIP et des points chauds (Rectangles rouges) sur la cartographie du FIP aux nœuds en surface des éprouvettes. Eprouvettes papillon à 0° et à 45° et tubes en traction à R=0. Les cartographies sont réalisées au niveau de charge le plus élevé des courbes S-N ; (b) Ecarts (en décades) entre durées de vie expérimentales et durées de vie prédites avec le volume d'intégration ou avec la méthode « point chaud ». Le volume d'intégration employé prend en compte 50% ou 80% du gradient maximal de FIP. Les écarts mentionnés sont moyennés sur tous les niveaux de chargement de la courbe S-N considérée.

En chargement de traction uniaxiale, le volume d'intégration s'agrandit lorsque la singularité diminue. De plus, au vu des prédictions de durées de vie réalisées pour les éprouvettes papillon, il serait préférable d'utiliser un volume basé sur 80% du gradient maximal de FIP. Les deux valeurs de seuil étudiées donnant des résultats similaires sur toute la base de données des éprouvettes Dogbone, le meilleur compromis concernant les éprouvettes en traction-compression est de considérer 80% du gradient maximal de FIP dans la définition du volume d'intégration.

3.2.2 Essais Iosipescu et éprouvettes en torsion

Ce paragraphe aborde désormais le chargement de cisaillement au moyen des essais Iosipescu sur éprouvettes papillon et de la torsion sur tube. Le volume d'intégration correspondant à un seuil fixé à 50% du gradient maximal de FIP a été déterminé. Il est identique pour tous les niveaux de charge et est représenté sur la cartographie de FIP en peau à la figure 4-27.

Pour les éprouvettes papillon à 0°, le champ de FIP en peau montré sur la figure 4-27 est très homogène dans le ligament. Cela confirme par le calcul ce qui a été observé en surface au chapitre 2 (voir paragraphe 2.4). En revanche, on constate que la « maille dans l'épaisseur » la plus critique, prédisant le lieu d'amorçage, est située au centre de la partie utile (voir rectangle rouge) alors que la fissure fatale s'est amorcée sur le bord de l'entaille. Pour cet essai, le modèle semble donc ne pas être capable de capter le lieu d'amorçage. On souligne qu'une approche plus locale, fondée sur la valeur maximale de la moyenne du FIP par élément ne le permettrait pas non plus. En effet, cette dernière est également maximale au cœur de la partie centrale. Se pose ici la question sur la représentativité des conditions aux limites utilisées, présentées en annexe B par rapport à la réalité du chargement.

Le volume d'intégration obtenu pour les éprouvettes papillon soumises à des essais Iosipescu est très grand et logiquement très différent de celui qui a été déterminé en traction uniaxiale (Figure 4-22).

Les éprouvettes papillon à 45° montrent également un champ de FIP relativement homogène dans le ligament en surface de l'éprouvette. La zone d'amorçage prédite est proche du fond d'entaille comme cela a été observé au chapitre 2 (*cf.* Figure 2-30). Contrairement aux éprouvettes orientées à 0°, le volume d'intégration est ici de petite taille. D'ailleurs, du fait de sa définition basée sur les gradients de FIP, certaines zones à FIP élevé ne sont pas prises en compte. Le cas des éprouvettes papillon à 45° sous essai Iosipescu en est un exemple.

Enfin, les éprouvettes tubulaires soumises à un chargement de torsion présentent un champ de FIP symétrique. La zone « circonférence » critique est située au centre de la partie utile, ce qui est en accord avec le lieu de rupture expérimental (voir paragraphe 4.2.2 du chapitre 2).

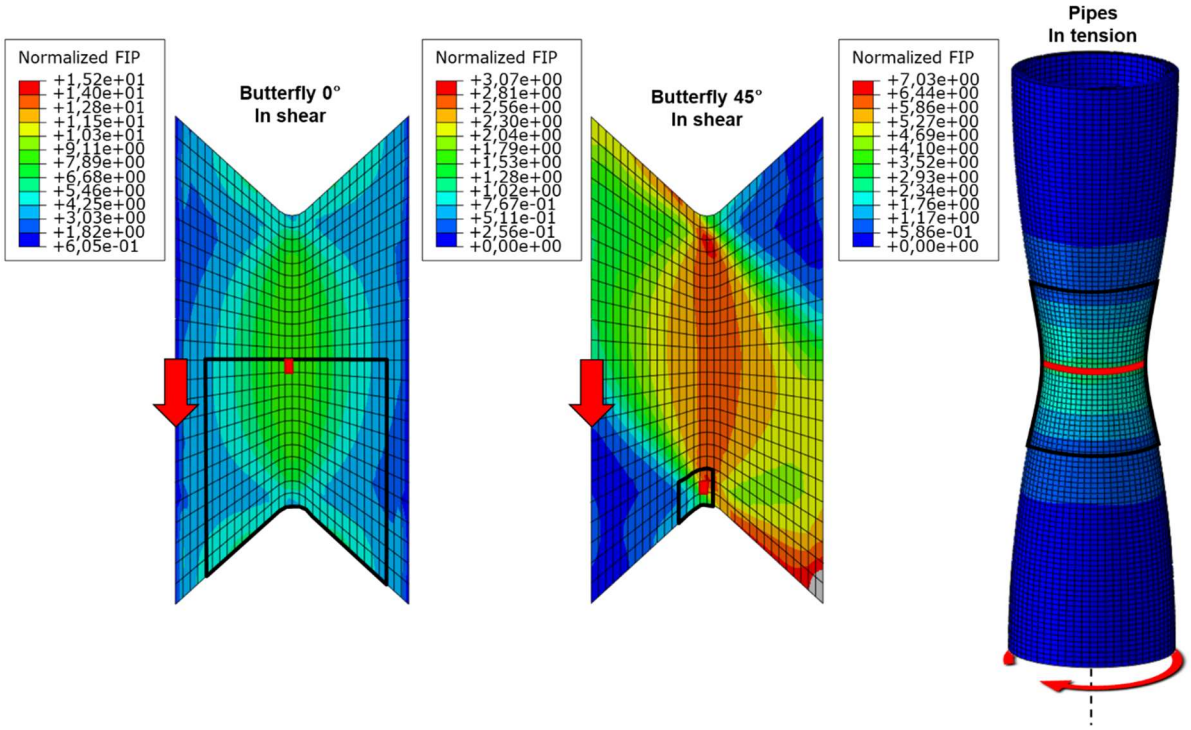


Figure 4-27 : Représentation des volumes d'intégration pour un seuil fixé à 50% (Encadrés noirs) du gradient maximal de FIP et des points chauds (Rectangles rouges) sur les cartographies du FIP aux nœuds en surface des éprouvettes papillon à 0° et 45° soumises à un essai Iosipescu et pour les tubes en torsion. La flèche rouge représente le sens de chargement de l'éprouvette, R=0. Les cartographies sont réalisées pour le niveau de charge le plus élevé des courbes S-N.

Les courbes de Wöhler sont représentées à la figure 4-28. Il est à noter que la résistance en fatigue des éprouvettes papillon à 0° sous essai d'Iosipescu est comparable à celle des tubes en torsion. D'ailleurs, pour ces deux types d'essais, les courbes de Wöhler simulées sont conservatives quelle que soit la méthode d'intégration du FIP. Le volume d'intégration améliore les prédictions de durées de vie qui sont plus proches des durées de vie expérimentales. Malgré cette amélioration, les courbes des éprouvettes papillon à 0° et des tubes en torsion se retrouvent classées dans le sens inverse de ce qui est attendu expérimentalement. Ce défaut n'est pas constaté avec la méthode « point chaud » où, à contrainte fixée, les éprouvettes papillon ont bien une durée de vie plus faible que les tubes, comme observé expérimentalement. Le classement inversé obtenu avec l'utilisation du volume d'intégration pourrait résulter du fait que l'effet du concentrateur de champ dans les éprouvettes papillon ait été trop compensé, c'est-à-dire que le volume d'intégration est trop grand par rapport à ce qu'il devrait. Ou alors, cela pourrait signifier que le volume d'intégration des tubes en torsion est trop petit par rapport à ce qu'il devrait. La première hypothèse semble la plus probable. En effet, l'évolution du FIP le long de l'axe vertical de l'éprouvette papillon à 0° est très faible sur un large domaine autour de la valeur maximale de FIP située au centre de l'éprouvette. Cette même évolution est très forte aux bords de l'éprouvette. Ainsi, les points où le gradient de FIP est maximal sont situés loin du point chaud, ce qui conduit à définir une taille de domaine dans la direction verticale trop importante. Le schéma de la figure 4-29 montre la différence entre un point chaud de type « pic » (Figure 4-29a), correspondant à ce qui est observé le long de l'axe vertical pour le tube en torsion et un point chaud de type « plateau » (Figure 4-29b), correspondant aux observations le long de l'axe vertical sur éprouvettes papillon à 0° sous essais Iosipescu.

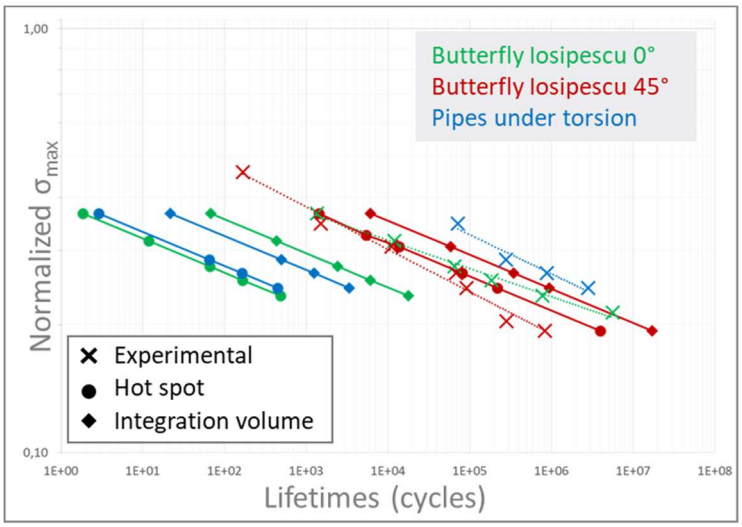


Figure 4-28 : Comparaison entre les courbes de Wöhler calculées avec le volume d'intégration ou avec la méthode « point chaud » et les courbes expérimentales pour les éprouvettes papillon à 0°, 45° sous essais Iosipescu et pour les éprouvettes tubulaires en torsion, R=0. Les frontières du volume d'intégration sont fixées à 50% du gradient maximal de FIP.

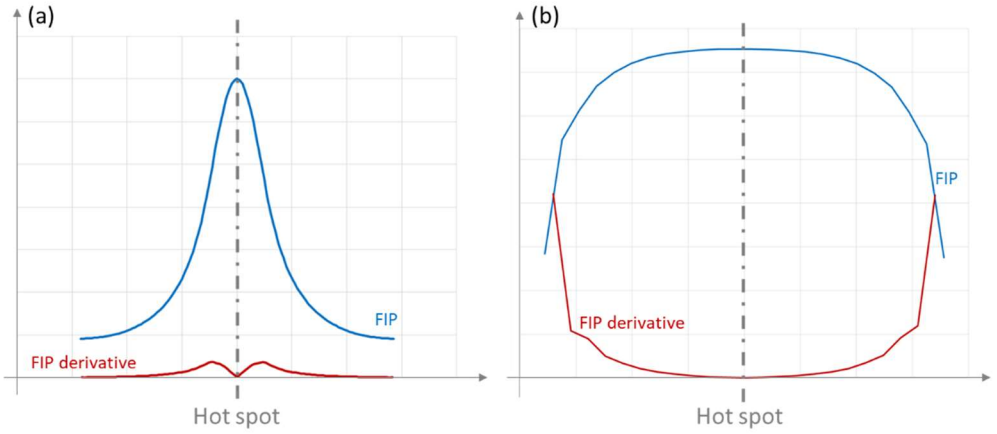


Figure 4-29 : Evolution du FIP et de sa dérivée le long d'un chemin pour un point de chaud de type (a) « pic » et (b) « plateau »

Les prédictions de durées de vie des éprouvettes papillon à 45° sous essais Iosipescu, obtenues avec la méthode « point chaud » sont déjà dans le domaine non-conservatif. L'utilisation du volume d'intégration ne pourra donc pas améliorer les prédictions de durées de vie (*cf.* paragraphe 4.1 du chapitre 3). Plusieurs paramètres peuvent être évoqués pour expliquer la non-conservativité des prédictions obtenues avec la méthode « point chaud », notamment la loi de comportement de la matrice et les paramètres du critère de fatigue. Les paramètres de la loi de comportement de la matrice ont été identifiés à partir d'essais de traction uniaxiaux menés sur éprouvettes Dogbone. De plus, seules des mesures de contraintes et de déformations dans la direction de sollicitation étaient disponibles. Il aurait été intéressant d'évaluer la qualité de la loi de comportement sur les essais d'Iosipescu. Cela n'a malheureusement pas été possible car le relevé des données expérimentales était trop peu échantillonné pour permettre une bonne description des boucles d'hystérèse (voir paragraphe 2.4 du chapitre 2).

