



HAL
open science

Approche intégrée pour estimer la durée de vie en fatigue de pièces thermoplastiques renforcés fibres courtes dans un cadre viscoélastique haute température

Nathan Fouchier

► To cite this version:

Nathan Fouchier. Approche intégrée pour estimer la durée de vie en fatigue de pièces thermoplastiques renforcés fibres courtes dans un cadre viscoélastique haute température. Autre. ISAE-ENSMA Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique - Poitiers, 2018. Français. NNT : 2018ESMA0017 . tel-02080120

HAL Id: tel-02080120

<https://theses.hal.science/tel-02080120v1>

Submitted on 26 Mar 2019

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

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

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 et Aéronautique

Secteur de Recherche :

Mécanique des Solides, des Matériaux, des Structures et des Surfaces

Présentée par :

Nathan FOUCHIER

APPROCHE INTEGREE POUR ESTIMER LA DUREE DE VIE EN FATIGUE DE PIECES THERMOPLASTIQUES RENFORCES FIBRES COURTES DANS UN CADRE VISCOELASTIQUE HAUTE TEMPERATURE

Directrices de thèse : **Carole NADOT-MARTIN**

Sylvie CASTAGNET

Soutenue le 29 Novembre 2018
devant la Commission d'Examen

JURY

Président :

NAIT-ABDELAZIZ Moussa, Professeur, Université des Sciences et Technologies de Lille

Rapporteurs :

CANTOURNET Sabine, Directrice de Recherche CNRS, École des Mines ParisTech, Centre des Matériaux

MARCO Yann, Maître de Conférences HDR, ENSTA Bretagne, IRDL

Membres du jury :

BERNASCONI Andrea, Associate professor, Politecnico di Milano, Dipartimento di Meccanica

FITOUSSI Joseph, Maître de Conférences, Arts et Métiers ParisTech, PIMM

BERGAMO Sébastien, Ingénieur R&D, RENAULT SA, Technocentre de Guyancourt

NADOT-MARTIN Carole, Professeur, ISAE-ENSMA, Institut Pprime

CASTAGNET Sylvie, Directrice de Recherche CNRS, Institut Pprime

REMERCIEMENTS

Ça y est, j'y suis ! Voilà l'aboutissement de cette riche aventure de thèse, aventure scientifique mais finalement profondément humaine.

J'aimerais remercier tout d'abord la Direction Générale de l'Armement et la Région Poitou-Charentes, financeurs de cette thèse. J'en profite pour remercier particulièrement Mme Irène Maillat-Lestrade, correspondante DGA du projet. Nos quelques rencontres et discussions ont été à chaque fois très enrichissantes et motivantes. Je remercie également Matthieu Guehenec, qui m'a fait l'honneur de sa présence pour représenter la DGA le jour de ma soutenance.

Je profite de ces quelques mots d'introduction pour remercier l'ensemble des membres du jury pour cette discussion extrêmement riche. Merci particulièrement à Sabine Cantournet et Yann Marco pour avoir accepté et pris le temps de rapporter mes travaux, à Moussa Nait-Abdelaziz d'avoir accepté de présider le jury et à Andrea Bernasconi, Joseph Fitoussi et Sébastien Bergamo.

Je tiens à remercier tout particulièrement Andrea de s'être déplacé de Milan pour venir assister à l'aboutissement de mes travaux. J'ai eu la chance et le privilège de pouvoir passer deux mois à Milan pour travailler avec Edoardo et toi et j'en garde encore un excellent souvenir. Ce séjour m'a marqué par la richesse de nos échanges et par l'opportunité offerte de pouvoir approfondir mes travaux tout en voyageant et découvrant un nouvel environnement.

Cette fin de thèse marque donc la fin de près de 7 années passées à l'ENSMA entre mon cursus ingénieur et ma thèse. Je ne pense pas que j'étais particulièrement prédestiné à me retrouver à Poitiers pour si longtemps mais j'y ai finalement rencontré beaucoup de monde et y ai vécu pas mal d'aventures. Une pensée à tous mes amis ensmatiques et associés que j'ai rencontrés pendant toutes ces années, que j'ai appris à connaître et avec qui de belles amitiés se sont créées. Merci à la LMF (et peut être plus particulièrement à Florent et Antoine, à Jessy), au Kaârf, à Joevin, à Alex Glad et beaucoup d'autres.

Merci à tous ceux que j'ai pu croiser au sein du labo, autour d'un café, d'une machine d'essais ou d'un code Python. La bonne humeur régnant au sein du laboratoire restera un très bon souvenir. Merci ainsi à Karine, Brigitte, Éliane et Francine pour leurs sourires et leur aide souvent précieuse. J'y associe Delphine pour sa bonne humeur. Merci à Damien et Loic avec qui j'ai découvert les joies de l'enseignement. Merci à David, Médéric, Guillaume et particulièrement Mickael Gueguen (à qui je dois beaucoup dans l'écriture de mes scripts Python) pour votre support indispensable au bon déroulement de mes essais expérimentaux et numériques. Merci à Denis, Gilbert, Patrick, Jonathan et Florence pour les échanges autour d'un café.

Je ne pourrais pas écrire ces quelques mots sans remercier très chaleureusement mes deux encadrantes de thèse, Carole et Sylvie. Vous m'avez apporté beaucoup. D'un point de vue scientifique naturellement mais vous le savez, et le jeu des remerciements s'y prête bien, d'un point de vue humain. Vous avez su m'épauler, me rassurer et me pousser à aller de l'avant, à ne pas perdre confiance en moi et en mes capacités de réussir. Vous avez cru en moi et je vous dois beaucoup. Merci.

Ma vie de doctorant n'aurait pas été la même sans l'ensemble de la force vive du laboratoire avec qui j'ai partagé de nombreux et bons souvenirs. Merci aux plus anciens (plus ou moins) qui nous ont accueilli Benjamin, Aurélien, Louis, Élodie, Amélie et Amélie, Andrea et Thibault. Merci à ceux de ma promotion et partenaires de l'ATEM 2015 (Lorena, Selim, Cédric, Julien, Antonio et Fede) et aux un peu moins vieux (Émeline, François). Bon courage aux plus jeunes (Caroline, tu sais à quoi t'attendre, Sami, Clément, Nicolas, Adèle, Lucille, Giuseppe, Carolina et à tous ceux qui suivent). Merci aux post-doctorants Maxime, Vincenzo et en particulier Blanche qui m'a aidé et épaulé dans les dernières lignes droites. Enfin, merci à Azdine et Samuel. Mes passages dans votre bureau n'ont pas toujours été de l'ordre du travail mais je pense que vous avez su me soutenir plus que vous ne le pensez.

Parmi toutes les personnes rencontrées au cours de ces quelques années, je tiens à remercier naturellement mes co-bureaux (B008 dans les f*****) et particulièrement Layla et Alice. Nous avons quelque peu grandi ensemble dans les joies et désespoirs de la thèse. Je suis heureux de vous connaître et d'avoir partagé cela avec vous. Nos chemins se recroiseront très certainement. Merci également à Paulito et Cyril (à mon grand désespoir, je ne peux te dissocier de notre bureau 😊) avec qui nous avons bien rigolé ! Bon courage à vous. Je voudrais aussi remercier très chaleureusement Flavio et Marina. Merci pour tout ce vous avez fait pour moi, de m'avoir accueilli, hébergé, transporté, nourri italien. Merci pour notre belle amitié.

Un grand merci à ma famille, pour leur soutien tout au long de cette aventure. Merci à ma grand-mère, mes parents, ma sœur et mon frère d'être venus assister à ma soutenance et d'avoir partagé ce moment avec moi. Bon courage à mon petit frère pour sa thèse qui a démarré lorsque je finissais. Tu verras, il y a des hauts et des bas mais au fond, on retient et on en retire le meilleur, bon courage !

Enfin et pas des moindres, je veux remercier celle qui m'accompagne chaque jour et qui a toujours été là pour moi. Elle m'a soutenu, encouragé, poussé et aimé malgré mes doutes et mes faiblesses. Je la remercie pour sa présence bienveillante et de partager ma vie. Nihal, merci du fond du cœur, comme le soleil et la mer.

TABLES DES MATIÈRES

INTRODUCTION	11
CHAPITRE I – ÉTUDE BIBLIOGRAPHIQUE	15
I.1 Matériau.....	16
I.1.1 Matrice : Polymères thermoplastiques semi-cristallins.....	16
I.1.2 Renforts : fibres courtes.....	17
I.1.3 Thermoplastique renforcé de fibres de verre courtes.....	17
I.1.3.1 Méthode de fabrication.....	17
I.1.3.2 Caractéristiques du matériau composite.....	19
I.1.4 Microstructure induite par le procédé de fabrication.....	20
I.1.4.1 Orientation des fibres dans la pièce.....	20
I.1.4.2 Description de l'orientation des fibres.....	22
I.1.4.3 Méthodes de caractérisation expérimentale et de prédiction par simulation de l'orientation des fibres.....	24
I.2 Comportement mécanique et tenue en fatigue des thermoplastiques renforcés de fibres courtes.....	27
I.2.1 Mécanismes d'endommagement.....	28
I.2.1.1 Endommagement en pointe de fibre.....	28
I.2.1.2 Décohésion fibre-matrice.....	29
I.2.1.3 Rupture de fibres.....	30
I.2.1.4 Endommagement dans la matrice.....	31
I.2.1.5 Scénarii d'endommagement en fatigue.....	32
I.2.2 Contributions viscoélastique-viscoplastique.....	34
I.2.2.1 Influence de l'environnement et des conditions d'essais.....	35
I.2.2.2 Influence de la microstructure.....	42
I.2.3 Conclusion.....	45
I.3 Stratégie de dimensionnement en fatigue.....	47
I.3.1 Modélisation du comportement.....	47

I.3.2	Approche de dimensionnement par cumul d'endommagement	48
I.3.3	Approche de dimensionnement par critère de fatigue	50
I.4	Conclusions et stratégie de la thèse	58
 CHAPITRE II – CONSTRUCTION DE LA BASE DE DONNÉES EXPÉRIMENTALE		
.....		61
II.1	Matériau	63
II.2	Éprouvettes	66
II.2.1	Dimensions et découpe	66
II.2.2	Conditionnement.....	67
II.3	Essais mécaniques	70
II.3.1	Conditions d'essai.....	70
II.3.2	Protocole expérimental.....	73
II.3.3	Enregistrement des données en cours d'essai	75
II.4	Résultats.....	76
II.4.1	Essais de traction monotone jusqu'à rupture.....	76
II.4.2	Essais de fatigue en traction uniaxiale	77
II.4.2.1	Durée de vie – Courbes de Wölher.....	77
II.4.2.2	Comportement cyclique.....	81
II.4.3	Thermo-oxydation des éprouvettes en cours d'essai	92
II.5	Conclusions.....	96
 CHAPITRE III – PRÉDICTION DE DURÉE DE VIE EN FATIGUE DE THERMOPLASTIQUES RENFORCÉS DE FIBRES DE VERRE COURTES À HAUTE TEMPÉRATURE (110°C)		
.....		99
III.1	Fatigue life assessment methodology and issues	101
III.1.1	Main stages of the TPM [Klimkeit et al., 2011b].....	101
III.1.2	Main issues of an extension at 110°C.....	103
III.1.2.1	Definition and identification of the matrix viscoelastic law	103