De la même manière, la courbe d'identification du critère a été choisie parmi les courbes FIP-durées de vie correspondant aux éprouvettes Dogbone. Il pourrait être intéressant d'observer les prédictions de durées de vie obtenues en identifiant le critère sur une courbe correspondant à un chargement autre qu'un chargement de traction. Toutefois, identifier les paramètres du critère de fatigue à partir des essais uniaxiaux a l'avantage de se baser sur les essais les plus simples à réaliser en contexte industriel. Enfin, les paramètres du critère de fatigue ont été identifiés avec un volume d'intégration qui correspond à une maille dans l'épaisseur. Il a été montré au paragraphe 1.2 que si ces paramètres avaient été identifiés avec un élément unique dans l'épaisseur, les prédictions de durées de vie auraient été plus faibles qu'avec un volume dans l'épaisseur. L'écart entre les courbes obtenues avec ces deux stratégies était faible mais il pourrait peut-être suffire à ramener les courbes non-conservatives dans le domaine conservatif de prédiction.

3.2.3 Eprouvettes tubulaires sous chargement combiné de traction-torsion

Les éprouvettes tubulaires ont également été soumises à des essais de traction-torsion combinées. Ces essais sont répertoriés en fonction du rapport λ, rapport de la contrainte maximale appliquée de torsion sur celle de traction. Pour rappel (voir paragraphe 4.2.3 du chapitre 2), pour chaque valeur de λ, seul un niveau de charge a été testé. L'écart entre durée

de vie expérimentale et durée de vie prédite présenté sur la figure 4-30 pour chacune des valeurs de λ ne représente donc pas une moyenne sur tous les niveaux de charge d'une courbe de Wöhler mais seulement l'écart obtenu pour un unique niveau de chargement.

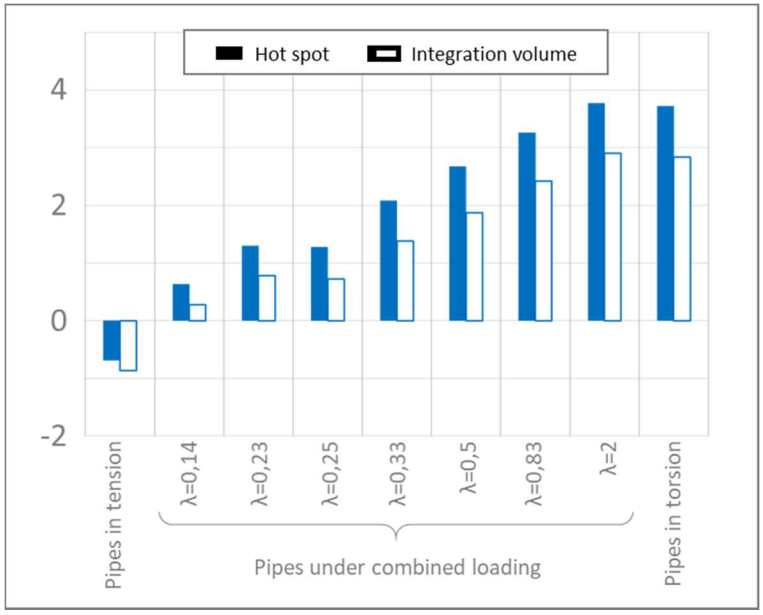


Figure 4-30 : Ecarts (en décades) entre durées de vie expérimentales et durées de vie prédites avec le volume d'intégration ou avec la méthode « point chaud » pour les éprouvettes tubulaires sous chargements combinés de traction-torsion, de traction pure et de torsion pure, à R=0. Les frontières du volume d'intégration sont fixées à 50% du gradient maximal de FIP. Les écarts mentionnés pour chaque valeur de λ ont été évalués pour un seul niveau de charge alors qu'ils correspondent à une moyenne sur tous les niveaux de charge de la courbe S-N en traction et torsion pures.

L'erreur entre durées de vie expérimentales et durées de vie prédites augmente lorsque le rapport λ augmente, quelle que soit la méthode d'application adoptée. Un tel résultat montre que la torsion est moins bien prise en compte que la traction par la méthodologie, indépendamment de la stratégie d'intégration du FIP. Cela rejoint ce qui a été observé sur les éprouvettes papillon soumises à des essais Iosipescu (voir paragraphe 3.2.2). Les mêmes remarques peuvent être reformulées ici quant aux faiblesses de l'identification de la loi de comportement de la matrice d'une part et au choix de la courbe d'identification des paramètres du critère de fatigue d'autre part, ces deux étapes ayant été réalisées en se basant exclusivement sur des essais uniaxiaux menés sur éprouvettes Dogbone.

Néanmoins, la différence entre les durées de vie prédites avec les deux stratégies augmente avec le rapport λ et les prédictions sont de meilleure qualité en utilisant le volume d'intégration (sauf en traction pure). Ce phénomène laisse à penser que la prise en considération d'un volume d'intégration tend tout de même à améliorer la prise en compte de la torsion.

Enfin, à l'exception du cas de chargement de traction simple, toutes les durées de vie prédites sont conservatives. L'utilisation d'un seuil de gradient maximal de FIP plus grand ne permettrait donc pas d'améliorer les résultats obtenus avec un seuil à 50%. En traction simple, l'effet de la taille du volume est faible (voir paragraphe 3.2.1) et dans les autres cas, utiliser un volume d'intégration plus petit ne ferait qu'augmenter le caractère conservatif des prédictions et dégrader leur qualité vis-à-vis de l'expérimental.

4 Bilan

L'objectif de ce chapitre était de proposer une amélioration de la forme du critère pour prendre en compte l'effet de contrainte moyenne sur une gamme de rapports de charge assez large. Pour cela, un facteur correctif de contrainte moyenne a été caractérisé. L'idée générale se base sur les travaux d'Ellyin et Kujawski ([Kuja95]). Ce travail a été réalisé sur la base de données des éprouvettes Dogbone pour des rapports de charge allant de -0.5 à 0.7. Les résultats obtenus sont encourageants et regroupent mieux les courbes de Wöhler pour des rapports de charge variés que les facteurs correctifs proposés dans la littérature des composites renforcés par des fibres de verre courtes. La forme du facteur correctif proposée est empirique. Les courbes de Wöhler à 6 rapports de charge différents ont été utilisées pour identifier la forme du facteur de correction. En pratique, un unique rapport de charge pourrait suffire mais la forme exponentielle du facteur correctif tend à faire penser que si ce rapport de charge est faible, le paramètre α pourrait être surestimé et la correction à haut rapport de charge serait alors trop forte. Ainsi, il est judicieux d'utiliser plusieurs rapports de charge pour déterminer le paramètre α ou de choisir un rapport de charge élevé. La validation de la forme de facteur correctif proposée pourrait s'effectuer sur un autre matériau ou un autre conditionnement. De la même manière, il aurait été intéressant d'appliquer la correction de contrainte moyenne proposée à la totalité de la base de données multiaxiale. Néanmoins, pour juger de la qualité de la correction, elle aurait dû être appliquée sur plusieurs rapports de charge. Cette étude pourrait donc être réalisée après complément de la base de données.

Les études réalisées au cours du projet DURAFIP2 ([Rajk00, Raph19b]) montrent qu'il existe des grandeurs plus adaptées que l'énergie dissipée pour restituer l'influence de la contrainte moyenne à fort rapport de charge. Elles suggèrent d'utiliser plutôt l'incrément de déformation moyenne. Ces travaux n'ont pour l'instant été testés que sur des éprouvettes de géométrie simple et dans le cadre d'essais uniaxiaux. L'inconvénient est que pour reproduire l'incrément de déformation moyenne, il est nécessaire d'utiliser une loi de comportement plus fine, augmentant alors les temps de calcul.

Le second objectif de ce chapitre était de chercher une méthode d'application du critère. Jusqu'ici, le critère de fatigue n'avait été utilisé qu'avec une méthode point chaud, c'est-à-dire avec une méthode très locale. Le travail réalisé a permis de définir une méthodologie pour définir un volume d'intégration adapté à de nombreuses situations. Cette définition est basée sur les gradients de FIP. La TPM a été appliquée à la totalité de la base de données disponible dans cette thèse, regroupant ainsi des trajets de chargements différents (traction, torsion, cisaillement, traction-torsion combinées) ainsi que des géométries différentes, présentant des singularités plus ou moins fortes (Dogbone, papillon et tube).

Sur la base de données étudiée, l'utilisation du volume d'intégration améliore généralement la qualité des prédictions de durée de vie. La comparaison des éprouvettes de différentes géométries en traction uniaxiale a permis de mettre en avant un effet de singularité. Plus la singularité est forte, plus le volume d'intégration est petit. Cependant, lorsque la singularité est trop aiguë, le volume d'intégration semble moins efficace que lorsque la singularité est faible. En ce qui concerne les éprouvettes soumises à un chargement de cisaillement, une amélioration a été observée pour les éprouvettes orientées à 0° et pour les tubes. En revanche, le cas des éprouvettes papillon orientées à 45° fait partie des cas dont les prédictions n'ont pas été améliorées par le volume d'intégration. Enfin, les essais sur chargement combiné montrent des résultats encourageants pour l'utilisation du volume d'intégration.

Ainsi, la méthodologie de définition du volume d'intégration semble être adaptée à la prédiction de durée de vie en fatigue dans le cas de chargements multiaxiaux. Parmi les deux seuils étudiés (50% et 80%), les deux présentent des avantages. En effet, le seuil à 50% permet d'obtenir des prédictions de durée de vie plus proches de l'expérimental qu'avec le seuil à 80%. Mais, dans la mesure où le caractère conservatif des résultats est une priorité, le seuil à 80% fournit plus souvent des résultats conservatifs que le seuil à 50%. Il s'agirait alors de trouver un compromis entre ces deux valeurs qui permette de proposer des prédictions de durée de vie toujours conservatives mais plus proches de l'expérience qu'avec le seuil à 80%. Les volumes d'intégration tels qu'ils sont définis ici suivent les contours du maillage. Ils dépendent donc des éléments choisis et particulièrement de leur taille. Pour permettre l'étude détaillée de la valeur du seuil à prendre en compte, il faudrait raffiner suffisamment ce maillage pour que même une faible variation du seuil ait une influence sur la taille du volume d'intégration. Une idée complémentaire pourrait être de considérer un seuil assez faible pour la définition du volume d'intégration proposée FIP et de combiner ce résultat avec un autre seuil qui concernerait les valeurs du FIP lui-même. Dans ce cas, la taille du volume d'intégration serait réduite, ce qui réduirait les durées de vie prédites et pourrait compenser le caractère non-conservatif des prédictions avec un seuil à 50%. La combinaison de ces deux types de seuils n'a pas de sens pour un seuil de gradients à 80% car les prédictions sont déjà conservatives. Les durées de vie prédites avec la combinaison des deux seuls seraient alors diminuées, éloignant un peu plus les prédictions des durées de vie expérimentales.

Une autre idée pourrait être de retravailler l'identification des paramètres du critère de fatigue. En effet, le choix dans cette thèse a été d'identifier le critère à partir de la courbe de Wöhler des éprouvettes Dogbone orientées à 0° et à rapport de charge R=0.1. Ces éprouvettes présentent des champs mécaniques dont la multiaxialité est peu marquée par rapport à ceux observés dans les éprouvettes papillon. Il a été montré que ce sont ces derniers essais qui sont les moins bien prédits par le modèle proposé. Ainsi, il pourrait être judicieux d'identifier le critère à partir d'essais faisant intervenir du cisaillement comme les essais Iosipescu ou les essais combinés par exemple.

Conclusion et perspectives

L'objectif de cette thèse était de proposer une démarche de dimensionnement par critère de fatigue de structures en composite à matrice polyamide renforcée par des fibres courtes de verre (PA66GF50). La méthodologie employée, dite « Through Process Modelling » (TPM) a été développée au cours des travaux de Klimkeit ([Klim09]) et de Fouchier ([Fouc18]).

Cette méthode TPM est une approche complètement intégrée depuis la simulation du procédé d'injection à la prédiction de durée de vie et s'appuie, dans le cas présent, sur un critère de fatigue en énergie dissipée, calculé à partir des composantes des champs dans toutes les directions. Elle permet de décrire les champs mécaniques locaux à partir de l'orientation des fibres dans le composite et des lois de comportement de chacun des composants.

Le dimensionnement en fatigue des structures nécessite de pouvoir prédire la durée de vie d'une pièce soumise à des chargements locaux ou globaux complexes. Or, dans la littérature, de nombreuses études ont été menées sur des éprouvettes de géométries simples, de type Dogbone soumises à des chargements de fatigue uniaxiaux. L'enjeu de la thèse était de progresser dans la détermination de la durée de vie d'une structure en conditions complexes en intégrant deux sources de complexité : la présence de singularités géométriques et une forme de chargements multiaxiaux.

Dans un premier temps une base de données a donc été construite pour compléter celle, déjà réalisée par Solvay sur éprouvettes Dogbone dans un environnement inédit, représentatif d'un environnement proche du moteur d'un véhicule, soit à 80°C et 50% d'humidité. Des essais Iosipescu ont été réalisés sur des éprouvettes entaillées de telle sorte que le chargement au centre de la partie utile soit un chargement de cisaillement. Puis des essais de traction uniaxiaux ont été réalisés sur des éprouvettes de géométrie plus complexes que les éprouvettes Dogbone. Ainsi, ces essais mettent en avant l'importance de simuler le chargement local. En effet, dans ces éprouvettes, qu'elles soient papillons ou tubulaires, il existe un concentrateur de contrainte plus ou moins fort, impliquant un chargement local multiaxial. Enfin, les éprouvettes tubulaires sont soumises à des chargements de torsion et de traction-torsion combinées.

Le calcul du FIP en entrée du critère de fatigue résulte ici d'une approche par transition d'échelles. Si la loi de comportement élastique des fibres de verre est bien caractérisée, celle de la matrice devait être déterminée préalablement à la démarche. Cette caractérisation a été réalisée par identification inverse à partir d'essais uniaxiaux menés sur éprouvettes Dogbone. Notamment pour réduire les temps de calcul, le comportement du constituant matrice a été considérée viscoélastique linéaire, dans des conditions où le comportement cyclique du composite est stationnaire, c'est-à-dire que l'incrément de déformation moyenne par cycle est constant. La loi de comportement ainsi déterminée reproduit donc un cycle expérimental stabilisé du point de vue de l'aire de boucle, assimilée à l'énergie dissipée dans le cas uniaxial, en seulement 3 cycles simulés. Les temps de calcul en sont considérablement réduits. Dans ces conditions d'identification, la matrice est localement sollicitée selon une diversité de trajets de chargements qu'il faut ensuite traduire dans une loi de comportement tridimensionnelle. Dans le cas des éprouvettes Dogbone, la comparaison entre aires de boucle simulées et prédites dans la direction de sollicitation a pu être réalisée. La simulation surestime la plupart du temps la valeur d'aire de boucle et l'erreur entre expérience et simulation est en moyenne entre 20% et 25% selon les orientations étudiées pour des rapports de charge inférieurs à R=0.3. Le choix a été fait ici de doter les parts volumique et déviatorique de temps de relaxation identiques. L'hypothèse est admissible ici car les temps simulés (3 boucles autour la stabilisation) sont

courts. Néanmoins, la loi pourrait être enrichie de ce point de vue à l'avenir. Faute d'instrumentation adaptée, la loi de comportement n'a pas pu être validée par comparaison aux boucles stabilisées des essais de fatigue dans d'autres configurations que de la traction-compression simple. Ceci permettrait à coup sûr d'améliorer l'identification de la loi..

Dans la TPM, les simulations sont réalisées par éléments finis. Pour cela, un maillage a dû être défini. La taille des mailles dans le plan a été fixée par une étude industrielle antérieure, réalisée sur structure. Un premier objectif ici était de proposer un maillage dans l'épaisseur qui puisse représenter un bon compromis entre temps de calcul et qualité de prise en compte de la microstructure cœur-peau dans l'épaisseur. Ainsi, une étude du maillage dans l'épaisseur d'une éprouvette plate a été réalisée. Le maillage à 7 éléments semble être celui qui répond le mieux à ce double objectif. Cependant, cette étude n'a été réalisée que pour des maillages réguliers. Il pourrait être intéressant d'étudier un maillage où les éléments sont de taille différente. Cela pourrait permettre de calquer la taille des mailles sur la taille des différentes couches de peau et de cœur de la microstructure du composite.

Les simulations ainsi réalisées donnent en sortie les champs mécaniques qui vont ensuite permettent de calculer localement l'énergie dissipée en chaque point du maillage. Le Fatigue Indicator Parameter (FIP) en entrée du critère est ainsi calculé. Il prend en compte toutes les composantes des tenseurs de contraintes et de déformation quel que soit le type de chargement. Pour pouvoir appliquer le critère, les paramètres de celui-ci doivent être déterminés. Cette identification est réalisée à partir d'une unique courbe FIP-durées de vie. Le choix de cette courbe influence les prédictions de durées de vie. Pour discuter le choix de cette courbe, plusieurs identifications – validations ont été menées à partir des essais uniaxiaux sur éprouvettes Dogbone. Différents rapports de charge et orientations ont été testés et les erreurs induites ont été quantifiées. Ce sont les essais à rapport de charge R=0.1 et orientation 0° qui ont été retenus pour identifier les paramètres du critère. Ce choix a été réalisé pour obtenir une qualité de prédiction de durée de vie raisonnable tout en donnant la priorité à des prédictions de durées de vie conservatives. Cet aspect est crucial pour l'application ultérieure de la méthode dans le cas de singularités géométriques, qui va relaxer le degré de conservativité. Il est à noter que cette étude n'a été réalisée que pour les courbes découlant des essais sur éprouvettes simples soumises à des essais uniaxiaux. De ce fait, les chargements variés et notamment le cisaillement ne sont pas pris en compte dans cette étape de la TPM. Cet effet se retrouve dans les prédictions de durées de vie pour des chargements dont le cisaillement est une composante importante (torsion ou de traction-torsion combinées par exemple). Ces derniers sont les chargements pour lesquels la prédiction de durée de vie est la moins bonne.

La base de données Solvay sur éprouvettes Dogbone étant assez variée (6 rapports de charge et 3 orientations), elle permet d'évaluer l'influence de la contrainte moyenne. En s'inspirant de ce qui a été fait dans la littérature, un facteur empirique dépendant du rapport de charge a été proposé. Celui-ci a l'avantage de rassembler tous les rapports de charge étudiés, y compris des rapports élevés (R>0.5). L'inconvénient est que l'ordonnancement naturel des courbes S-N en fonction du rapport de charge n'est plus respecté pour les courbes prédites avec cette correction. De plus, ce facteur n'a été testé que pour la base de données des éprouvettes Dogbone. Les essais sur éprouvettes papillons et tubulaires n'ayant été réalisés qu'à un unique rapport de charge, il n'a pas été possible d'évaluer sa qualité sur les autres types d'éprouvettes. Pour compléter la validation du facteur de correction de contrainte moyenne proposé, il pourrait également être judicieux de l'évaluer sur des essais réalisés sur un autre matériau ou dans un autre conditionnement. De plus, les études du projet DURAFIP2, réalisée en parallèle de cette thèse ont montré que l'incrément de déformation moyenne était une grandeur pertinente pour représenter la fatigue du PA66GF50 à fort rapport de charge. Une autre voie pour compléter le

critère de fatigue à fort rapport de charge serait donc de prendre en compte cette grandeur en tentant de l'évaluer à partir de la loi matricielle viscoélastique linéaire utilisée dans cette thèse.

Une application de méthodes par critère de façon très locale rencontre des limites en présence de singularités, car les grandeurs calculées « au point chaud » peuvent fortement dépendre du maillage. Pour prendre en compte cet effet, le FIP a ici été moyenné sur un volume, dit d'intégration, dont la taille et la forme sont à choisir. Dans le cadre de ce travail, la méthodologie pour les déterminer est basée sur les gradients de FIP au voisinage de la singularité. Elle permet de déterminer un volume d'intégration dépendant du chargement, de la géométrie de l'éprouvette et de l'orientation des fibres dans l'éprouvette. Cette méthodologie améliore les prédictions de durées de vie dans les cas où la prédiction de durée de vie est conservative avec une méthode plus locale. Ainsi, dans 20 des 25 cas étudiés, la durée de vie calculée est plus proche de la durée de vie expérimentale lorsqu'elle est prédite avec le volume d'intégration. Cette amélioration représente 0.8 décade en moyenne. Parmi ces cas, le caractère conservatif des résultats n'est perdu que dans 3 cas. Dans les 5 cas restants, le résultat obtenu est plus éloigné de l'expérimental avec le volume d'intégration que sans. Dans cette dernière situation, il est à noter que les durées de vie prédites étaient déjà non-conservatives avec une stratégie locale. Dans ce cas, le volume d'intégration n'est pas en cause, c'est l'identification du critère de fatigue et/ou l'identification de la loi de comportement de la matrice qui peuvent être questionnées.

Les seuils de gradients de FIP utilisés dans la thèse étaient de 50% ou de 80%. Cela a permis de mettre en évidence la variation parfois grande de la taille du volume d'intégration en fonction du seuil de gradients utilisé. Dans la mesure où le contour du domaine d'intégration suit le maillage, une différence plus faible sur le seuil de gradients ne modifiait pas la taille du volume d'intégration. Vouloir affiner la valeur du seuil de gradients de FIP implique donc un raffinement du maillage. Cette étude pourrait être réalisée sur ces mêmes éprouvettes mais avec un maillage plus fin, particulièrement autour du concentrateur de contraintes pour chercher la valeur du seuil de gradients qui donne les meilleures prédictions de durées de vie. Pour conserver des temps de calcul applicables en contexte industriel, un calcul en deux étapes pourrait être réalisé, avec le maillage actuel dans un premier temps pour déterminer la zone critique, puis dans cette zone avec un maillage raffiné. La diminution de la taille de maille doit néanmoins rester compatible avec les échelles microstructurales.

Pour déterminer le contour du domaine d'intégration dans le plan des éprouvettes, la méthodologie consistait à choisir des chemins en lien avec la géométrie de l'éprouvette (un ou deux dans le cadre des géométries étudiées ici) et à projeter le FIP sur des directions associées liées au maillage. Le contour du domaine est ensuite défini à partir de valeurs critiques du gradient maximal de FIP. Le volume d'intégration complet était l'extrusion dans l'épaisseur de ce domaine. La forme du volume d'intégration n'était ainsi que peu modifiée selon les éprouvettes et chargements étudiés. Cette étude pourrait être réalisée dans un nombre plus grand de directions dans lesquelles la taille du volume d'intégration pourrait être déterminée. Le maillage devrait alors être adapté pour permettre de choisir les éléments inclus dans le volume d'intégration pour que la forme de celui-ci puisse être définie le plus précisément possible. Ceci suppose de connaitre la forme des champs d'énergie dissipée au voisinage des singularités, ce qui n'est pas forcément aussi intuitif qu'un champ de contraintes par exemple. Dans le cas d'un dimensionnement en deux étapes, la forme du champ obtenu à l'issue de la première étape pourrait guider le maillage fin de la seconde étape ciblant la zone critique. A des fins de généralisation, la méthodologie pourrait également être appliquée dans la troisième direction de l'espace, c'est-à-dire dans la direction de l'épaisseur. Le volume d'intégration serait ainsi

complètement défini par la méthodologie proposée, se basant sur les gradients de FIP dans la structure.

Même si plusieurs types de chargements uniaxiaux et multiaxiaux ont été abordés au cours de cette thèse, certains chargements observés sur structure réelle n'ont pas été étudiés. En particulier, les pièces industrielles sont constituées de nombreuses nervures. Les zones à la base de ces nervures, avec des congés de faible rayon, sont souvent des zones de rupture pour les pièces sous chargement. En plus du chargement local complexe, ces zones sont généralement caractérisées par de fortes désorientations des fibres. Il pourrait être intéressant de valider la méthode TPM sur ce type de pièces, ou sur des éprouvettes reproduisant ces géométries à la manière des T-Bone présentées dans la thèse de Serrano ([Serr15]).

Enfin, pour s'approcher au mieux des conditions environnementales de service des pièces, il pourrait être intéressant de travailler dans un environnement non constant. Au cours de cette thèse, les essais ont été réalisés sous environnement en température et en hygrométrie contrôlées et constantes au cours de l'essai. Cependant, les pièces en service devront supporter des changements de température et d'humidité. En effet, les pièces proches du moteur sont chauffées et séchées lors du fonctionnement du moteur. Mais à l'arrêt du véhicule, qui peut durer plusieurs jours, voire plusieurs semaines, elles absorbent à nouveau de l'eau. Ces pièces subiront donc de la fatigue thermique et hydrique. Etant donné l'influence couplée de l'eau et de la température sur ces matériaux, il semble important d'observer les changements de comportement en fonction de ces variations environnementales.