III.1.2.2	Fatigue criterion and strategy of the dissipated energy calculation.....	109
III.1.2.3	Notion of a local stress ratio.....	111
III.2	Application of the extended TPM.....	115
III.2.1	Injection simulation.....	115
III.2.2	Estimate of the local properties.....	116
III.2.3	Finite Element Analysis.....	118
III.2.4	Fatigue criterion application.....	120
III.2.5	Identification of the criterion parameters.....	121
III.3	Validation of the extended TPM.....	123
III.3.1	Prediction of the failure point.....	123
III.3.2	Comparison of experimental and simulated fatigue lives.....	125
III.3.3	Comparison to the elastic framework at 110°C.....	128
III.4	Conclusions.....	132

CHAPITRE IV – INFLUENCE DE LA PRÉDICTION D’ORIENTATION DES FIBRES OBTENUE PAR SIMULATION D’INJECTION SUR LA QUALITÉ DE PRÉDICTION DE DURÉE DE VIE..... 135

IV.1	Simulation du procédé d’injection.....	137
IV.1.1	Description du modèle de simulation.....	137
IV.1.2	Taille de maille minimale.....	139
IV.1.3	Homogénéité de l’orientation dans la plaque.....	143
IV.1.4	Positionnement de la zone d’étude.....	146
IV.2	Obtention de la distribution d’orientation des fibres (FOD).....	148
IV.2.1	Description de la distribution d’orientation issue d’observations expérimentales... 148	
IV.2.2	Identification des paramètres de simulation.....	152
IV.3	Influence of the simulated microstructure on the fatigue life assessment.....	155
IV.3.1	Fibre orientation distribution (FOD) in the plate.....	155
IV.3.2	Energetic analysis.....	157
IV.3.3	Influence of the microstructure on the prediction of the fatigue life.....	163

IV.3.3.1 Identification of the fatigue criterion parameters.....	163
IV.3.3.2 Fatigue life assessment for each FOD configuration.....	163
IV.4 Conclusions.....	168
CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES.....	171
Conclusions.....	172
Perspectives.....	178
RÉFÉRENCES.....	181

INTRODUCTION

La mobilité de personnes est un enjeu majeur de la société interconnectée actuelle car elle doit répondre à une demande de plus en plus importante tout en respectant les règles de protection de l'environnement qui s'imposent aujourd'hui. L'industrie se doit donc de proposer des solutions innovantes de mobilité durable répondant à des enjeux sociaux, économiques et écologiques [DREAL, 2018]. Cette dimension écologique doit passer par une diminution, pour les véhicules, des émissions de gaz ou particules polluantes mais aussi par la diminution de la consommation de carburants issus d'énergies fossiles dont les ressources viendront inexorablement à s'épuiser.

Dans l'attente d'une solution durable de remplacement des énergies fossiles, les études, notamment dans l'industrie automobile, s'appuient sur trois points :

- Augmentation du rendement des moteurs, thermiques dans la majorité actuelle des cas ;
- Amélioration de l'aérodynamique du véhicule ;
- Allègement des structures.

Dans le cas de ce dernier point, les constructeurs s'intéressent de plus en plus à l'utilisation de pièces en matériau composite en remplacement des alliages métalliques et ce pour des applications structurelles et également proches des parties chaudes (sous capot, près du moteur).

Dans le cas d'applications structurelles, les thermoplastiques renforcés de fibres de verre courtes sont déjà largement utilisés grâce à leurs atouts : facilité de mise en forme par moulage injection, répondant ainsi aux demandes de cadences élevées dans la fabrication de série, faibles coûts, répondant ainsi aux enjeux économiques de mobilité, légèreté et recyclabilité, par rapport notamment au polymères thermodurs. On cherche encore cependant à améliorer leur fiabilité et à étendre leur gamme d'utilisation notamment à plus hautes températures.

Pour concevoir des pièces injectées constituées d'un tel matériau et qui seront amenées à subir des chargements répétés dans différents environnements, on s'est intéressé au développement d'outils numériques de dimensionnement conduisant à la prédiction de leur durée de vie en fatigue. Les connaissances accumulées auparavant sur le comportement et la résistance en fatigue de ce type de matériau, sous différents environnements, ont servi de base à la construction de tels modèles.

Il ressort notamment de ces études une forte dépendance aux conditions environnementales (température et humidité) et à la microstructure particulière de l'orientation des fibres propre au procédé de fabrication. Ces dépendances affectent les mécanismes d'endommagement locaux et complexes dus à l'interaction fibres – matrice, le comportement du matériau hétérogène anisotrope considéré viscoélastique-viscoplastique-endommageable et finalement la résistance en fatigue.

L'outil numérique complet de prédiction de durée de vie est donc complexe puisqu'il doit s'attacher à prendre en compte efficacement ces différents phénomènes. Le développement d'un tel modèle

s'appuie sur deux grandes familles d'approches de prédiction de durée de vie : par cumul d'endommagement ou, par analogie aux développements sur la fatigue des matériaux métalliques, par critère de fatigue. Dans les deux cas, une description du comportement est nécessaire, a minima sur les premiers cycles. La prise en compte de la distribution d'orientation des fibres induite par le procédé de fabrication, paramètre influent de la durée de vie, a fait l'objet du développement de modélisations qualifiées de « Through Process Modelling » (TPM), totalement intégrées de la simulation du procédé de fabrication à la prédiction de la durée de vie. Les approches par cumul d'endommagement offrent la possibilité de prendre en compte localement et précisément les mécanismes d'endommagement conduisant à la ruine du matériau mais les longs temps de calcul actuellement associés poussent à envisager des solutions plus rapides, par application d'un critère de fatigue.

De plus, l'utilisation de pièces en thermoplastiques renforcés proches des parties chaudes nécessite le développement de modèles de dimensionnement valables à hautes températures.

La thèse dont les résultats sont présentés dans ce manuscrit a été permise grâce au financement conjoint de la Direction Générale de l'Armement (DGA) et de la région Poitou-Charentes. Son objectif principal est de proposer un modèle de dimensionnement en fatigue adapté aux hautes températures. Dans ce cadre, les présents travaux s'intéressent à l'extension d'une méthodologie précédemment développée par Klimkeit et al. en 2009 [Klimkeit, 2009, Klimkeit et al., 2011b]. Cette dernière s'appuie sur une approche par critère et une description micromécanique du comportement intégrées dans un outil TPM, dans le cadre élastique à température ambiante. Il s'agira donc de l'adapter à plus haute température dans un cadre viscoélastique. Le matériau support de l'étude est un Polyamide 66 renforcé de 30% en masse de fibres de verre courtes fourni par Radici Group dans le cadre d'une collaboration avec A. Bernasconi de l'Institut Polytechnique de Milan.

Le manuscrit de thèse s'articule autour de quatre chapitres. Le premier chapitre est consacré à une étude bibliographique associée à ce type de matériau qui permettra de positionner l'étude et la démarche adoptée. Elle abordera la microstructure induite par le procédé de fabrication, le comportement et les mécanismes d'endommagement associés, la résistance en fatigue et enfin les stratégies de dimensionnement en fatigue conduisant à la prédiction de durée de vie.

Le développement du modèle repose sur une base de données expérimentale, présentée dans le second chapitre, construite à partir d'essais de fatigue en traction uniaxiale, selon deux rapports de charge sur des éprouvettes prélevées dans des plaques injectées de PA66GF30 selon différentes orientations par rapport à la direction d'injection.

Les différentes étapes du développement de l'outil de dimensionnement proposé sont décrites

dans le troisième chapitre. La prise en compte de la viscoélasticité conduit à la définition d'une nouvelle loi de comportement pour la matrice, à adapter le processus d'homogénéisation au cœur de la TPM, et enfin à choisir un critère de fatigue en énergie dissipée.

Les simulations du procédé de fabrication par moulage – injection conduisant à la prédiction de la distribution d'orientation des fibres utilisée en entrée de la chaîne de calcul de dimensionnement sont présentées dans le quatrième et dernier chapitre. L'influence de la qualité de prédiction d'orientation sur les prédictions de durée de vie en sortie du modèle est particulièrement étudiée.

CHAPITRE I – ÉTUDE BIBLIOGRAPHIQUE

I.1 Matériau

Dans le cadre de l'industrie des transports et plus particulièrement l'industrie automobile, la volonté d'alléger les structures incite les acteurs du secteur à remplacer les pièces métalliques par des pièces en matériaux composites. Le choix porté sur l'utilisation de thermoplastiques renforcés de fibres courtes s'explique par plusieurs aspects.

- Moulage injection : procédé répondant aux hautes cadences industrielles ;
- Thermoplastique : matériau recyclable.

Le type de matériau composite étudié ici est constitué de deux phases :

- La matrice permettant d'assurer le transfert des efforts aux renforts tout en permettant de répondre aux contraintes d'allègement des structures ;
- Les renforts sous forme de fibres courtes assurant la résistance de la pièce face aux chargements subis.

I.1.1 Matrice : Polymères thermoplastiques semi-cristallins

Les matériaux thermoplastiques semi-cristallins sont constitués de chaînes polymères reliées entre elles par des liaisons plus ou moins faibles. L'organisation de ces chaînes implique l'existence de deux phases. Une phase cristalline, organisée et régulière, et une phase amorphe, désorganisée. La phase cristalline est organisée sous forme de lamelles cristallines constituant des sphérolites. La phase amorphe est constituée des chaînes ne constituant pas les lamelles cristallines. Compte tenu du fait que la longueur moyenne des chaînes est grande devant l'épaisseur des lamelles, une même chaîne peut participer à la fois à l'organisation de la phase cristalline et à la phase amorphe. La participation d'une même macromolécule à deux lamelles cristallines adjacentes crée des « molécules liens » qui participent à la transmission d'efforts d'une lamelle cristalline à l'autre, et ainsi à la cohésion mécanique d'ensemble.

La particularité de ce type de matériau est de présenter une transition de la phase amorphe entre un état vitreux et un état caoutchoutique. Cette transition est inférieure à la température de fusion et est caractérisée en température par la température de transition vitreuse. Dans le cas des polyamides, dont les chaînes macromoléculaires interagissent notamment via des liaisons hydrogène, cette température dépend fortement de l'eau contenue dans le matériau. En effet, les molécules d'eau vont avoir tendance à casser ces liaisons hydrogène entre les chaînes polymères, leur conférant une plus grande mobilité. Cette température de transition vitreuse varie donc inversement avec la quantité d'eau contenue.

I.1.2 Renforts : fibres courtes

Différents matériaux sont couramment utilisés comme renforts pour matériaux composites : le carbone, le verre ou l'aramide. Pour des raisons économiques, le verre est souvent choisi car il représente un meilleur rapport résistance/prix.

Dans la grande famille des thermoplastiques renforcés, plusieurs types de renforts existent et sont couramment utilisés. Dans l'industrie des transports, on retrouve principalement des renforts sous forme de fibres : fibres courtes (longueur inférieure à 1mm), et fibres longues ou continues assemblées sous forme de tissus, mats ou plis unidirectionnels.

L'utilisation de fibres courtes, comme dans le cadre de cette étude, ne permet pas de fabriquer des pièces aussi rigides et résistantes que l'utilisation de fibres longues (notamment dans la direction des fibres) mais offre d'autres avantages non négligeables pour le design et la fabrication de pièces industrielles. En effet, la mise en forme de pièces, en particulier selon le procédé de moulage injection, est plus facile et répond bien aux attentes de haute cadence industrielle. La faible longueur de ces renforts n'entraîne également pas de modification de courbure au cours de la fabrication et de modifications des propriétés dimensionnées.

Usuellement, on pourra noter que les fibres courtes ont un diamètre constant d'une dizaine de micromètres.

I.1.3 Thermoplastique renforcé de fibres de verre courtes

I.1.3.1 Méthode de fabrication

Préparation des composants

En amont de la phase d'injection, les composants sont préparés afin, dans un premier temps, de garantir la bonne cohésion entre les différentes phases du matériau (interphase) et, dans un deuxième temps, de faciliter la fabrication industrielle des pièces injectées.

La bonne cohésion entre la matrice et les fibres est assurée par une préparation de surface de la fibre de verre, appelée ensimage. La fibre est enduite d'un agent de couplage dont le but est de créer des liaisons chimiques avec la matrice polymère. Cette étape est d'autant plus importante que la bonne cohésion de l'interface est responsable des bonnes propriétés mécaniques du matériau composite.

Une fois préparées, les fibres sont ensuite découpées et mélangées à la matière thermoplastique synthétisée. Le mélange polymère fondu – fibres est refroidi en sortie d'extrudeuse et découpé

pour fabriquer des granulés ou compound. Cette étape est appelée compoundage. Ce sont ces granulés qui seront par la suite utilisés pour le procédé d'injection.

Procédé du moulage injection

La **Figure I.1.1** montre les différentes étapes du procédé de moulage par injection d'une pièce en thermoplastique [Trotignon et al., 1996]. Dans le cas d'un thermoplastique renforcé de fibres courtes, la technique est la même. Plusieurs types de machines d'injection existent, en fonction de la quantité de matière à injecter. On ne présentera ici qu'un seul type, le principe étant globalement le même.

En préparation de l'injection, le matériau, sous forme de compound, est chauffé et mélangé. Le tout est dosé en fonction de la taille du moule. Cette étape est appelée plastification.

Le procédé même d'injection peut se découper en trois phases principales :

Injection ou remplissage : en se servant de la vis d'injection comme piston, la matière fondue est injectée dans le moule (**Figure I.1.1 – étape 2**) ;

Maintien ou compactage : la matière est maintenue sous pression dans le moule. Cette étape permet de réduire le retrait de la pièce injectée (**Figure I.1.1 – étape 3**) ;

Refroidissement : la matière est figée et la pièce est éjectée lorsque sa rigidité est suffisante (**Figure I.1.1 – étape 4**).

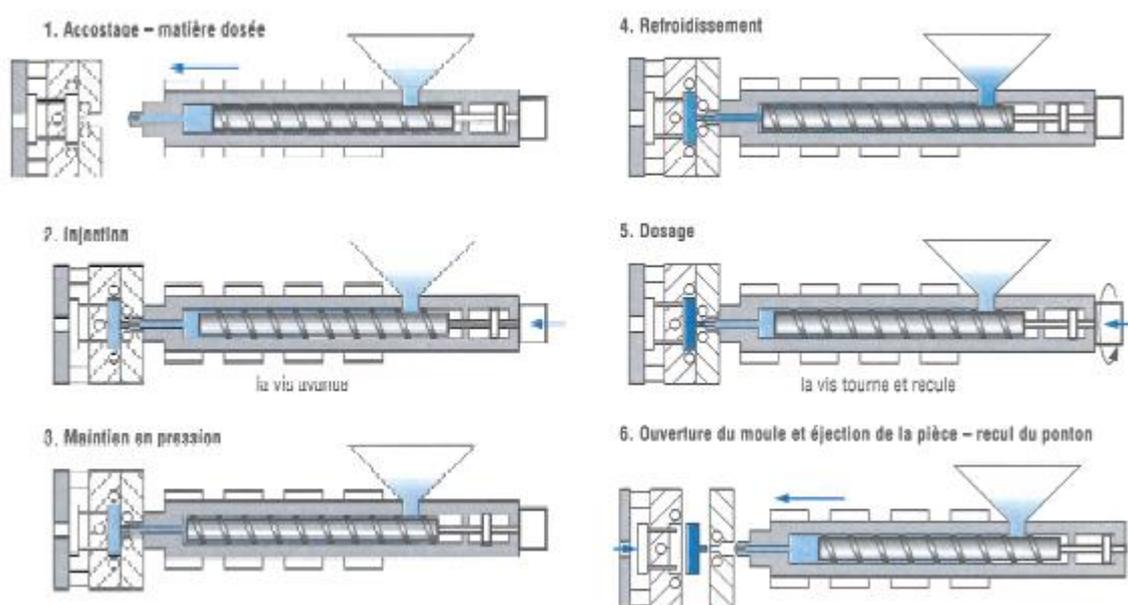


Figure I.1.1 : Étapes du procédé d'injection d'une pièce [Trotignon et al., 1996a]

Un aspect important à retenir de ces étapes de fabrication (de la préparation des composants à la pièce finie) est que les fibres sont coupées et cassées plusieurs fois au cours de la fabrication d'une pièce. Or, l'ensimage ne se fait qu'au début du procédé de fabrication. Cette préparation de surface étant responsable de la bonne cohésion des fibres avec la matrice thermoplastique, il paraît alors évident que les pointes de fibres deviennent des zones de faible cohésion et donc potentiellement responsables de l'apparition de l'endommagement (voir partie I.2.1).

I.1.3.2 Caractéristiques du matériau composite

Proportion de fibre

Le matériau composite est caractérisé principalement par sa proportion de fibres. Les fibres étant responsables de la rigidité du matériau, plus leur proportion augmente, plus le matériau est rigide. L'augmentation de la fraction massique de fibre s'est faite de manière progressive en fonction des besoins de l'industrie. Celle-ci recherchant de plus en plus à remplacer les matériaux métalliques, les matériaux composites sont amenés à être de plus en plus utilisés pour des pièces de structure, nécessitant une plus grande rigidité. On pourra citer, pour illustrer l'évolution, les travaux de Bernasconi et al. sur un PA66-GF10 utilisé pour la fabrication d'une pédale de voiture [Bernasconi et al., 2010] et les études plus récentes de Jégou et al. sur un PA66-GF50 [Jégou, 2012]. La majorité des études sur les thermoplastiques renforcés de fibres de verre courtes présentes actuellement dans la littérature proposent des fractions massiques de fibres entre 30 et 35%.

Variation de longueur des fibres

Comme expliqué auparavant, le procédé de fabrication induit de multiples coupures de fibres au cours de la fabrication d'une pièce. Plusieurs auteurs ont mesuré une longueur moyenne de fibres. On pourra citer ici Thomason et al. qui ont étudié notamment l'influence de la longueur, du diamètre et de la concentration de fibres de verre sur le module élastique d'un PA66 renforcé [Thomason, 2008]. Les mesures réalisées montrent que la longueur des fibres dépend notamment de la fraction massique de celles-ci dans le matériau composite.

Bernasconi et al. ont également mesuré la longueur moyenne de fibres dans une pièce injectée en PA6-GF30 [Bernasconi et al., 2007a]. Les mesures indiquent une variation de longueur allant de 25 μ m à 550 μ m selon une distribution de Weibull. La **Figure I.1.2** illustre la répartition typique de distribution de longueur de fibres dans le cas de Polyamide renforcés de fibres courtes.

La longueur moyenne pondérée est de 275 μ m. Elle est calculée à partir de l'équation (I.1-1).

$$L_w = \frac{\sum_{i=1}^N n_i l_i^2}{\sum_{i=1}^N n_i l_i} \quad (I.1-1)$$

Où N est le nombre total de fibres mesurées et n_i le nombre de fibres de longueur l_i .

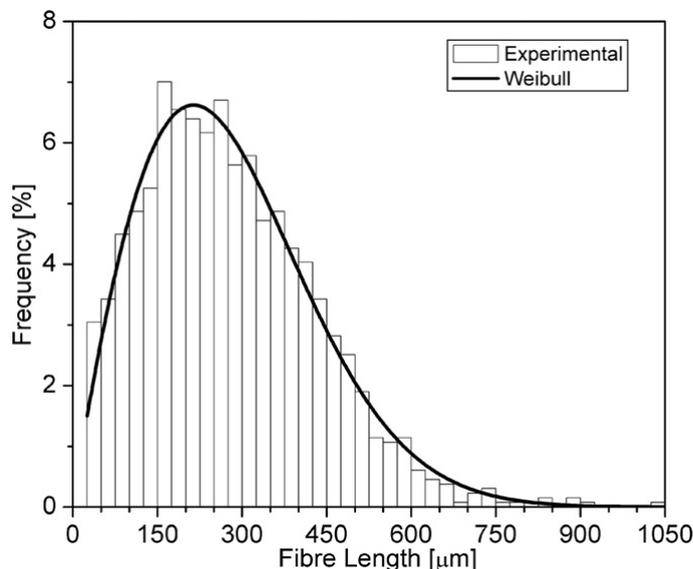


Figure I.1.2 : Distribution typique de longueur de fibres dans un Polyamide renforcé de fibres de verre courtes. Illustration issue de [Bernasconi et al., 2007b]

I.1.4 Microstructure induite par le procédé de fabrication

Le procédé d'injection décrit dans la partie I.1.3.1 est responsable d'une distribution caractéristique de l'orientation des fibres dans les pièces injectées.

I.1.4.1 Orientation des fibres dans la pièce

Lors de l'étape d'injection (voir **Figure I.1.1 – étape 2**), le mélange fibre matrice est une matière thermoplastique fondue dans laquelle les fibres sont entraînées. Le mélange suit un comportement semblable à celui d'un fluide visqueux. L'orientation des fibres dans la pièce est induite par les phénomènes rhéologiques régissant l'écoulement du mélange fondu dans le moule.

Dans les travaux de thèse de Megally [Megally, 2005a] sont illustrés et décrits les deux types d'écoulement associés au procédé d'injection : le cisaillement simple et l'écoulement élongationnel (voir **Figure I.1.3**). Les descriptions s'appuient sur les mouvements d'une fibre isolée.

Le cisaillement simple se produit dans le cas d'un écoulement entre deux plaques parallèles. La fibre est animée d'un mouvement périodique autour de la direction d'écoulement. Le temps de séjour privilégié est dans la direction d'écoulement mais la fibre ne tend pas vers une position d'équilibre.