Références

[**Adam90**] Adams , Donald F. , 1990 , *The Iosipescu shear test method as used for testing polymers and composite materials*. Polymer Composites Vol. 11-5 ; (286-290)

[**Adva87**] Advani S.G. , Iii C. L. T. , 1987 , *The Use of Tensors to Describe and Predict Fiber Orientation in Short Fiber Composites*. Journal of Rheology Vol. 31-8 ; (751)

[**Amia06**] Amiable S. , Chapuliot S. , Constantinescu A. , Fissolo A. , 2006 , *A comparison of lifetime prediction methods for a thermal fatigue experiment*. International Journal of Fatigue Vol. 28-7 ; (692-706)

[**Arif14a**] Arif M.F. , Saintier N. , Meraghni F. , Fitoussi J. , Chemisky Y. , Robert G. , 2014 , *Multiscale fatigue damage characterization in short glass fiber reinforced polyamide-66*. Composites Part B: Engineering Vol. 61 ; (55-65)

[**Arif14b**] Arif M.F. , 2014 , *Mécanismes d'endommagement du polyamide-66 renforcé par des fibres de verre courtes, soumis à un chargement monotone et en fatigue : Influence de l'humidité relative et de la microstructure induite par le moulage par injection*. ENSAM Paris

[**Arif14c**] Arif M.F. , Meraghni F. , Chemisky Y. , Despringre N. , Robert G. , 2014 , *In situ damage mechanisms investigation of PA66/GF30 composite: Effect of relative humidity*. Composites Part B: Engineering Vol. 58 ; (487-495)

[**Atid11**] Atidel G. , Saintier N. , Dhiab A. , Dammak F. , 2011 , *Étude du comportement mécanique d'un polyamide 66 chargé de fibres de verre courtes*. Mécanique & Industries Vol. 12-5 ; (333-342)

[**Barb07**] Barbouchi S. , Bellenger V. , Tcharkhtchi A. , Castaing Ph. , Jollivet T. , 2007 , *Effect of water on the fatigue behaviour of a pa66/glass fibers composite material*. Journal of Materials Science Vol. 42-6 ; (2181-2188)

[**Bern07**] Bernasconi A. , Davoli P. , Basile A. , Filippi A. , 2007 , *Effect of fibre orientation on the fatigue behaviour of a short glass fibre reinforced polyamide-6*. International Journal of Fatigue Vol. 29-2 ; (199-208)

[**Bern09**] Bernasconi A. , Kulin R. M. , 2009 , *Effect of frequency upon fatigue strength of a short glass fiber reinforced polyamide 6: A superposition method based on cyclic creep parameters*. Polymer Composites Vol. 30-2 ; (154-161)

[**Bern10**] Bernasconi A. , Cosmi F. , Zappa E. , 2010 , *Combined Effect of Notches and Fibre Orientation on Fatigue Behaviour of Short Fibre Reinforced*

Polyamide: Fatigue of SFRP: Notches and Fibre Orientation. Strain Vol. 46-5 ; (435-445)

[**Bern15**] Bernasconi A. , Conrado E. , Hine P. , 2015 , *An experimental investigation of the combined influence of notch size and fibre orientation on the fatigue strength of a short glass fibre reinforced polyamide 6*. Polymer Testing Vol. 47 ; (12-21)

[**Carp01**] Carpinteri A. , Spagnoli A. , 2001 , *Multiaxial high-cycle fatigue criterion for hard metals*. International Journal of Fatigue Vol. 23-2 ; (135-145)

[**Carr17**] Carrion P.E. , Shamsaei N. , Daniewicz S. R. , Moser R. D. , 2017 , *Fatigue behavior of Ti-6Al-4V ELI including mean stress effects*. International Journal of Fatigue Vol. 99 ; (87-100)

[**Cola05**] Colak O. , 2005 , *Modeling deformation behavior of polymers with viscoplasticity theory based on overstress*. International Journal of Plasticity Vol. 21-1 ; (145-160)

[**Demo07**] De Monte M. , Quaresimin M. , Lazzarin P. , 2007 , Modelling of fatigue strength data for a short fibre reinforced polyamide 6.6 based on local strain energy density. In: *Proceedings of the 16 th International Conference on Composite Materials*. Kyoto, Japan

[**Demo10a**] De Monte M. , Moosbrugger E. , Quaresimin M. , 2010 , *Influence of temperature and thickness on the off-axis behaviour of short glass fibre reinforced polyamide 6.6 – Quasi-static loading*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing Vol. 41-7 ; (859-871)

[**Demo10b**] De Monte M. , Moosbrugger E. , Quaresimin M. , 2010 , *Influence of temperature and thickness on the off-axis behaviour of short glass fibre reinforced polyamide 6.6 – cyclic loading*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing Vol. 41-10 ; (1368-1379)

[**Demo10c**] De Monte M. , Moosbrugger E. , Jaschek K. , Quaresimin M. , 2010 , *Multiaxial fatigue of a short glass fibre reinforced polyamide 6.6 – Fatigue and fracture behaviour*. International Journal of Fatigue Vol. 32-1 ; (17-28)

[**Desp15a**] Despringre N. , 2015 , *Analyse et modélisation des mécanismes d'endommagement et de déformation en fatigue multiaxiale de matériaux composites: polyamide renforcé par des fibres courtes*. ENSAM Metz-Thèse de doctorat

[**Desp15b**] Despringre N. , Chemisky Y. , Meraghni F. , Fitoussi J. , Robert G. , 2015 , *Fatigue damage in short glass fiber reinforced PA66: Micromechanical modeling and multiscale identification approach*. 20th International Conference on Composite Materials, Jul 2015, Copenhague, Denmark. 10p. hal-01217553

[**Desr01**] Desrumaux F. , Meraghni F. , Benzeggagh M. L. , 2001 , *Generalised Mori-Tanaka Scheme to Model Anisotropic Damage Using Numerical Eshelby Tensor*. Journal of Composite Materials Vol. 35-7 ; (603-624)

[**Dogh10**] Doghri I. , Adam L. , Bilger N. , 2010 , *Mean-field homogenization of elasto-viscoplastic composites based on a general incrementally affine linearization method*. International Journal of Plasticity Vol. 26-2 ; (219-238)

[**Dowl09**] Dowling N.E. , Calhoun C. A. , Arcari A. , 2009 , *Mean stress effects in stress-life fatigue and the Walker equation*. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures Vol. 32-3 ; (163-179)

[**Droz03**] Drozdov A.D. , Al-Mulla A. , Gupta R. K. , 2003 , *The viscoelastic and viscoplastic behavior of polymer composites: polycarbonate reinforced with short glass fibers*. Computational Materials Science Vol. 28-1 ; (16-30)

[**Eber01**] Eberhardt C. , Clarke A. , 2001 , *Fibre-orientation measurements in short-glass-fibre composites. Part I: automated, high-angular-resolution measurement by confocal microscopy*. Composites Science and Technology Vol. 61-10 ; (1389-1400)

[**Efte16**] Eftekhari M. , Fatemi A. , 2016 , *Creep-fatigue interaction and thermo-mechanical fatigue behaviors of thermoplastics and their composites*. International Journal of Fatigue Vol. 91 ; (136-148)

[**Elly85**] Ellyin F. , 1985 , Cyclic strain energy density as a criterion for multiaxial fatigue failure. In: *ICBMFF2*

[**Elly90**] Ellyin F. , El-Kadi H. , 1990 , *A fatigue failure criterion for fiber reinforced composite laminae*. Composite Structures Vol. 15-1 ; (61-74)

[**Ferr11**] Ferreño D. , Carrascal I. , Ruiz E. , Casado J. A. , 2011 , *Characterisation by means of a finite element model of the influence of moisture content on the mechanical and fracture properties of the polyamide 6 reinforced with short glass fibre*. Polymer Testing Vol. 30-4 ; (420-428)

[**Fouc18**] Fouchier N. , 2018 , *Approche intégrée pour estimer la durée de vie en fatigue de pièces thermoplastiques renforcés fibres courtes dans un cadre viscoélastique haute température*. Ecole nationale supérieure de mécanique et d'aéronautique - Chasseneuil-du-Poitou

[**Fouc19**] Fouchier N. , Nadot-Martin C. , Conrado E. , Bernasconi A. , Castagnet S. , 2019 , *Fatigue life assessment of a Short Fibre Reinforced Thermoplastic at high temperature using a Through Process Modelling in a viscoelastic framework*. International Journal of Fatigue Vol. 124 ; (236-244)

[**Gaie10**] Gaier C. , Unger B. , Dannbauer H. , 2010 , *Multiaxial fatigue analysis of orthotropic materials*. Revue de Métallurgie Vol. 107-9 ; (369-375)

[**Hand62**] Hand G.L. , 1962 , *A theory of anisotropic fluids*. Journal of Fluid Mechanics Vol. 13-1 ; (33-46)

[**Hand99**] Handa K. , Kato A. , Narisawa I. , 1999 , *Fatigue characteristics of a glass-fiber-reinforced polyamide*. Journal of Applied Polymer Science Vol. 72-13 ; (1783-1793)

[**Hors97**] Horst J.J. , 1997 , *Fatigue fracture mechanisms and fractography of short-glassfibre-reinforced polyamide 6*. Journal of Materials Science Vol. 32 ; (3641-3651)

[**Hors98**] Horst J.J. , Salienko N. V. , Spoormaker J. L. , 1998 , *Fibre-matrix debonding stress analysis for short fibre-reinforced materials with matrix plasticity, finite element modelling and experimental verification*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing Vol. 29-5-6 ; (525-531)

[**Ioan14**] Ioannis I. , Alma H. , Inna G. , Costas S. , Almaadeed M. A. , 2014 , *Micro-Mechanical Parameters in Short Fibre Composite*. Applied Composite Materials Vol. 21-1 ; (197-211)

[**Iosi67**] Iosipescu N. , 1967 , *New Accurate Procedure for Single Shear Testing of Metals*. Journal of Materials Vol. 2-3 ; (537-+)

[**Irwi48**] Irwin G.R. , 1948 , *Fracture dynamics, Fracturing of Metals. American Society of Metals Fracture dynamics, Fracturing of Metals. American Society of Metals* : Cleveland

[**Jégo12**] Jégou L. , 2012 , *Caractérisation rapide des propriétés en fatigue d'un polymère renforcé par des fibres courtes, pour une application automobile*. Université de Bretagne occidentale - Brest-Thèse de doctorat

[**Jego13**] Jegou L. , Marco Y. , Le Saux V. , Calloch S. , 2013 , *Fast prediction of the Wöhler curve from heat build-up measurements on Short Fiber Reinforced Plastic*. International Journal of Fatigue Vol. 47 ; (259-267)

[**Jia98**] Jia N. , Kagan V. A. , 1998 , *Effects of time and temperature on the tension-tension fatigue behavior of short fiber reinforced polyamides*. Polymer Composites Vol. 19-4 ; (408-414)

[**Klim09**] Klimkeit B. , 2009 , *Etude expérimentale et modélisation du comportement en fatigue multiaxiale d'un polymère renforcé pour application automobile*. Ecole nationale supérieure de mécanique et d'aéronautique - Chasseneuil-du-Poitou-Thèse de doctorat

[**Klim11a**] Klimkeit B. , Nadot Y. , Castagnet S. , Nadot-Martin C. , Dumas C. , Bergamo S. , Sonsino C. M. , Büter A. , 2011 , *Multiaxial fatigue life assessment for reinforced polymers*. International Journal of Fatigue Vol. 33-6 ; (766-780)

[**Klim11b**] Klimkeit B. , Castagnet S. , Nadot Y. , Habib A. E. , Benoit G. , Bergamo S. , Dumas C. , Achard S. , 2011 , *Fatigue damage mechanisms in short fiber reinforced PBT+PET GF30*. Materials Science and Engineering: A Vol. 528-3 ; (1577-1588)

[**Köbl18**] Köbler J. , Schneider M. , Ospald F. , Andrä H. , Müller R. , 2018 , *Fiber orientation interpolation for the multiscale analysis of short fiber reinforced composite parts*. Computational Mechanics Vol. 61-6 ; (729-750)

[**Krai14**] Krairi A. , Doghri I. , 2014 , *A thermodynamically-based constitutive model for thermoplastic polymers coupling viscoelasticity, viscoplasticity and ductile damage*. International Journal of Plasticity Vol. 60 ; (163-181)

[**Krai16**] Krairi A. , Doghri I. , Robert G. , 2016 , *Multiscale high cycle fatigue models for neat and short fiber reinforced thermoplastic polymers*. International Journal of Fatigue Vol. 92 ; (179-192)

[**Kuja95**] Kujawski D. , Ellyin F. , 1995 , *A unified approach to mean stress effect on fatigue threshold conditions*. International Journal of Fatigue Vol. 17-2 ; (101-106)

[**Kwof01**] Kwofie S. , 2001 , *An exponential stress function for predicting fatigue strength and life due to mean stresses*. International Journal of Fatigue Vol. 23-9 ; (829-836)

[**Laun11**] Launay A. , Maitournam M. H. , Marco Y. , Raoult I. , Szmytka F. , 2011 , *Cyclic behaviour of short glass fibre reinforced polyamide: Experimental study and constitutive equations*. International Journal of Plasticity Vol. 27-8 ; (1267-1293)

[**Laun13a**] Launay A. , Marco Y. , Maitournam M. H. , Raoult I. , 2013 , *Modelling the influence of temperature and relative humidity on the time-dependent mechanical behaviour of a short glass fibre reinforced polyamide*. Mechanics of Materials Vol. 56 ; (1-10)

[**Laun13b**] Launay A. , Maitournam M. H. , Marco Y. , Raoult I. , 2013 , *Multiaxial fatigue models for short glass fiber reinforced polyamide – Part I: Nonlinear anisotropic constitutive behavior for cyclic response*. International Journal of Fatigue Vol. 47 ; (382-389)

[**Laun13c**] Launay A. , Maitournam M. H. , Marco Y. , Raoult I. , 2013 , *Multiaxial fatigue models for short glass fibre reinforced polyamide. Part II: Fatigue life estimation*. International Journal of Fatigue Vol. 47 ; (390-406)

[**Lazz01**] Lazzarin P. , Zambardi R. , 2001 , *A finite-volume-energy based approach to predict the static and fatigue behavior of components with sharp V-shaped notches*. International Journal of Fracture Vol. 112 ; (275-298)

[**Lazz02**] Lazzarin P. , Zambardi R. , 2002 , *The Equivalent Strain Energy Density approach re-formulated and applied to sharp V-shaped notches under localized and generalized plasticity*. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures Vol. 25-10 ; (917-928)