L'écoulement élongationnel se rencontre sur l'axe d'une géométrie divergente ou convergente. Au passage dans le divergent, la fibre s'oriente perpendiculairement à la direction d'injection. Au passage d'un convergent, elle s'oriente parallèlement à la direction d'injection. La fibre tend ensuite à une position stable, perpendiculaire ou parallèle à l'écoulement.

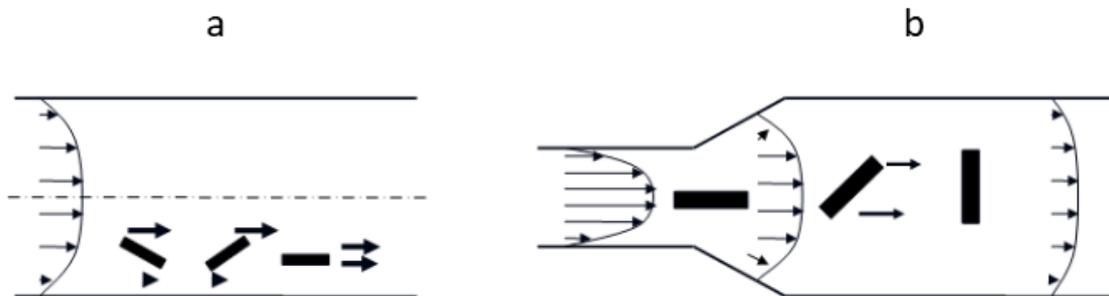


Figure I.1.3 : Illustration de l'orientation d'une fibre dans les cas d'écoulements de cisaillement simple (a) et élongationnel (b)

Cas particulier d'une plaque injectée en nappe

Le matériau support dans le cadre de ces travaux de thèse étant fourni sous forme de plaques injectées, on s'intéresse donc ici à ce cas particulier. Sa microstructure qualifiée de structure cœur-peau est caractéristique du procédé d'injection et présente différentes couches dans son épaisseur. Une illustration de cette distribution d'orientation dans la demi-épaisseur est donnée dans la **Figure I.1.4**. Ces dernières se répartissent de manière symétrique par rapport au plan médian de la plaque. On retiendra ici deux types de couche :

- **La couche de peau (*shell*)** dans laquelle les fibres sont orientées parallèlement à la direction de l'écoulement, conséquence du cisaillement important dans cette zone. Elle représente une grande proportion de la demi-épaisseur.
- **La couche de cœur (*core*)** située autour du plan médian de la plaque dans laquelle les fibres sont orientées perpendiculairement à la direction de l'écoulement. Cette couche est la conséquence d'un écoulement élongationnel autour du seuil d'injection qui conduit à un alignement des fibres perpendiculairement à la direction d'injection. Un cisaillement pratiquement nul sur le plan médian de la plaque conduit à la conservation de cette orientation.

Des couches de transitions existent entre ces différentes couches mais ne seront pas considérées. On peut néanmoins noter la présence d'une fine couche en surface de la plaque dans laquelle les fibres sont orientées aléatoirement.

On notera que la couche qualifiée ici de peau (*shell* en anglais) est également appelée intermédiaire

dans les travaux de Megally [Megally, 2005a] pour éviter la confusion avec la couche de surface ou de peau (*skin* en anglais). Dans le reste du manuscrit, la couche de peau est bien celle qui est décrite ci-dessus ou qualifiée en anglais de « *Shell layer* ».

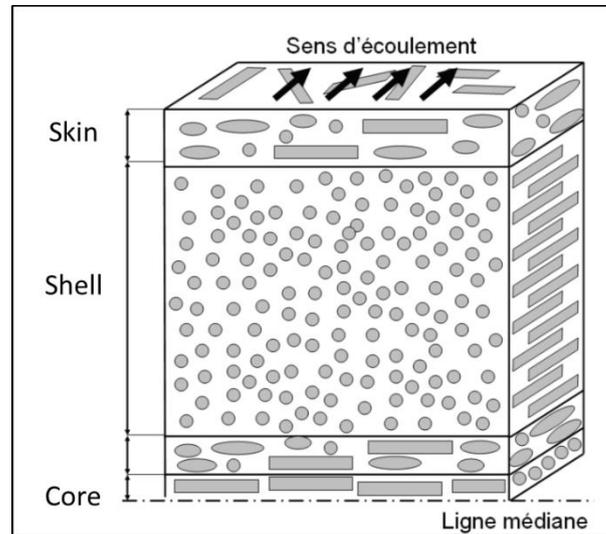


Figure I.1.4 : Illustration de la distribution d'orientation des fibres en couches dans la demi-épaisseur d'une plaque injectée (issue de la thèse de Klimkeit [Klimkeit, 2009])

I.1.4.2 Description de l'orientation des fibres

Cette section s'appuie sur les travaux d'Advani et Tucker [Advani and Tucker, 1987].

L'orientation d'une fibre unitaire est décrite par le vecteur unitaire \vec{p} , illustré dans la **Figure I.1.5**.

Il est décrit en fonction de deux angles θ et ϕ . Ses composantes sont définies par les équations (I.1-1), (I.1-2) et (I.1-3).

$$p_1 = \sin(\theta) \cos(\phi) \quad (\text{I.1-2})$$

$$p_2 = \sin(\theta) \sin(\phi) \quad (\text{I.1-3})$$

$$p_3 = \cos(\theta) \quad (\text{I.1-4})$$

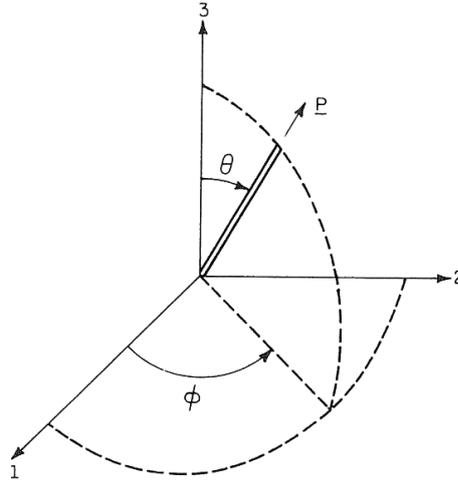


Figure I.1.5 : Définition du vecteur d'orientation \vec{p} et des angles θ et ϕ
 [Advani and Tucker, 1987]

La description d'un état d'orientation d'une fibre se fait via une fonction de probabilité de distribution d'orientation ψ . Cette fonction est définie de telle sorte que la probabilité P de trouver une fibre entre les angles θ_1 et $(\theta_1 + d\theta)$, et ϕ_1 et $(\phi_1 + d\phi)$ est donnée par l'équation

$$P(\theta_1 \leq \theta \leq \theta_1 + d\theta, \phi_1 \leq \phi \leq \phi_1 + d\phi) = \psi(\theta_1, \phi_1) \sin(\theta_1) d\theta d\phi \quad (\text{I.1-5})$$

Cette fonction de probabilité ψ peut être décrite en fonction du vecteur unitaire \vec{p} . Elle doit également respecter certaines conditions physiques. Une fibre décrite par le vecteur \vec{p} ne peut être différenciée de celle décrite par le vecteur $-\vec{p}$ et chaque fibre possède une orientation. La fonction de probabilité doit donc être périodique (équation (I.1-6)) et normalisée (équation (I.1-7)).

$$\psi(\vec{p}) = \psi(-\vec{p}) \quad (\text{I.1-6})$$

$$\oint \psi(\vec{p}) d\vec{p} = 1 \quad (\text{I.1-7})$$

Cette description de l'orientation est précise mais son intégration dans un code de simulation du procédé d'injection est lourde. Pour cela, la description est définie sous la forme de tenseurs d'ordre 2 et 4 (bien que tous les tenseurs d'ordre pair puissent convenir). Le calcul des composantes de ces tenseurs est donné par les équations (I.1-8) et (I.1-9).

$$a_{ij} = \oint p_i p_j \psi(\vec{p}) d\vec{p} \quad (\text{I.1-8})$$

$$a_{ijkl} = \oint p_i p_j p_k p_l \psi(\vec{p}) d\vec{p} \quad (\text{I.1-9})$$

Les tenseurs d'ordre 2 représentent une simplification des tenseurs d'ordre 4.

Ces tenseurs sont symétriques (équation (I.1-10)) et respectent la condition de normalisation (équation (I.1-11) écrite selon la convention de sommation d'Einstein).

$$a_{ij} = a_{ji} \quad (I.1-10)$$

$$a_{ii} = 1 \quad (I.1-11)$$

I.1.4.3 Méthodes de caractérisation expérimentale et de prédiction par simulation de l'orientation des fibres

On présentera ici une méthode expérimentale répandue puis les méthodes de prédiction de l'orientation des fibres par simulation du procédé d'injection.

Méthode de mesure expérimentale

Cette méthode s'appuie sur l'observation de coupes 2D sur une zone définie. À partir des dimensions des ellipses apparentes en surface de coupe, il est possible de remonter à l'orientation dans l'espace de la fibre. Dans le cas d'une fibre unique les dimensions de l'ellipse sont définies dans la **Figure I.1.6**.

L'angle ϕ est mesuré sur la coupe et θ est donné par l'équation (I.1-12).

$$\theta = \cos^{-1} \left(\frac{b}{a} \right) \quad (I.1-12)$$

Pour mesurer les distributions d'orientations, par exemple dans l'épaisseur d'une plaque injectée, à partir d'un plan de coupe, le développement de routines de traitement d'image est nécessaire afin de traiter plus rapidement le problème.

On pourra citer ici un outil développé au sein de l'Université de Leeds (UK) [Eberhardt and Clarke, 2001; Hine et al., 1995, 1996] ;

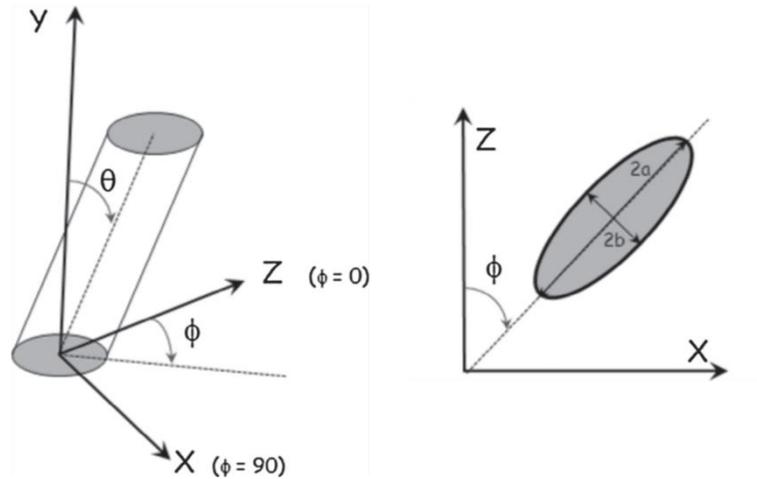


Figure I.1.6 : Définition des dimensions de l'ellipse apparente sur une coupe conduisant au calcul des angles définissant l'orientation de la fibre dans l'espace. Illustration tirée de [Hine et al., 2014]

L'utilisation de la micro-tomographie a également permis le développement d'outils de caractérisation expérimentale en 3D comme celui de Eberhardt et Clarke [Eberhardt and Clarke, 2002].

Simulation numérique du procédé d'injection

Les simulations du procédé de fabrication pour prédire l'orientation des fibres dans la pièce injectée s'appuient sur la modélisation du mouvement des fibres associé aux lois rhéologiques décrivant l'écoulement du mélange visqueux fibres – matrice dans le moule.

Cette modélisation est prise en compte dans les logiciels de simulation tel que Moldflow® (largement répandu) en s'appuyant sur les théories de Jeffery [Jeffery, 1922] donnant les équations de mouvement d'une particule unique dans un fluide Newtonien et surtout sur l'extension de ces théories par Folgar et Tucker [Folgar and Tucker, 1984] pour considérer l'orientation d'une fibre en concentration non diluée.

Dans Moldflow®, les modèles implémentés sont le modèle Folgar-Tucker révisé (équation (I.1-13)) et le modèle RSC (« Reduced Strain Closure ») développé par Wang et al. [Wang et al., 2008] (équation (I.1-14)). Les notations des équations sont tirées de [Moldflow, 2018a, 2018b].

$$\begin{aligned} \frac{Da_{ij}}{Dt} = & -\frac{1}{2}(\omega_{ik}a_{kj} - a_{ik}\omega_{kj}) + \frac{1}{2}\lambda(\dot{\gamma}_{ik}a_{kj} + a_{ik}\dot{\gamma}_{kj} - 2\dot{\gamma}_{kj}a_{ijkl}) \\ & + 2C_i\dot{\gamma}(\delta_{ij} - (2 + D_z)a_{ij}) \end{aligned} \quad (I.1-13)$$

Le modèle Folgar-Tucker révisé est adapté aux modélisations 2D. a_{ij} et a_{ijkl} sont les composantes des tenseurs d'orientation d'ordre 2 et 4, $\dot{\gamma}_{ik}$ et ω_{ik} respectivement les parties symétrique et antisymétrique du tenseur gradient de vitesse, $\dot{\gamma}$ la norme de la partie symétrique et λ une constante. C_l et D_z sont les deux paramètres à définir. C_l est un paramètre phénoménologique appelé coefficient d'interaction modélisant les effets inter-fibres sur l'orientation, il est compris dans l'intervalle]0 ; 0,1]. D_z est un coefficient qui représente l'importance de l'effet aléatoire sur les orientations hors plan dû à l'interaction des fibres. Dans le cas de moulage-injection, cet effet est très faible dans la direction hors-plan, D_z est donc très faible. D_z égal à 1 donne le modèle d'orientation Folgar-Tucker dans le cas de problèmes 3D.

Le modèle Folgar-Tucker a tendance à surestimer la cinétique d'orientation des fibres. Le modèle RSC a donc été développé pour mieux décrire cette cinétique.

$$\begin{aligned} \frac{Da_{ij}}{Dt} = & -\frac{1}{2}(\omega_{ik}a_{kj} - a_{ik}\omega_{kj}) \\ & + \frac{1}{2}\lambda(\dot{\gamma}_{ik}a_{kj} + a_{ik}\dot{\gamma}_{kj}) \\ & - 2[a_{ijkl} + (1 - \kappa)(L_{ijkl} - M_{ijmn}a_{mnkl})]\dot{\gamma}_{kj} \\ & + 2\kappa C_l \dot{\gamma}(\delta_{ij} - 3a_{ij}) \end{aligned} \quad (I.1-14)$$

$$L_{ijkl} = \sum_{p=1}^3 \sigma_p e_i^p e_j^p e_k^p e_l^p \quad (I.1-15)$$

$$M_{ijkl} = \sum_{p=1}^3 e_i^p e_j^p e_k^p e_l^p \quad (I.1-16)$$

σ_p est la $p^{\text{ème}}$ valeur propre et e_i^p la $i^{\text{ème}}$ composante du $p^{\text{ème}}$ vecteur propre du tenseur d'orientation de second ordre. Les paramètres du modèle sont κ et C_l avec κ un paramètre phénoménologique compris dans l'intervalle [0 ; 1] modélisant la dynamique lente d'orientation des fibres. Lorsque $\kappa = 1$, cela revient au modèle Folgar-Tucker.

Dans ces deux modèles, les équations sont dépendantes des tenseurs d'orientation du second et quatrième ordre. Une approximation de fermeture est donc nécessaire pour exprimer le tenseur d'ordre 4 en fonction du tenseur d'ordre 2. Plusieurs approximations existent [Vincent et al., 2005; Wang et al., 2008]. Dans Moldflow® l'approximation est hybride entre formulation linéaire et quadratique.

I.2 Comportement mécanique et tenue en fatigue des thermoplastiques renforcés de fibres courtes

Le comportement d'un matériau thermoplastique renforcé de fibres courtes est fortement influencé par le comportement de chacune de ses phases mais aussi par l'interaction entre elles. Le comportement du matériau composite est considéré viscoélastique-viscoplastique-endommageable.

Le caractère endommageable du matériau, comme observé et présenté dans la partie I.2.1, dépend fortement de la présence de deux constituants très différents et dont la bonne cohésion est un paramètre d'ordre 1 en plus de leurs endommagements propres. L'observation des mécanismes d'endommagement se fait à l'échelle microscopique.

Le caractère viscoélastique-viscoplastique, attribué à la présence de la matrice, est également observable mais à des échelles plus grandes (on ne s'intéresse pas aux micro-mécanismes matriciels à des échelles beaucoup plus fines). Il dépend également de nombreux paramètres comme le temps, la température, l'humidité relative ou encore l'orientation des fibres dans le matériau.

Dans la suite de cette partie, on s'intéressera tout d'abord aux mécanismes d'endommagement observés au cours d'essais mécaniques monotones et de fatigue. Différents scénarii d'évolution de l'endommagement en fatigue seront présentés.

Dans un second temps, la contribution viscoélastique-viscoplastique sera étudiée notamment via les nombreux paramètres d'influence du comportement.

Les essais mécaniques uniaxiaux, sur lesquels s'appuient les observations des mécanismes d'endommagement ou encore la caractérisation du comportement, sont principalement réalisés sur des éprouvettes découpées dans des plaques fabriquées par moulage injection. Afin d'observer l'influence de l'orientation, ces éprouvettes sont découpées selon un angle θ par rapport à la direction d'injection, comme indiqué par la **Figure I.2.1**. Ainsi, les effets d'orientation de fibres sont corrélés à la fois à la direction de prélèvement par rapport à la direction d'injection mais aussi à la microstructure cœur-peau induite par le procédé de fabrication.

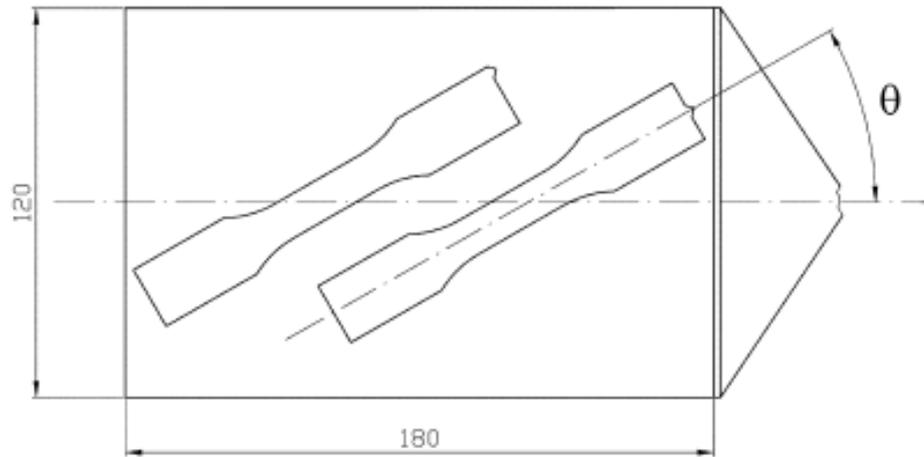


Figure I.2.1 : Schéma de découpe d'éprouvettes dans une plaque injectée avec définition de l'orientation θ de l'éprouvette par rapport à la direction d'injection

I.2.1 Mécanismes d'endommagement

Les mécanismes présentés dans la suite de cette partie ont été observés à l'aide d'images post-mortem produites par microscopie électronique à balayage ou par images micro-tomographiques en cours de chargement ou postérieurement à celui-ci. Les chargements appliqués aux éprouvettes testées sont des chargements de traction soit monotones jusqu'à rupture, soit cycliques pour observer des mécanismes spécifiques aux chargements de fatigue. Bien que le sujet s'inscrive dans une démarche en fatigue, les mécanismes associés aux deux types de chargements seront développés et les différences observées seront explicitées. Pour chaque type d'endommagement présenté, l'influence de la microstructure et de l'environnement sera explicitée si elle existe.

I.2.1.1 Endommagement en pointe de fibre

L'endommagement en pointe de fibre, illustré dans la **Figure I.2.2**, est un mécanisme observé dès les premiers cycles de chargement en fatigue, comme en traction monotone, et diffus sur l'ensemble de la zone observée. Il est à la fois caractéristique de la mauvaise cohésion fibre-matrice due à la coupure des fibres lors du procédé de fabrication (voir partie I.1.3.2) mais aussi de la concentration de contraintes liée à la géométrie de la fibre [Rolland et al., 2016, 2018].

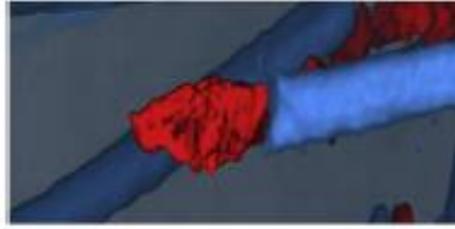


Figure I.2.2 : Endommagement en pointe de fibre (reconstruction par tomographie aux rayons X et segmentation) [Rolland et al., 2016]

L'évolution de ce type d'endommagement est dépendant du type de chargement et de l'environnement mais ne semble pas affecté par l'orientation des fibres par rapport à la direction de chargement.

Les travaux de Rolland et al. [Rolland et al., 2016], pour des chargements uniaxiaux en traction monotone, montrent que pour des éprouvettes conditionnées à RH50 et RH80, la propagation de l'endommagement se fait dans la direction de chargement puis de manière sphérique, cela étant dû au caractère ductile de la matrice. À RH0, la propagation reste limitée à de petits volumes.

La propagation est différente en fatigue [Rolland et al., 2018]. En effet, plutôt que de grossir de manière sphérique, l'endommagement a plutôt tendance à générer une microfissure, transverse à la direction de chargement macroscopique en traction, dans la matrice (voir partie I.2.1.4).

I.2.1.2 Décohésion fibre-matrice

La décohésion fibre-matrice est un mécanisme largement observé et est considéré comme prépondérant. Ce mécanisme est principalement dû aux concentrations de contraintes dans des zones où les fibres sont proches les unes des autres.