[**Lazz04**] Lazzarin P. , Sonsino C. M. , Zambardi R. , 2004 , *A notch stress intensity approach to assess the multiaxial fatigue strength of welded tube-to-flange joints subjected to combined loadings*. Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures Vol. 27-2 ; (127-140)

[**Leis77**] Leis B.N. , 1977 , *An energy-based fatigue and creep-fatigue damage parameter*. Journal of Pressure Vessel Technology Vol. 99-4 ; (524-533)

[**Léve04**] Lévesque M. , Derrien K. , Mishnaevski L. , Baptiste D. , Gilchrist M. D. , 2004 , *A micromechanical model for nonlinear viscoelastic particle reinforced polymeric composite materials—undamaged state*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing Vol. 35-7-8 ; (905-913)

[**Mall04**] Mallick P.K. , Zhou Y. , 2004 , *Effect of mean stress on the stress-controlled fatigue of a short E-glass fiber reinforced polyamide-6,6*. International Journal of Fatigue Vol. 26-9 ; (941-946)

[**Marc14**] Marco Y. , Le Saux V. , Jégou L. , Launay A. , Serrano L. , Raoult I. , Calloch S. , 2014 , *Dissipation analysis in SFRP structural samples: Thermomechanical analysis and comparison to numerical simulations*. International Journal of Fatigue Vol. 67 ; (142-150)

[**Mega05**] Megally A. , 2005 , *Étude et modélisation de l'orientation de fibres dans des thermoplastiques renforcés*. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris-Thèse de doctorat

[**Meli06**] Melin L.N. , Neumeister J. M. , 2006 , *Measuring constitutive shear behavior of orthotropic composites and evaluation of the modified Iosipescu test*. Composite Structures Vol. 76-1-2 ; (106-115)

[**Miri09**] Miri V. , Persyn O. , Lefebvre J.-M. , Seguela R. , 2009 , *Effect of water absorption on the plastic deformation behavior of nylon 6*. European Polymer Journal Vol. 45-3 ; (757-762)

[**Mols81**] Molski K. , Glinka G. , 1981 , *A method of elastic-plastic stress and strain calculation at a notch root*. Materials Science and Engineering Vol. 50-1 ; (93-100)

[**Moos11**] Moosbrugger E. , DeMonte M. , Jaschek K. , Fleckenstein J. , Büter A. , 2011 , *Multiaxial fatigue behaviour of a short-fibre reinforced polyamide - experiments and calculations*. Materialwissenschaft und Werkstofftechnik Vol. 42-10 ; (950-957)

[**Morr65**] Morrow J. , 1965 , Cyclic plastic strain energy and fatigue of metals. In: *Internal friction, damping, and cyclic plasticity* : ASTM International

[**Mort15a**] Mortazavian S. , Fatemi A. , 2015 , *Fatigue behavior and modeling of short fiber reinforced polymer composites including anisotropy and temperature effects*. International Journal of Fatigue Vol. 77 ; (12-27)

[**Mort15b**] Mortazavian S. , Fatemi A. , Khosrovaneh A. , 2015 , *Effect of Water Absorption on Tensile and Fatigue Behaviors of Two Short Glass Fiber Reinforced Thermoplastics*. SAE International Journal of Materials and Manufacturing Vol. 8-2 ; (435-443)

[**Mort15c**] Mortazavian S. , Fatemi A. , 2015 , *Fatigue behavior and modeling of short fiber reinforced polymer composites: A literature review*. International Journal of Fatigue Vol. 70 ; (297-321)

[**Mort15d**] Mortazavian S. , Fatemi A. , Mellott S. R. , Khosrovaneh A. , 2015 , *Effect of cycling frequency and self-heating on fatigue behavior of reinforced and unreinforced thermoplastic polymers*. Polymer Engineering & Science Vol. 55-10 ; (2355-2367)

[**Mort16**] Mortazavian S. , Fatemi A. , 2016 , *Effects of mean stress and stress concentration on fatigue behavior of short fiber reinforced polymer composites*. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures Vol. 39-2 ; (149-166)

[**Mouh06**] Mouhmid B. , Imad A. , Benseddiq N. , Benmedakhène S. , Maazouz A. , 2006 , *A study of the mechanical behaviour of a glass fibre reinforced polyamide 6,6: Experimental investigation*. Polymer Testing Vol. 25-4 ; (544-552)

[**Ncir15**] Nciri M. , Notta-Cuvier D. , Lauro F. , Chaari F. , Zouari B. , Maalej Y. , Cadoni E. , 2015 , *A viscoelastic-viscoplastic model for short-fibre reinforced polymers with complex fibre orientations*. EPJ Web of Conferences Vol. 94 ; (04008)

[**Neub61**] Neuber H. , 1961 , *Theory of notch stresses*. Springer-Verlag. Berlin Vol. 4547

[**Neum03**] Neumeister J.M. , Melin L. N. , 2003 , A modified Iosipescu shear test for anisotropic composite panels. In: *Proceedings of the 14th International Conference on Composite Materials*

[**Noda01**] Noda K. , Takahara A. , Kajiyama T. , 2001 , *Fatigue failure mechanisms of short glass-fiber reinforced nylon 66 based on nonlinear dynamic viscoelastic measurement*. Polymer Vol. 42 ; (5803-5811)

[**Nour09**] Nouri H. , Meraghni F. , Lory P. , 2009 , *Fatigue damage model for injection-molded short glass fibre reinforced thermoplastics*. International Journal of Fatigue Vol. 31-5 ; (934-942)

[**Park00**] Park J. , Nelson D. , 2000 , *Evaluation of an energy-based approach and a critical plane approach for predicting constant amplitude multiaxial fatigue life*. International Journal of Fatigue Vol. 22-1 ; (23-39)

[**Rajk00**] Rajkumar Santharam P. , Thèse en cours , *Investigation thermomécanique pour le dimensionnement en fatigue des pièces thermoplastiques renforcées de fibres de verre courtes*. ENSTA Bretagne

[**Raph19a**] Raphael I. , Saintier N. , Rolland H. , Robert G. , Laiarinandrasana L. , 2019 , *A mixed strain rate and energy based fatigue criterion for short fiber reinforced thermoplastics*. International Journal of Fatigue Vol. 127 ; (131-143)

[**Raph19b**] Raphael I. , 2019 , *Fatigue-fluage du Polyamide 6,6 renforcé*. ENSAM Bordeaux

[**Reim78**] Reimschuessel H.K. , 1978 , *Relationships on the effect of water on glass transition temperature and young's modulus of nylon 6*. Journal of Polymer Science: Polymer Chemistry Edition Vol. 16-6 ; (1229-1236)

[**Remo05**] Remond Y. , 2005 , *Constitutive modelling of viscoelastic unloading of short glass fibre-reinforced polyethylene*. Composites Science and Technology Vol. 65-3-4 ; (421-428)

[**Roll16a**] Rolland H. , Saintier N. , Robert G. , 2016 , *Damage mechanisms in short glass fibre reinforced thermoplastic during in situ microtomography tensile tests*. Composites Part B: Engineering Vol. 90 ; (365-377)

[**Roll16b**] Rolland H. , Saintier N. , Lenoir N. , King A. , Robert G. , 2016 , *Fatigue mechanisms description in short glass fibre reinforced thermoplastic by microtomographic observations*. Procedia Structural Integrity Vol. 2 ; (301-308)

[**Roll17**] Rolland H. , Saintier N. , Wilson P. , Merzeau J. , Robert G. , 2017 , *In situ X-ray tomography investigation on damage mechanisms in short glass fibre reinforced thermoplastics: Effects of fibre orientation and relative humidity*. Composites Part B: Engineering Vol. 109 ; (170-186)

[**Ronc19**] Ronchei C. , Carpinteri A. , Vantadori S. , 2019 , *Energy Concepts and Critical Plane for Fatigue Assessment of Ti-6Al-4V Notched Specimens*. Applied Sciences Vol. 9-10 ; (2163)

[**Sant18**] Santharam P. , Parenteau T. , Charrier P. , Taveau D. , Saux V. L. , Marco Y. , 2018 , Complex fibers orientation distribution evaluation in short glass fiber-reinforced thermoplastic (PA66 GF50). In: *MATEC Web of Conferences*. Vol. 165-(22026)

[**Sato91**] Sato N. , Kurauchi T. , Sato S. , Kamigaito O. , 1991 , *Microfailure behaviour of randomly dispersed short fibre reinforced thermoplastic composites obtained by direct SEM observation*. Journal of Materials Science Vol. 26-14 ; (3891-3898)

[**Scha15**] Schaaf A. , De Monte M. , Moosbrugger E. , Vormwald M. , Quaresimin M. , 2015 , *Life estimation methodology for short fiber reinforced*

polymers under thermo-mechanical loading in automotive applications. Materialwissenschaft und Werkstofftechnik Vol. 46-2 ; (214-228)

[**Scha62**] Schapery R.A. , 1962 , *Approximation methods of transform inversion for viscoelastic stress analysis*. Proc. 4th US Nat. Congr. Appl. Mech., 1962 Vol. 2 ; (1075-1085)

[**Serr13**] Serrano Abello L. , Marco Y. , Le Saux V. , Robert G. , Charrier P. , 2013 , *Fast Prediction of the Fatigue Behavior of Short Fiber Reinforced Thermoplastics from Heat Build-up Measurements*. Procedia Engineering Vol. 66 ; (737-745)

[**Serr15**] Serrano L. , 2015 , *Caractérisation thermomécanique du comportement en fatigue des thermoplastiques renforcés de fibres de verre courtes*. Université de Bretagne occidentale - Brest-Thèse de doctorat

[**Smit70**] Smith K.N. , 1970 , *A stress-strain function for the fatigue of metals*. Journal of materials Vol. 5 ; (767-778)

[**Tayl96**] Taylor D. , Hughes M. , Allen D. , 1996 , *Notch fatigue behaviour in cast irons explained using a fracture mechanics approach*. International Journal of Fatigue Vol. 18-7 ; (439-445)

[**Tayl99**] Taylor D. , 1999 , *Geometrical effects in fatigue: a unifying theoretical model*. International Journal of Fatigue Vol. 21-5 ; (413-420)

[**Vant18**] Vantadori S. , Giordani F. , Fortese G. , Iturrioz I. , 2018 , *Hot-spot localisation according to the critical plane-based approach*. International Journal of Fatigue Vol. 116 ; (669-676)

[**Whit74**] Whitney J.M. , Nuismer R. J. , 1974 , *Stress Fracture Criteria for Laminated Composites Containing Stress Concentrations*. Journal of Composite Materials Vol. 8-3 ; (253-265)

[**Wilm15**] Wilmes A. , Hornberger K. , 2015 , *Influence of Fiber Orientation and Multiaxiality on the Fatigue Strength of Unnotched Specimens – Lifetime Estimation*. Procedia Engineering Vol. 133 ; (148-160)

[**Zago01**] Zago A. , Springer G. S. , 2001 , *Fatigue Lives of Short Fiber Reinforced Thermoplastics Parts*. Journal of Reinforced Plastics and Composites Vol. 20-7 ; (606-620)

[**Zhou06**] Zhou Y. , Mallick P. K. , 2006 , *Fatigue performance of an injection-molded short E-glass fiber-reinforced polyamide 6,6. I. Effects of orientation, holes, and weld line*. Polymer Composites Vol. 27-2 ; (230-237)

Annexe A :
Validation de la loi de comportement matricielle identifiée sur différents rapports de charge et orientations

La loi de comportement de la matrice a été caractérisée par identification inverse à partir d'essais uniaxiaux à R=0.1 menés sur des éprouvettes Dogbone en composite de trois orientations différentes, 0°, 45° et 90°. Cette loi a été validée sur tous les essais disponibles de ce type. Les boucles d'hystérèse à mi-vie calculées sont comparées à celles mesurées à 0° pour un niveau de charge correspondant à 3.10^4 cycles au paragraphe 2.2.2 du chapitre 3. Dans cette annexe, les boucles d'hystérèse simulées et mesurées sont présentées pour différents niveaux de charge (1.10^4, 3.10^4 et 1.10^6 cycles) et pour différentes orientations (0°, 45° et 90°). Tous les rapports de charge sont présentés.