Figure I.2.3 : Décohésion fibre-matrice [Rolland et al., 2016]

Les observations montrent que ce type d'endommagement peut être initié par la décohésion en pointe de fibre mais pas uniquement. Les travaux d'Arif [Arif et al., 2014a] montrent que sur des éprouvettes chargées en flexion et conditionnées à RH50 et RH80, la décohésion fibre matrice peut être observée indépendamment d'une décohésion en pointe de fibre préalable dans le cas où les fibres sont proches les unes des autres.

La dépendance à la microstructure a été étudiée par Arif et al. [Arif et al., 2014b]. Les auteurs observent une activation de ce mécanisme d'endommagement dans les couches de cœur et de peau lorsque le matériau est sollicité dans la direction d'injection, mais principalement dans la couche de peau lorsque le matériau est sollicité perpendiculairement à la direction d'injection. Les mécanismes observés dans ce dernier cas dans la couche de cœur sont principalement de l'endommagement matriciel sous forme de microfissures (voir partie I.2.1.4).

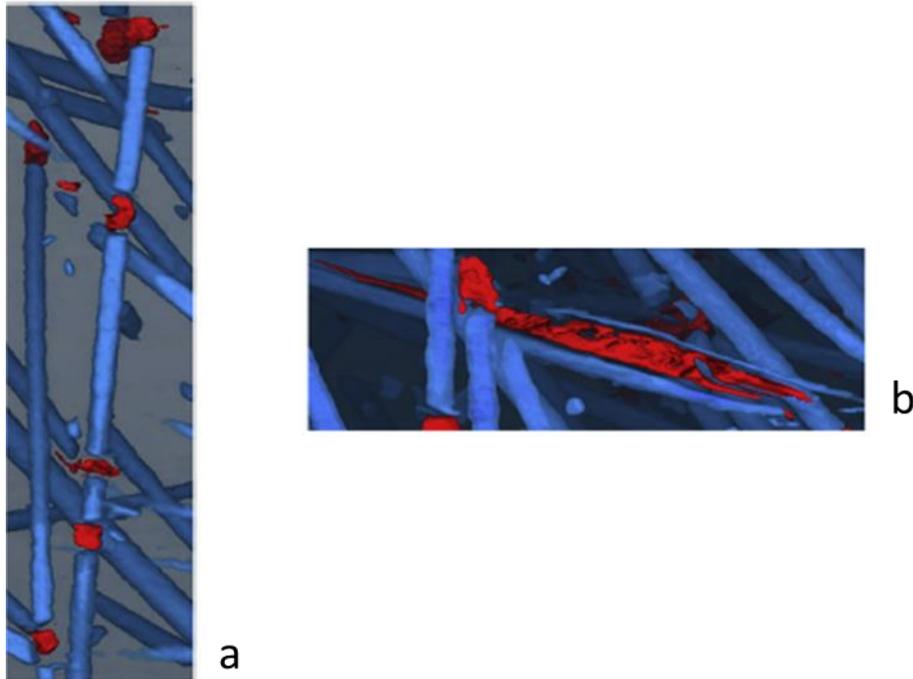
I.2.1.3 Rupture de fibres

Les ruptures de fibres représentent un mécanisme d'endommagement important puisque chaque rupture implique l'apparition de deux nouvelles pointes et donc de nouvelles zones de mauvaise cohésion avec la matrice.

Les observations de Rolland et al. montrent que les fibres ont tendance à se rompre en de multiples points (voir **Figure I.2.4**). Ceci semble être dû à la présence environnante d'autres fibres orientées dans des directions différentes. Le mécanisme le plus souvent observé est une rupture transverse à la direction de la fibre mais des ruptures longitudinales ont également été observées [Rolland et al., 2016].

En fatigue, ce mécanisme se développe tout au long de la durée de vie et est observé quelle que soit l'orientation des fibres par rapport à la direction de chargement. Étant donné que l'endommagement n'est pas observable dès les premiers cycles, Rolland et al. [Rolland et al., 2018] considèrent que ce mécanisme est piloté par la fatigue et non par un processus de rupture en traction monotone. Les multiples ruptures de fibres entraînent une redistribution locale des contraintes, ce qui conduit à la rupture des fibres adjacentes et à l'endommagement de la matrice environnante.

L'humidité relative ne semble pas affecter directement le mécanisme de rupture de fibres mais plus la propagation de l'endommagement ainsi généré. L'adoucissement de la matrice pour des humidités relatives élevées entraîne une plus grande déformation de la matrice que dans le cas d'une matrice sèche [Rolland et al., 2017].



*Figure I.2.4 : Rupture de fibres dans le sens transverse (a) et longitudinal (b)
[Rolland et al., 2016]*

I.2.1.4 Endommagement dans la matrice

L'endommagement de la matrice se manifeste de plusieurs manières. Les travaux de Rolland et al [Rolland et al., 2017, 2018] montrent la présence de cavitation et fibrillation.

La cavitation se manifeste sous forme de petites cavités sphériques dans la matrice. Pour des chargements de fatigue, ces marqueurs d'endommagement apparaissent au bout de 10% de la durée de vie et se développent tout au long de la durée de vie. On retrouve ce type d'endommagement autant dans les zones matricielles, où la concentration de fibres est faible, que dans les zones matricielles confinées entre les fibres. Dans le premier cas, le mécanisme est activé par l'augmentation de la déformation moyenne au cours de la durée de vie, due au caractère viscoélastique de la matrice. Dans le deuxième cas, le mécanisme est activé par le niveau élevé de triaxialité locale dans des zones où la mobilité de la matrice est faible due à la présence proche de fibres.

La fibrillation est un mécanisme qui se manifeste par la présence de chaînes polymères non rompues de part et d'autre d'une zone fissurées. Celles-ci sont initiées par la cavitation et observées proches des interfaces fibres-matrice. Elles sont orientées perpendiculairement à la direction de chargement.

I.2.1.5 Scénarii d'endommagement en fatigue

Pour des chargements de fatigue, les travaux de Horst et al. dans la fin des années 1990 [Horst, 1998], aboutissent à une proposition de scénario d'endommagement en plusieurs étapes, schématisées dans la **Figure I.2.5**.

- (1) L'endommagement local est initié dans les zones de concentration de contraintes, généralement en pointe de fibre, dû à l'augmentation de la déformation moyenne ;
- (2) - (3) Une microfissure se développe au cours du cyclage et se propage selon l'orientation des fibres avoisinantes, la ductilité matricielle et la qualité de l'adhésion fibres-matrice. Les mécanismes liés à la propagation sont la décohésion interfaciale le long des fibres et la rupture de fibres.
- (4) Dans les derniers instants de la durée de vie de la pièce (derniers cycles), la propagation est instable et amène la ruine du matériau.

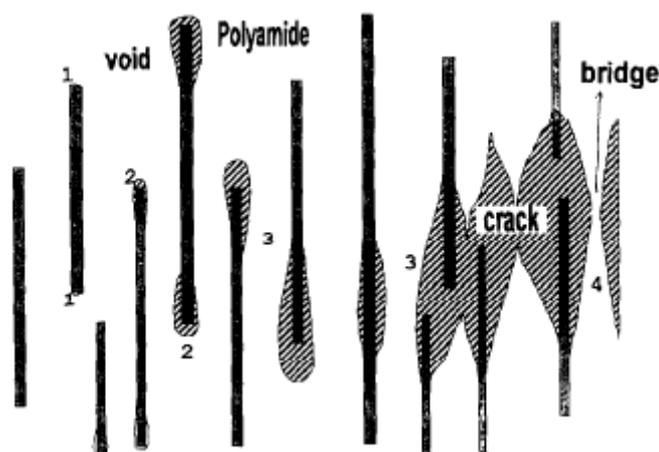


Figure I.2.5 : Schématisation du scénario d'endommagement d'un thermoplastique renforcé de fibres courtes en plusieurs étapes proposé par Horst et al [Horst, 1998]

Ce scénario de l'évolution de l'endommagement a servi de base pour les auteurs ayant travaillé plus récemment sur l'observation des mécanismes d'endommagement dans ce type de matériau [Arif et al., 2014a, 2014b; Belmonte et al., 2017a, 2017b; Rolland et al., 2016, 2017, 2018]. Il est également assez similaire au scénario proposé par Sato et al. dans les années 1980 [Sato et al., 1984].

Les études de [Arif et al., 2014a, 2014b; Rolland et al., 2016, 2017, 2018], utilisant des techniques d'observation plus précises (suivi de l'endommagement lors d'essais in-situ par microtomographie) ont permis de compléter ce scénario en montrant notamment le rôle prépondérant des ruptures de fibres dans le processus de décohésion interfaciale.

Le rôle de l'environnement (température et humidité) a également été étudié [Arif et al., 2014a;

Noda et al., 2001; Rolland et al., 2017]. Les auteurs ont montré des différences d'évolution entre des températures supérieures ou inférieures à la température de transition vitreuse. Notamment, les fissures se propagent de manière fragile (en dessous de la température de transition vitreuse) ou de manière ductile (au-dessus de la température de transition vitreuse) [Arif et al., 2014a; Noda et al., 2001]. Rolland et al. notent également une augmentation de la densité et du volume des marqueurs d'endommagement liée au comportement ductile de la matrice thermoplastique entraînant de plus grandes déformations [Rolland et al., 2017]

Au cours de la durée de vie en fatigue d'une éprouvette découpée dans une plaque injectée en PA66-GF30, Arif et al. ont mesuré les différents marqueurs d'endommagement et leur orientation [Arif et al., 2014b]. Les résultats montrent que des chargements dans la direction d'injection ou perpendiculairement à la direction d'injection conduisent à des orientations de marqueurs d'endommagement différents et donc à des mécanismes d'endommagement différents. Dans le premier cas cité, les orientations de marqueurs indiquent une décohésion fibre-matrice prépondérante autant dans les couches de cœur que de peau. Dans le second cas cité, l'orientation des marqueurs témoigne d'une décohésion fibre-matrice importante dans la couche de peau mais plutôt de fissures matricielles en mode I dans la couche de cœur. Le suivi de ces marqueurs au cours de la durée de vie montre une très faible évolution en volume d'endommagement dans les premiers 50% de la durée de vie puis une augmentation importante des volumes mesurés à partir de 75% de la durée de vie, comme le montre la **Figure I.2.6**.

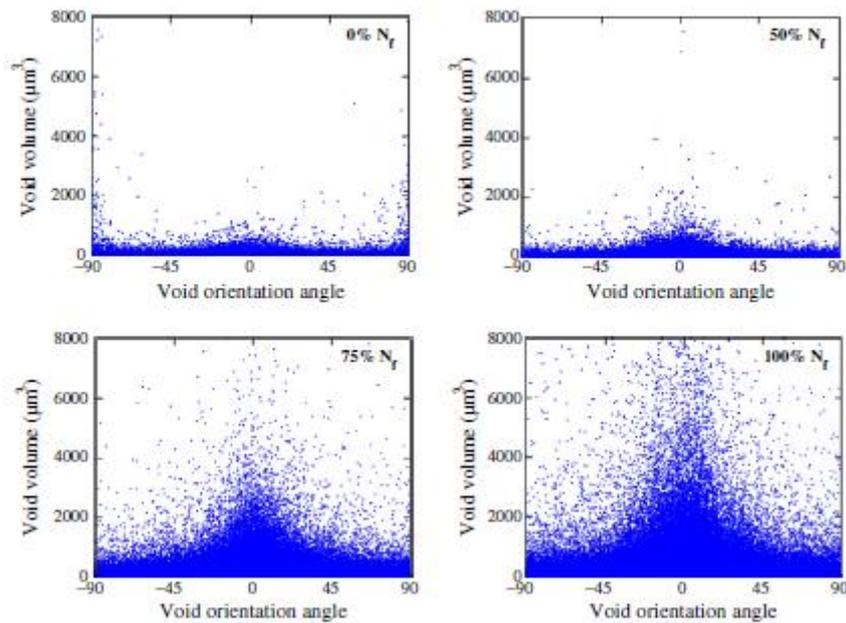


Figure I.2.6 : Évolution du volume des marqueurs d'endommagement, enregistrés dans la couche de peau, au cours d'un essai de fatigue ($R=0,1 - f=3\text{Hz}$ – température ambiante) sur éprouvettes PA66-GF30 découpées dans des plaques injectées et orientées dans la direction d'injection [Arif et al., 2014b]

I.2.2 Contributions viscoélastique-viscoplastique

Le comportement du matériau composite dépend de différents paramètres spécifiques d'un côté à la matrice PA66 et de l'autre à la microstructure induite par les fibres.

La plupart des travaux de la littérature s'appuient sur des chargements en traction monotone jusqu'à rupture et des chargements cycliques en traction-traction ou traction-compression. Les spécificités qu'apportent chacun des chargements seront explicitées.

La contribution viscoélastique-viscoplastique est observable au cours d'essais mécaniques monotones ou de fatigue. L'observation de faciès de rupture permet de retrouver des zones de déformation fragile et ductile comme le montre la **Figure I.2.7** (zone A : fragile, zone B : ductile).

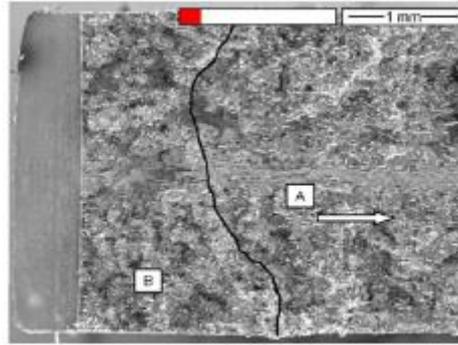


Figure I.2.7 : Faciès de rupture d'une éprouvette entaillée en thermoplastique renforcée de fibres de verre courtes [Klimkeit et al., 2011a]

La suite de cette partie est construite en considérant successivement différents paramètres influençant le comportement monotone et cyclique.

I.2.2.1 Influence de l'environnement et des conditions d'essais

En considérant à la fois la température et l'humidité, l'influence de l'environnement est double. Le comportement visqueux de la matrice thermoplastique implique également une dépendance au temps (vitesse de sollicitation ou fréquence d'essais selon que l'on considère un chargement quasi statique ou de fatigue). En fatigue, le rapport de charge et la contrainte moyenne sont également des paramètres dont l'influence sera explicitée.

Comportement en traction monotone

- Environnement

À température ambiante, le comportement en traction monotone du matériau composite dépend fortement de l'humidité relative. Ceci est dû au caractère plastifiant de l'eau sur la matrice PA66. Si cela a été largement démontré dans le cas de la matrice seule [Benaarbia et al., 2015a], l'effet de l'environnement sur le comportement du matériau composite a également été étudié [Chaichanawong et al., 2016]. Les travaux de Benaarbia et al. explicitent cette influence dans le cadre d'une étude basée sur des essais de traction uniaxial monotone sur des éprouvettes en PA66 conditionnées selon différentes humidités relatives (RH0, RH50 et RH80). Les résultats indiquent une diminution du module d'élasticité et de la contrainte à rupture et une augmentation de l'allongement à rupture avec l'augmentation de l'humidité relative.

Des travaux sur PA66 renforcé de fibres de verre courtes, comme ceux de Ferreno et al. ou Wang

et al. rapportent des conclusions similaires [Ferreno et al., 2011; Wang et al., 2002].

L'étude de Ferreno est basée sur des éprouvettes de PA6 renforcé de 35% en masse de fibres de verre courtes avec différents teneurs en eau (0, 1, 2, 3, et 6%). Les résultats des essais en traction quasi-statique réalisés et illustrés **Figure I.2.8** montrent bien l'influence de l'humidité sur le module initial, la contrainte et l'allongement à rupture.

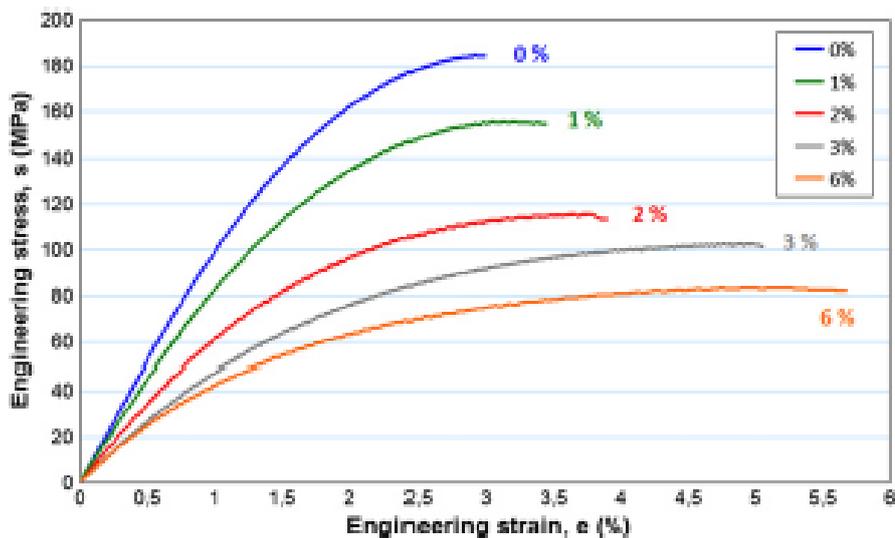


Figure I.2.8 : Influence de la quantité d'eau (en pourcentage massique) sur les propriétés mécaniques en traction quasi-statique d'un PA6-GF35 [Ferreno et al., 2011]

À même conditionnement (en humidité), les travaux de De Monte et al. [De Monte et al., 2010a] montrent l'influence de la température sur la rigidité et sur la résistance en traction d'un PA66-GF35 (**Figure I.2.9** et **Figure I.2.10**). Les essais ont été réalisés sur des éprouvettes découpées selon différentes directions dans des plaques injectées et testées à 23 et 130°C. Les résultats présentent une diminution nette du module élastique et de la contrainte à rupture et une augmentation importante de l'allongement à rupture à 130°C. Dans le cadre de ces travaux, la température de transition vitreuse a été estimée à 65°C. On retrouve donc ici l'influence de la température par rapport à la transition vitreuse.

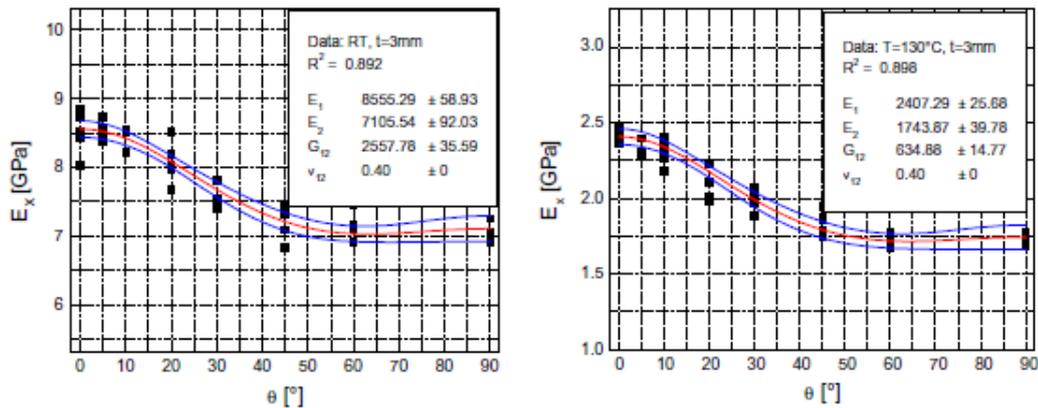


Figure I.2.9 : Influence de la température sur le module en traction quasi-statique pour différentes orientations d'éprouvettes testées à température ambiante et 130°C [De Monte et al., 2010a]

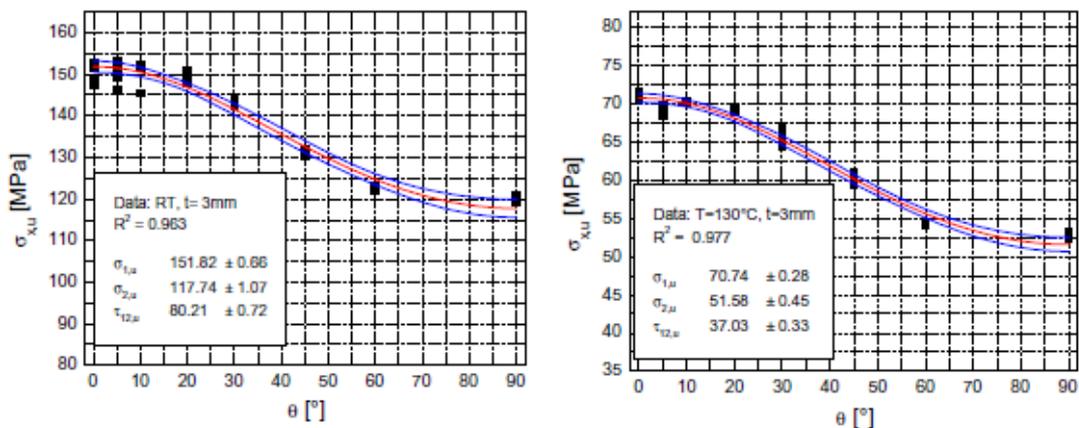


Figure I.2.10 : Influence de la température sur la contrainte à rupture en traction quasi-statique pour différentes orientations d'éprouvettes testées à température ambiante et 130°C [De Monte et al., 2010a]

Les travaux s'intéressant à l'influence de la température et/ou de l'humidité relative montrent que la réponse mécanique du matériau dans différentes conditions est finalement contrôlée par la différence de température avec la transition vitreuse, elle-même dépendante de l'humidité relative. Ces deux phénomènes sont donc couplés. Cette dépendance à la transition vitreuse apparente a été montrée notamment par Launay et al. en 2013 à l'aide d'essais de DMA réalisés sur PA66-GF35 [Launay et al., 2013a]. La **Figure I.2.11** montre justement la bonne superposition des modules mesurés pour différentes conditions en fonction du paramètre $T - T_g$.