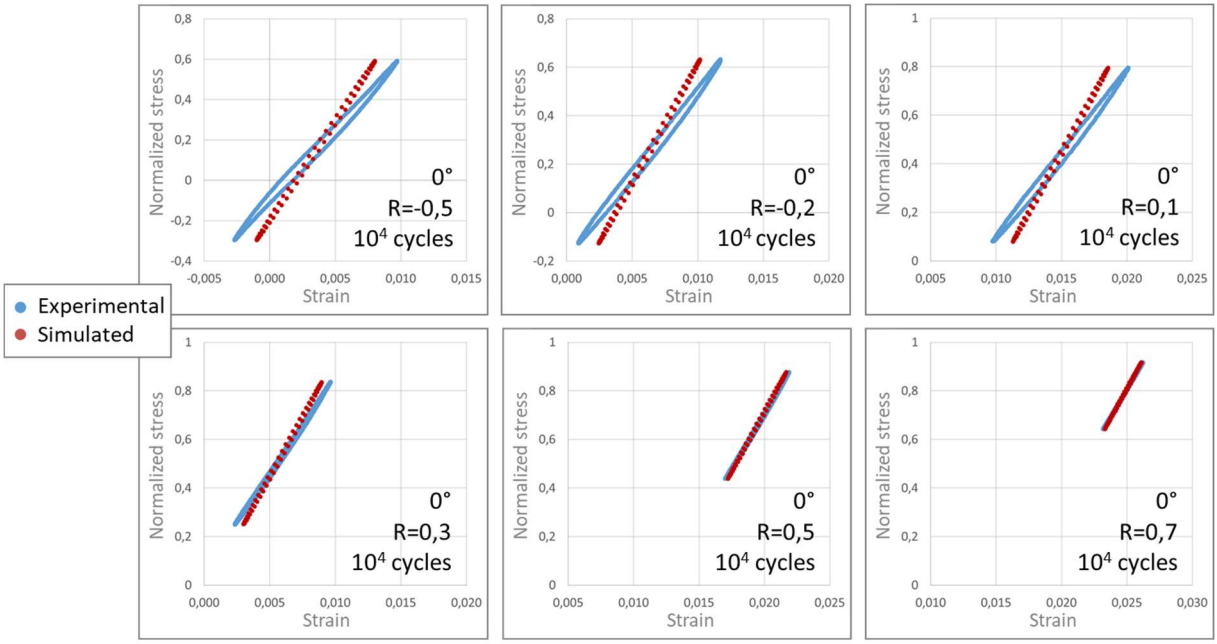


Figure A-1 : Boucles d'hystérèse calculées et expérimentales dans la direction de sollicitation pour des essais uniaxiaux menés sur éprouvettes Dogbone à 0° pour une durée de vie d'environ 10^4 cycles et pour différents rapports de charge

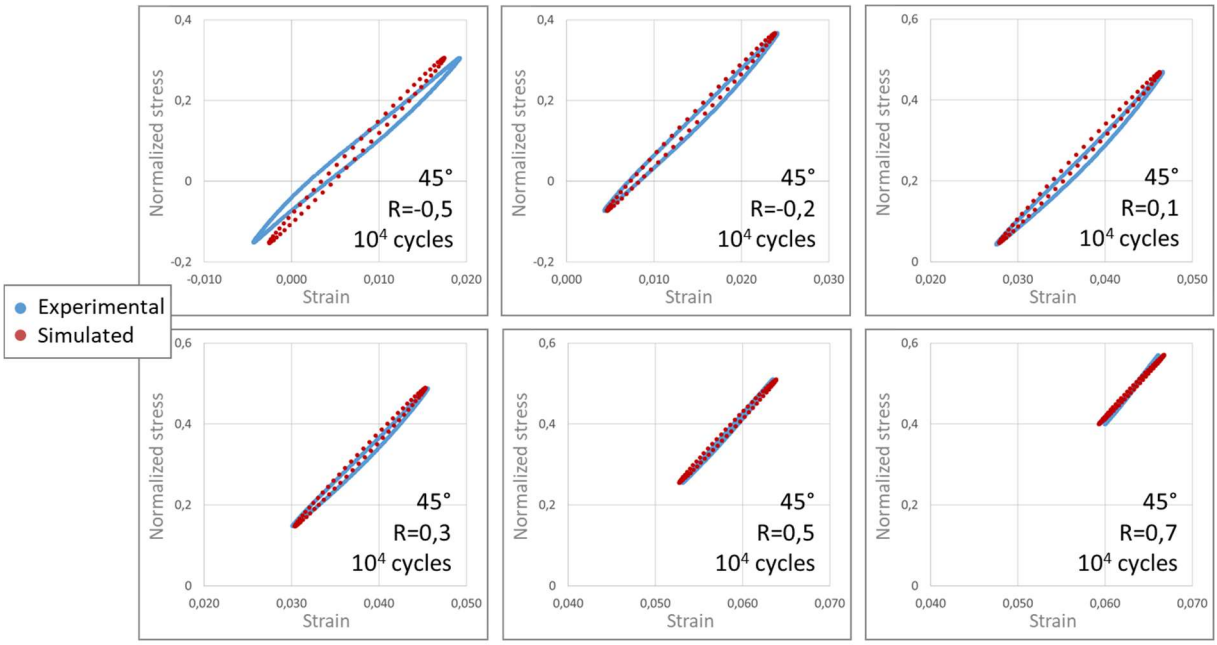


Figure A-2 : Boucles d'hystérèse calculées et expérimentales dans la direction de sollicitation pour des essais uniaxiaux menés sur éprouvettes Dogbone à 45° pour une durée de vie d'environ 10^4 cycles et pour différents rapports de charge

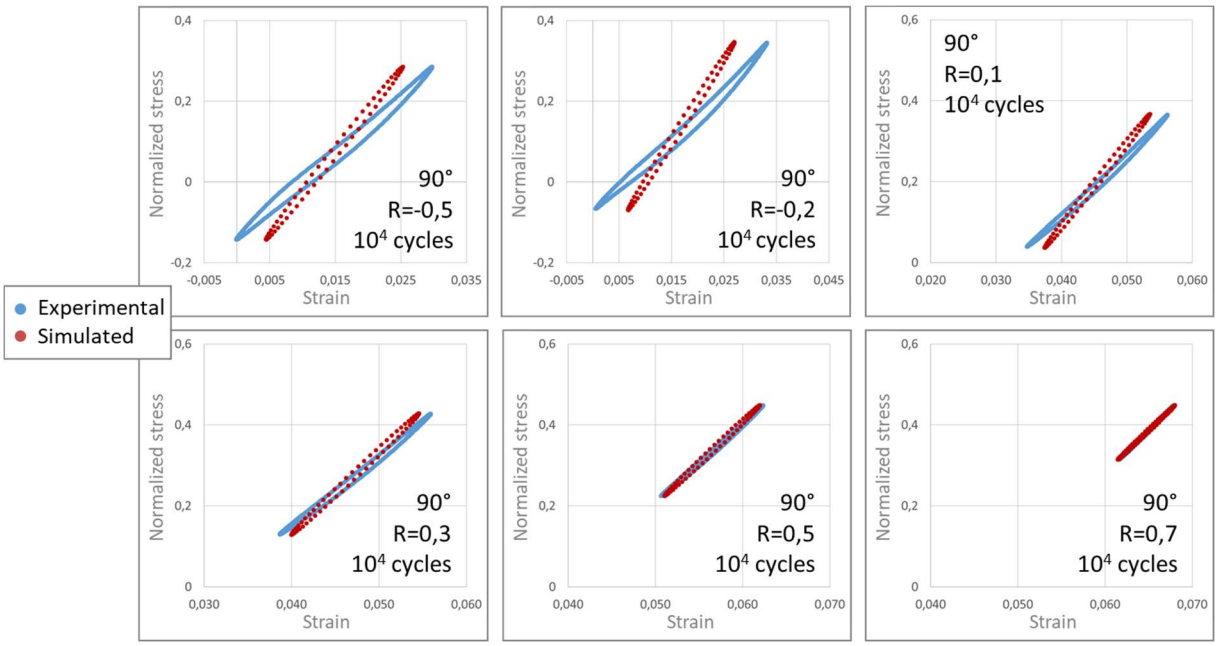


Figure A-3 : Boucles d'hystérèse calculées et expérimentales dans la direction de sollicitation pour des essais uniaxiaux menés sur éprouvettes Dogbone à 90° pour une durée de vie d'environ 10^4 cycles et pour différents rapports de charge

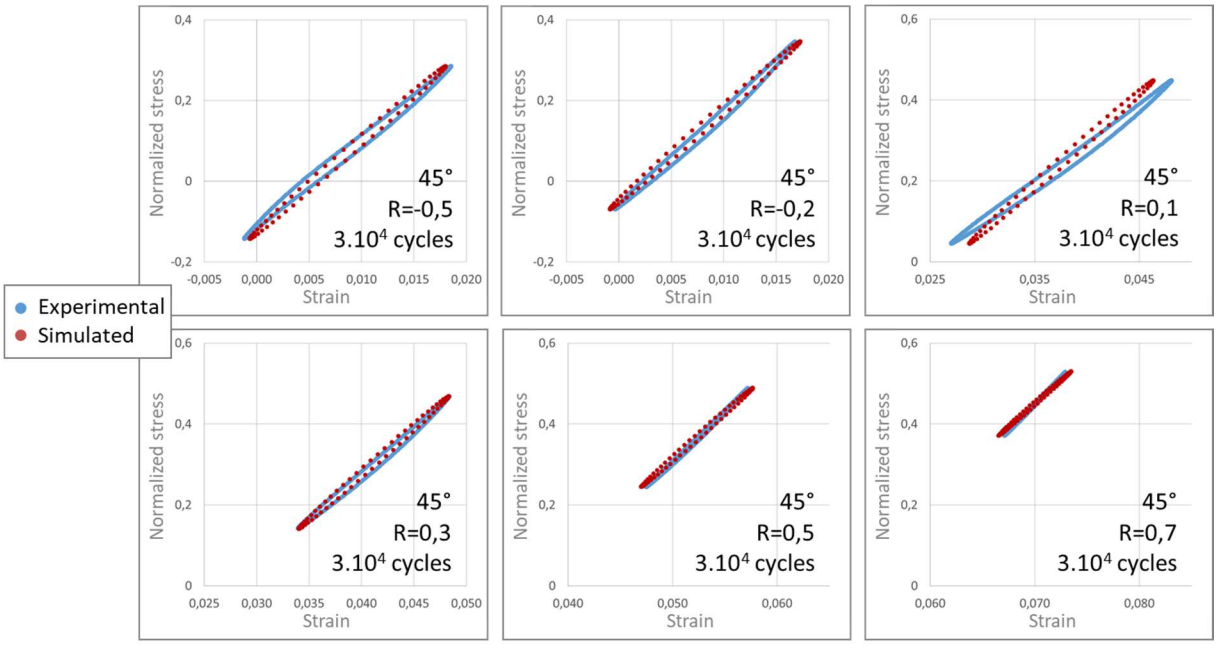


Figure A-4 : Boucles d'hystérèse calculées et expérimentales dans la direction de sollicitation pour des essais uniaxiaux menés sur éprouvettes Dogbone à 45° pour une durée de vie d'environ 3.10^4 cycles et pour différents rapports de charge

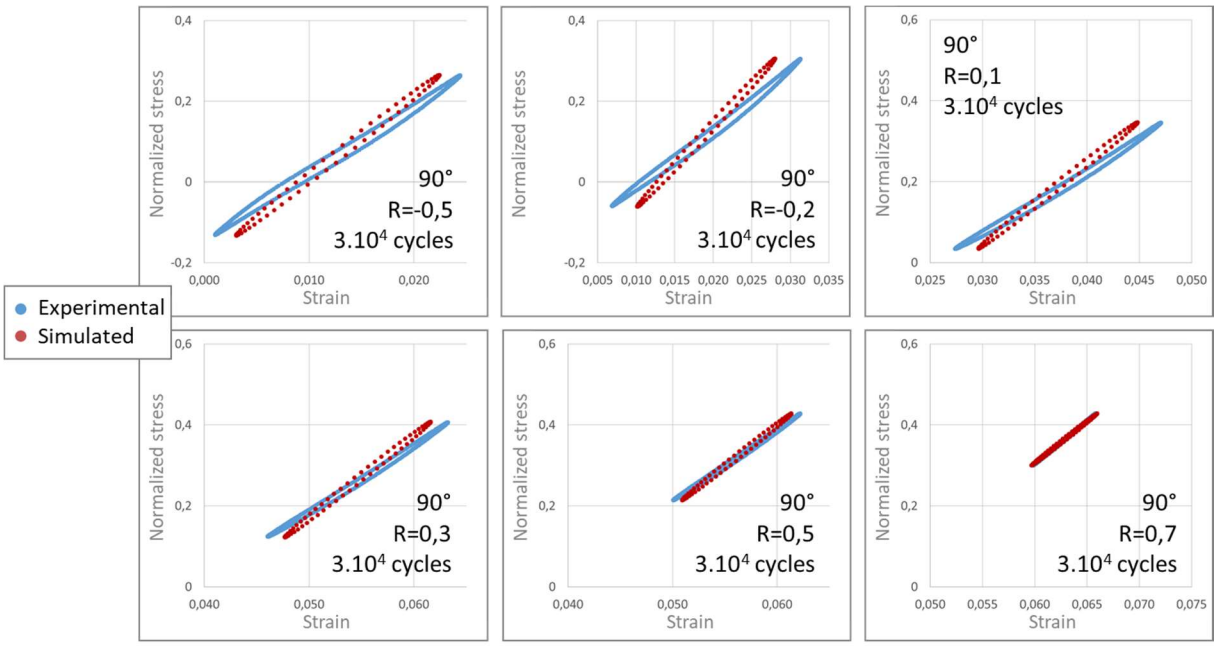


Figure A-5 : Boucles d'hystérèse calculées et expérimentales dans la direction de sollicitation pour des essais uniaxiaux menés sur éprouvettes Dogbone à 90° pour une durée de vie d'environ 3.10^4 cycles et pour différents rapports de charge

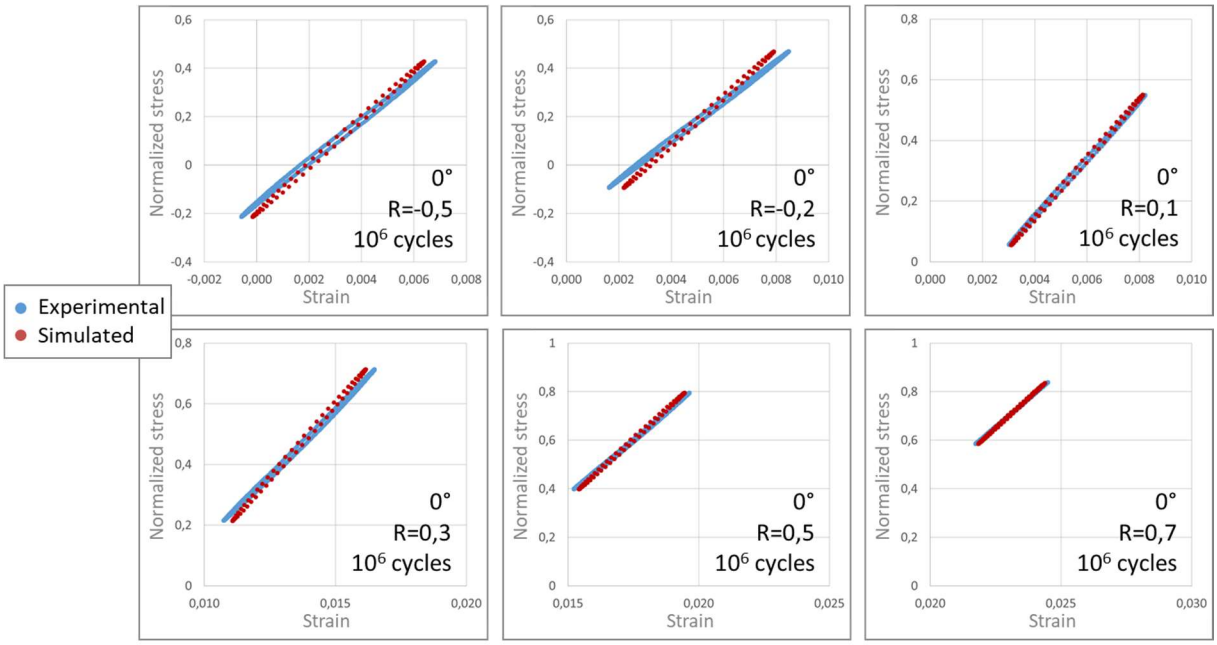


Figure A-6 : Boucles d'hystérèse calculées et expérimentales dans la direction de sollicitation pour des essais uniaxiaux menés sur éprouvettes Dogbone à 0° pour une durée de vie d'environ 10^6 cycles et pour différents rapports de charge

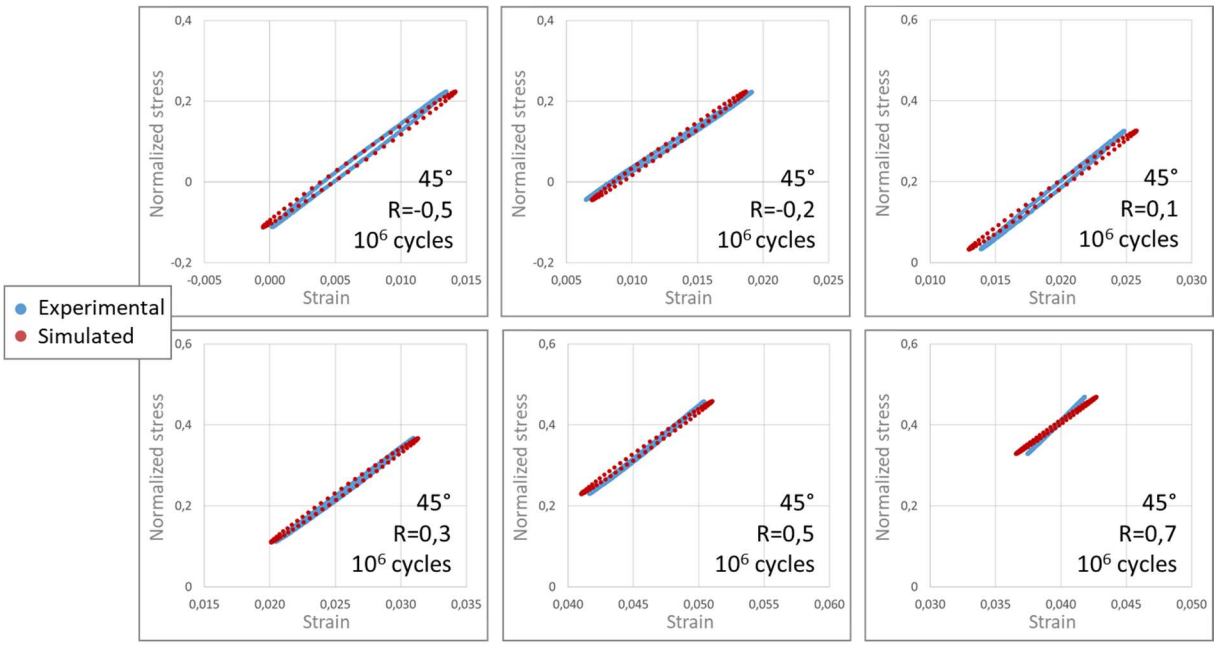


Figure A-7 : Boucles d'hystérèse calculées et expérimentales dans la direction de sollicitation pour des essais uniaxiaux menés sur éprouvettes Dogbone à 45° pour une durée de vie d'environ 10^6 cycles et pour différents rapports de charge

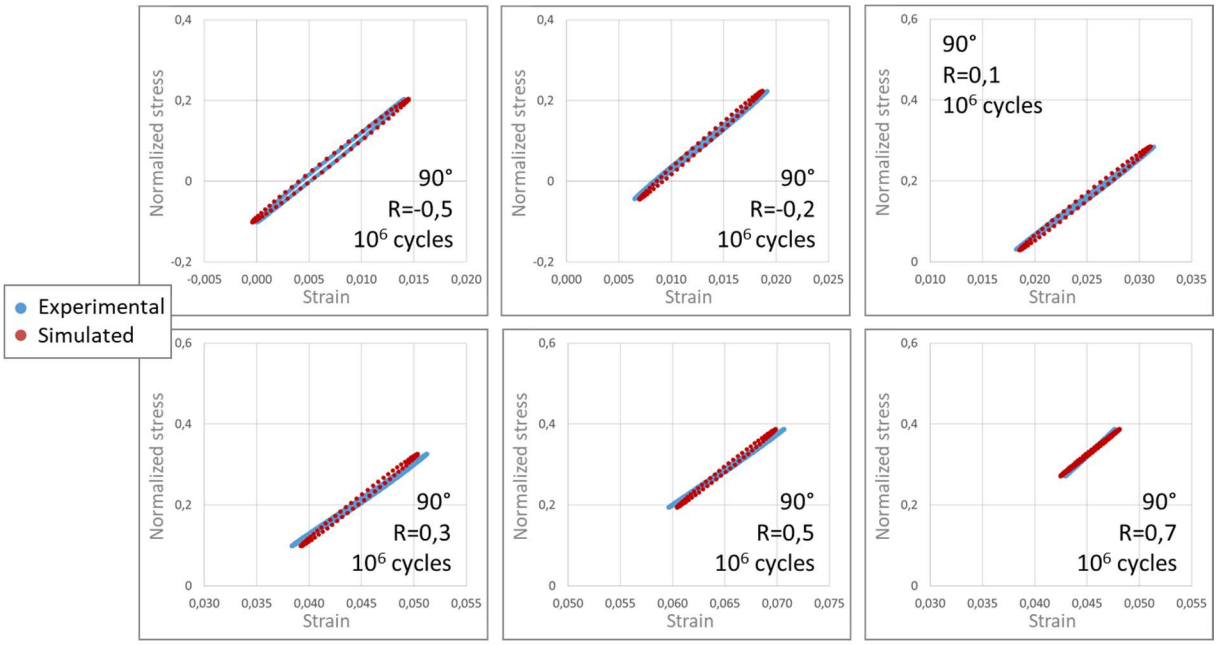


Figure A-8 : Boucles d'hystérèse calculées et expérimentales dans la direction de sollicitation pour des essais uniaxiaux menés sur éprouvettes Dogbone à 0° pour une durée de vie d'environ 10^6 cycles et pour différents rapports de charge

Annexe B :
Description des modèles numériques

Des simulations par éléments finis sous Abaqus ont été réalisées sur tous les types d'éprouvettes et de chargements étudiés. Les résultats associés à ces simulations sont décrits au chapitre 3 pour les éprouvettes Dogbone et au chapitre 4 pour les éprouvettes papillon et tubulaires. Cette annexe décrit la mise en place des différentes simulations.

Les géométries des modèles éléments finis sont créées à partir des plans de découpe ou d'injection des éprouvettes présentés sur la figure 2-1 pour les éprouvettes Dogbone, sur la figure 2-11 pour les éprouvettes papillon et sur la figure 2-34 pour les éprouvettes tubulaires.

Pour toutes les simulations, les éléments choisis sont des éléments cubiques linéaires avec 8 points d'intégration (C3D8).

Pour les éprouvettes Dogbone, la taille des éléments dans la partie utile est de 1mm dans les directions x et y (voir Figure B-1a). Dans les mors, le maillage est plus large afin de limiter les temps de calcul. Le nombre d'éléments dans l'épaisseur a été discuté et validé au chapitre 3 (voir paragraphe 3.2.3). Ainsi, 10 éléments de même épaisseur sont utilisés dans la direction z.

Pour les éprouvettes papillon (voir Figure B-1b), le maillage est plus fin dans la partie utile que pour les éprouvettes Dogbone. En effet, le rayon en fond d'entaille est 1mm. Un unique élément ne semblait pas suffisant pour décrire cette zone critique. C'est pourquoi les éléments de la partie utile du maillage des éprouvettes papillon mesurent 0.5mm dans la direction x. Au niveau du ligament, ils mesurent 1mm dans la direction y. Le maillage dans les mors est moins raffiné pour limiter les temps de calcul. Ces éprouvettes étant découpées dans les mêmes plaques que les éprouvettes Dogbone, le maillage dans l'épaisseur est également le même (10 éléments réguliers).

Enfin, par analogie, les éléments dans la partie utile des éprouvettes tubulaires mesurent 1mm x 1mm dans le plan tangent à la surface de l'éprouvette (voir Figure B-1c). Ainsi, 64 éléments sont utilisés dans la circonférence du tube. Tous les éléments mesurent alors 1mm ou moins dans les directions θ ou y. Le nombre d'éléments est conservé dans la circonférence, quel que soit le diamètre du tube. Ainsi, les éléments dans les mors sont plus grands que les éléments dans la partie utile. Ils ont également été élargis dans la direction y pour limiter les temps de calcul. Dans l'épaisseur, on considère des éléments de la même taille que pour les éprouvettes planes (300µm). Les tubes étant d'une épaisseur plus faible que ces dernières, seuls 7 éléments sont utilisés dans la direction r.

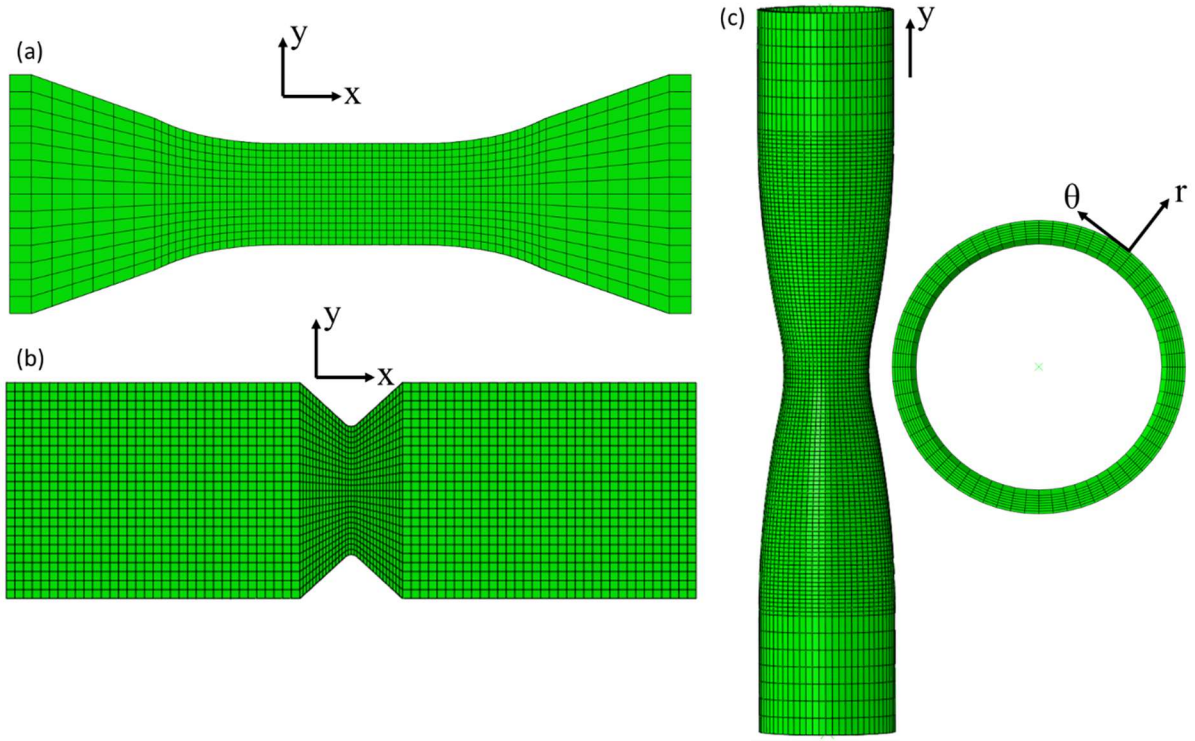


Figure B-1 : Représentation des maillages pour les éprouvettes (a) Dogbone ; (b) papillon et (c) tubulaires

Les conditions limites numériques ont pour but de représenter au mieux les conditions aux limites expérimentales. Lors des essais de traction uniaxiaux, quelle que soit la géométrie d'éprouvette sur laquelle ils sont menés, les mors pinces sont d'un côté fixe et de l'autre relié au vérin de la machine. Ainsi, pour les calculs, les mors de l'éprouvette sont considérés comme des corps rigides. L'un est encastré quand l'autre ne peut se déplacer que selon la direction de déplacement du vérin, c'est-à-dire la direction de sollicitation. Pour ce type d'essais sur éprouvettes Dogbone et papillon, c'est la direction *x* qui est donc libérée. Pour les tubes, c'est la direction *y* (voir Figure B-1).

Dans les conditions expérimentales des essais Iosipescu, l'un des mors est fixe quand l'autre est mobile selon la direction *y* (*cf.* Figure B-1b). Les deux montages proposés au paragraphe 2.3 du chapitre 2 correspondent a priori à des conditions limites différentes. Les premières conditions limites testées ont été du même type que celles appliquées en traction. Dans ce cas, les deux mors étaient considérés comme des corps rigides, l'un était encastré quand l'autre ne pouvait se déplacer que dans la direction de déplacement du vérin. Ensuite, plusieurs conditions limites ont été testées pour reproduire la différence expérimentale entre les deux montages. Notamment, le déplacement dans la direction *x* a été libéré pour reproduire le jeu que semblait présenter le montage sans vis. Puis, les conditions limites ont été appliquées sur tout le volume des mors, ou seulement sur les tranches hautes et basses de l'éprouvette pour simuler le fait que les vis appuyaient uniquement sur ces tranches avec le montage sans vis. Les différentes conditions limites testées ont donné des résultats soit identiques à ceux des premières conditions limites testées, soit physiquement inacceptables. Il est alors possible de se poser la question de la représentativité des conditions limites et dans quelle mesure ces dernières influencent le calcul du FIP et donc la prédiction de durée de vie. En l'absence de réponse quantitative à cette question, ce sont les premières conditions limites testées (similaires à celles des essais de traction) qui ont été utilisées pour l'ensemble de la thèse.

Les essais de torsion sur tubes ont été réalisés avec les mêmes mors que les essais de traction sur tubes (voir paragraphe 4.1.2 du chapitre 2). Ainsi, le même type de conditions limites pouvait être appliqué. L'un des mors est encastré quand l'autre peut se déplacer selon la direction de sollicitation. Pour les éprouvettes en traction, il s'agissait de l'axe *y*, pour les éprouvettes en torsion, il s'agissait de la rotation autour de l'axe *y* et ces deux déplacements étaient libérés pour les essais combinés de traction-torsion.

Enfin, les logiciels Abaqus et Digimat sont en lien permanent pour déterminer la loi de comportement du composite en chaque point et à chaque pas de temps du calcul. Cela est nécessaire car la loi de comportement de la matrice est viscoélastique linéaire et donc dépendante du temps. Pour renseigner tous les champs nécessaires au calcul de la loi de comportement du composite, il faut d'abord caractériser les constituants du composite dans Digimat. L'identification de la loi de comportement de la matrice a été réalisée au paragraphe 2 du chapitre 3. Celle des fibres est considérée comme connue, ainsi que leur facteur de forme. Ensuite, dans Abaqus, il faut entrer l'orientation des fibres dans le composite. Ainsi, chaque élément du maillage est associé à un tenseur d'orientation qui est identique pour tous les points d'intégration de l'élément en question.

Dans le cas des éprouvettes planes, l'orientation des fibres est considérée comme constante dans le plan. Dans l'épaisseur, elle est basée sur les mesures réalisées au tomographe chez Solvay et les tenseurs d'orientation sont calculés comme cela a été présenté au paragraphe 2.1.2.2 du chapitre 3.

Concernant les éprouvettes tubulaires, des mesures au tomographe ont été réalisées chez Solvay en différents endroits du tube. La comparaison des tenseurs d'orientation ainsi relevés (positions 3 et 5 et 4,6 et 7 sur la figure 2-35) est effectuée au chapitre 2 (voir paragraphe 4.1.1) et met en avant l'hétérogénéité de microstructure dans la circonférence du tube. Cela est dû aux lignes de recollement dynamiques et aux plans de joints résultant du procédé d'injection des pièces. Etant donné que les essais de fatigue ne montrent pas de rupture systématique sur les lignes de recollement dynamique, ni sur les plans de joint, les tenseurs d'orientation ont été supposés identiques dans la circonférence du tube pour la simulation. De plus, pour simplifier la mise en place de la simulation, les tenseurs d'orientation ont été supposés identiques dans toute la hauteur du tube. Ainsi, la seule variation d'orientation représentée est la variation dans l'épaisseur, pour reproduire la microstructure cœur-peau du composite. Pour être représentatif du lieu de rupture expérimental, c'est le tenseur d'orientation mesuré au centre de la partie utile du tube qui est retenue pour la simulation. Celui-ci est mesuré dans le repère matériau, c'est-à-dire dans le repère (1,2,3) représenté sur la figure 2-35. Il faut alors associer un repère matériau à chaque élément du maillage. Ceci est réalisé grâce à un outil présent dans Abaqus de sorte que le repère matériau peut être visualisé sur la totalité de la géométrie comme sur la Figure B-2. Ainsi, ce sont directement les valeurs du tenseur d'orientation interpolé par la méthode proposée au paragraphe 2.1.2.2 du chapitre 3 qui sont entrés dans la simulation.

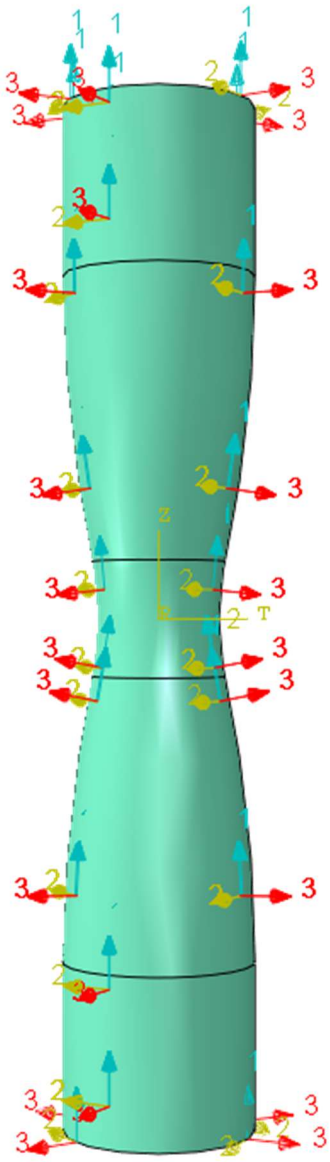


Figure B-2 : Représentation du repère matériau dans Abaqus sur toute la géométrie des éprouvettes tubulaires

Dimensionnement en fatigue en présence de singularités macroscopiques d'un thermoplastique renforcé par des fibres de verre courtes (PA66GF50) sous chargements uni- et multi-axiaux

Dans le contexte environnemental actuel, l'industrie automobile cherche à réduire les émissions de CO_2 tout en gardant des puissances équivalentes de véhicules. Un des solutions est d'alléger les véhicules. Cette thèse CIFRE, portée par Solvay Engineering Plastics en collaboration avec Vibracoustic, s'inscrit dans ce contexte. Elle concerne la tenue en fatigue de pièces injectées en Polyamide 6.6 renforcé par 50% en masse de fibres de verre courtes, et plus précisément la prise en compte des effets induits par des chargements multi-axiaux et la présence de singularités géométriques dans le dimensionnement en fatigue. L'étude est menée sous un conditionnement fixé de température (80°C) et d'humidité relative (50%) représentatif de l'environnement moteur. Pour répondre à l'objectif précité, une méthode complètement intégrée, depuis la simulation d'injection jusqu'à la prédiction de durée de vie par critère de fatigue (Through Process Modelling (TPM)), est utilisée. Une spécificité concerne le calcul de la réponse mécanique en chaque point, à partir d'une approche multi-échelle prenant en compte la viscoélasticité de la matrice et l'orientation des fibres issue du procédé. Le critère de fatigue retenu est un critère en énergie dissipée. Le « Fatigue Indicator Parameter » (FIP) du critère est ici assimilé à l'aire de boucle contrainte-déformation en régime stabilisé, obtenue par post-traitement des champs mécaniques en chaque point de la structure.

Après identification inverse de la loi de comportement de la matrice, une première partie du travail s'intéresse, sur éprouvettes lisses, à l'optimisation du degré de discrétisation de l'éprouvette dans l'épaisseur et au choix de la méthode d'identification du critère de fatigue.

La méthode est ensuite appliquée à une large base de données expérimentale, construite pour les besoins de l'étude, et impliquant des éprouvettes et des chargements de complexité croissante. Dans un premier temps, le cadre est celui de chargements uniaxiaux en traction sur éprouvettes lisses (avec différentes orientations préférentielles des fibres), sur tubes puis sur éprouvettes entaillées. Puis, on s'intéresse à des chargements en cisaillement sur éprouvettes papillon et de torsion sur tubes, et enfin à des chargements de traction-torsion combinés sur tubes.

Pour les différents chargements et degrés de singularité, le travail porte sur la définition d'un volume autour de la singularité sur lequel intégrer le FIP en entrée du critère de fatigue. La définition repose sur l'analyse des gradients mécaniques. Les durées de vie simulées avec la méthode TPM, associée à la définition proposée du volume d'intégration, sont ainsi proches des valeurs expérimentales dans une très grande majorité des configurations étudiées.

Mots-clés : *Composites à fibres—Fatigue, Composites thermoplastiques—Fatigue, Durée de vie (ingénierie), Éléments finis, Méthode des, Matières plastiques renforcées à la fibre de verre, PA66GF50, Critère énergétique, Through Process Modelling (TPM), Chargements multiaxiaux, Singularités macroscopiques*

Fatigue design of a short glass fibers reinforced thermoplastic (PA66GF50) with macroscopic singularities under uni- and multi-axial loadings

In the current environmental context, the automotive industry looks for reducing CO_2 emissions while keeping vehicles power. To this aim, a solution is to lighten the vehicles. In this context, this Ph.D. thesis, supported by Solvay Engineering Plastics in collaboration with Vibracoustic, deals with fatigue resistance of injected parts in Polyamide 6.6 reinforced by 50% wt. of short glass fibers, and attempts to take into account the effects of multiaxial loadings and geometrical singularities into a fatigue design methodology. The study is conducted for a given conditioning (RH50%,T80°C) representative of the atmospheric conditions experienced by motor mounts.

A fully integrated numerical approach from injection simulation to lifetime prediction by a fatigue criterion, named Through Process Modelling (TPM), is used. One TPM specificity lies in the calculation of the local mechanical response at each point of the part from a multi-scale approach considering the matrix viscoelasticity and the fibers orientation due to the injection process. The fatigue criterion selected is a dissipated energy one. It is based on a "Fatigue Indicator Parameter" (FIP) assimilated to the stress-strain loop area in the stationary regime and obtained by post-treatment of mechanical fields at each point of the part.

First, the matrix constitutive law is identified by reverse engineering. Then, the question of the discretization to be adopted in the thickness of an injected part is addressed on smooth samples, and the identification strategy of the fatigue criterion is defined.

Subsequently, TPM is applied to a large fatigue database, specifically built for the study, and involving samples and loadings with increasing complexity. Uniaxial tension loadings are studied, firstly on smooth samples (with different fibers orientations), then on pipes, and finally on notched samples. Shear loadings on butterfly samples and torsion loadings on pipes are studied. At last, pipes under combined tension-torsion are considered.

For each loading and each singularity level, attention is paid to the definition of a volume around the singularity on which the FIP should be spatially averaged. The definition relies on the mechanical gradients analysis. The TPM provides thus lifetimes predictions close to experimental ones in most of the studied configurations.

Keywords: *Fibrous composites—Fatigue, Thermoplastic composites—Fatigue, Service life (Engineering), Finite element method, Glass reinforced plastics, PA66GF50, Energetic criterion, Through Process Modelling (TPM), Multiaxial loadings, Macroscopic singularities*