L'influence de la température et l'humidité est donc bien couplée. Les deux facteurs modifient la température de transition vitreuse apparente et le comportement monotone ou cyclique de la matrice dépend fortement de l'écart entre la température d'essais par rapport à la température de transition vitreuse.

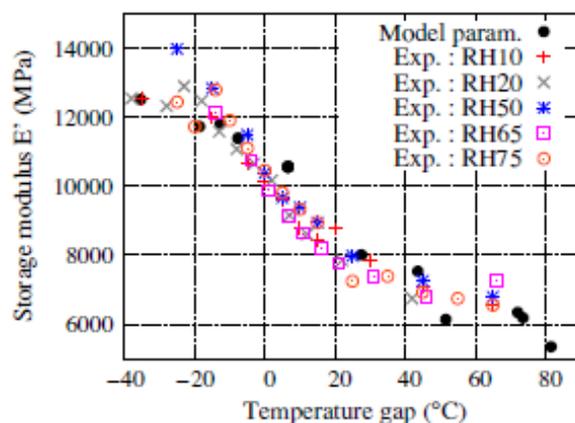


Figure I.2.11 : Évolution du module de stockage en fonction de la différence entre la température d'essais et la température de transition vitreuse pour différentes humidités relatives [Launay et al., 2013a]

- Conditions d'essais

La dépendance au temps est caractéristique du comportement visqueux d'un matériau polymère. Dans le cadre d'essais de traction monotone, cette dépendance est notamment observable en modifiant la vitesse de sollicitation du matériau.

La dépendance du comportement à la vitesse de sollicitation a été étudiée en s'appuyant sur des essais de traction monotone à différentes vitesses de déformation. Cette influence est caractérisée par une augmentation du module instantané et de la contrainte maximale avec l'augmentation de la vitesse de sollicitation (**Figure I.2.12**). [Fitoussi et al., 2013] montrent également que l'augmentation de la vitesse de sollicitation entraîne une augmentation du seuil d'endommagement en déformations et contraintes.

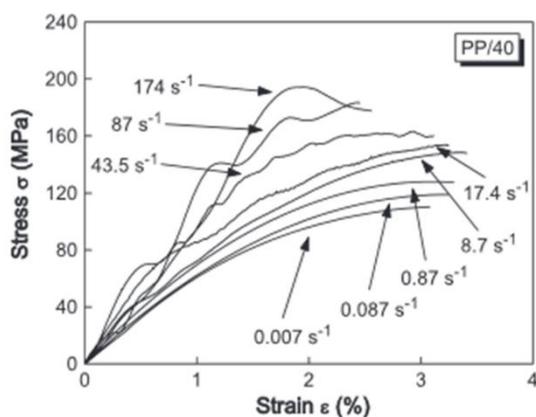


Figure I.2.12 : Courbes contrainte déformation obtenues pour différentes vitesses de déformation (de 0,007s⁻¹ à 174s⁻¹) sur un polypropylène renforcé de 40% de fibres de verre courtes [Schossig et al., 2008]

Comportement cyclique et propriétés en fatigue

- Comportement cyclique

Dans le cadre de chargement cyclique en traction, l'influence de l'environnement et des conditions d'essais s'observe en étudiant les boucles formées par les courbes contrainte-déformation. On s'intéresse alors à l'aire, au module sécant et à la déformation moyenne de la boucle. Ces paramètres sont schématisés dans la **Figure I.2.13**.

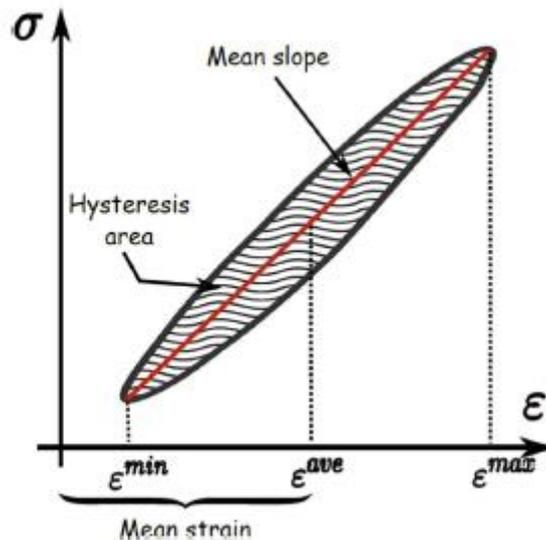


Figure I.2.13 : Schéma d'une boucle formée dans le graphique contrainte déformation enregistrée pour un cycle de chargement et représentation des paramètres de boucle (aire, déformation moyenne et module sécant) [Benaarbia et al., 2015b]

Les travaux de Benaarbia et al. en 2015 [Benaarbia et al., 2015b] montrent l'influence de l'humidité et de la fréquence d'essais sur les propriétés de boucle. À température et fréquence d'essais constantes et pour un cycle de chargement donné (au cours de la durée de vie), les auteurs observent une diminution du module sécant et une augmentation de l'aire. La déformation moyenne augmente au cours de la durée de vie sans que les auteurs n'observent de stabilisation. Ce phénomène semble également dépendant conjointement de l'humidité relative et de la fréquence puisque la déformation moyenne est beaucoup plus élevée pour des humidités relatives (RH50 et RH80) élevées et une faible fréquence (1Hz).

De la même manière, Mortazavian et al. observent, sur PA6 et PBT renforcés, une augmentation de l'ouverture de boucle et une diminution du module sécant avec l'augmentation de la température et de la contrainte d'amplitude [Mortazavian and Fatemi, 2015a].

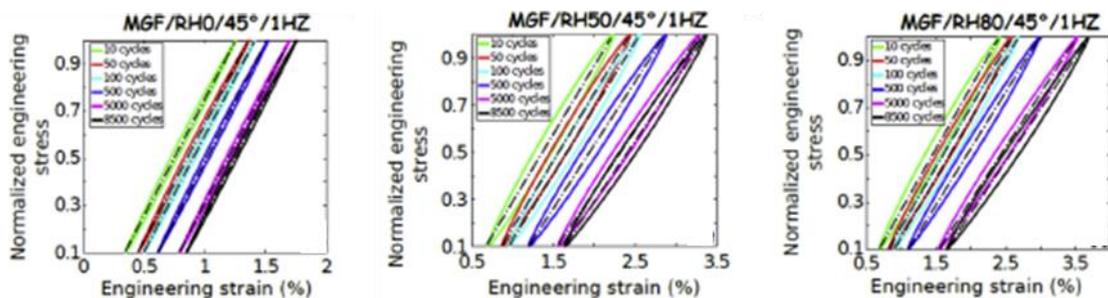


Figure I.2.14 : Évolution des boucles au cours de la durée de vie d'éprouvettes en PA66 renforcé pour un chargement cyclique à 1Hz, température ambiante et différentes humidités relatives (RH0, RH50 et RH80) [Benaarbia et al., 2015b]

- Résistance à la fatigue

Au-delà du comportement cyclique caractérisé par l'observation des boucles contrainte déformation, la durée de vie en fatigue dépend de ces mêmes paramètres.

L'augmentation de la température entraîne une diminution de la tenue en fatigue comme en témoigne la Figure I.2.15.

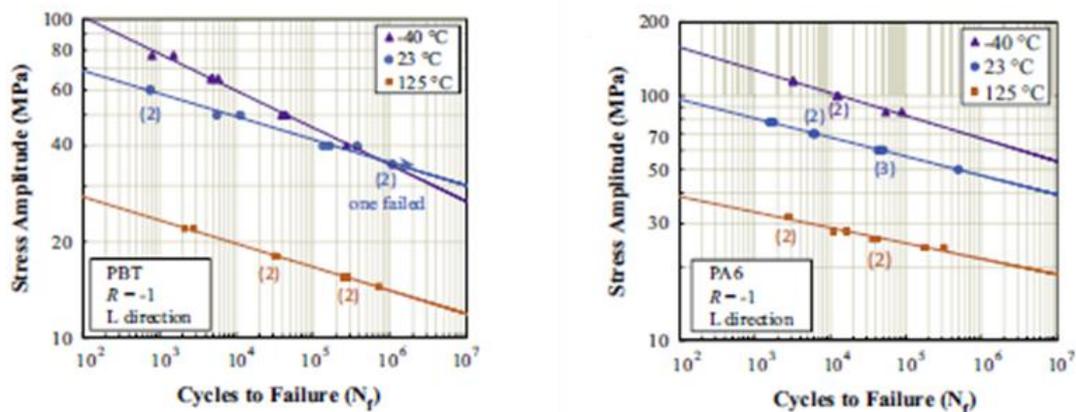


Figure I.2.15 : Courbes S-N montrant l'influence de la température sur la résistance en fatigue d'un PBT renforcé et d'un PA6 renforcé à une fréquence de 1Hz [Mortazavian and Fatemi, 2015a]

De même manière, l'humidité relative affecte la durée de vie en fatigue. De façon cohérente avec l'influence de la température, les travaux de Barbouchi et al. [Barbouchi, 2007] montrent une diminution de la durée de vie avec l'augmentation de l'humidité relative (Figure I.2.16).

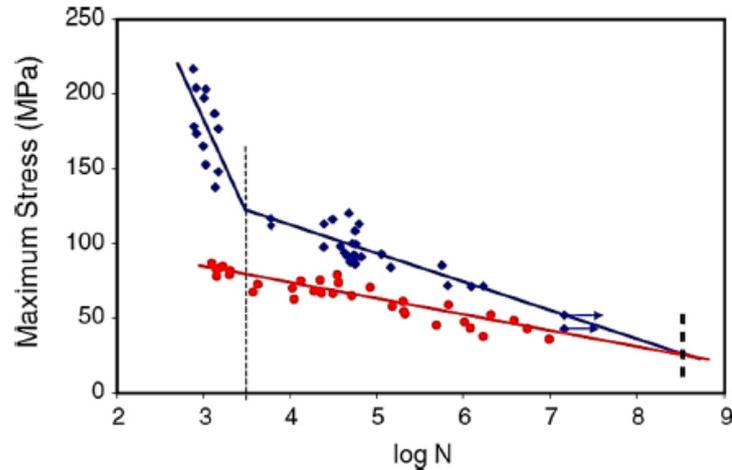


Figure I.2.16 : Influence de l'humidité sur la durée de vie en fatigue d'un PA66-GF30

testé à $R = -1$, $f = 10\text{Hz}$

En bleu : éprouvettes contenant 0,2% d'eau, testées à 23°C et RH50

En rouge : éprouvettes contenant 3.5% d'eau, testées à 23°C et RH90

[Barbouchi, 2007]

L'effet de contrainte moyenne sur la durée de vie d'un PA66 renforcé a été étudié par Mallick et Zhou [Mallick and Zhou, 2004]. Les résultats d'essais de fatigue à différents rapports de charge positifs montrent que la contrainte maximale en fatigue diminue lorsque la contrainte moyenne augmente. L'augmentation de la déformation moyenne par cycle tout au long de la durée de vie est, selon ces auteurs, une composante de fluage.

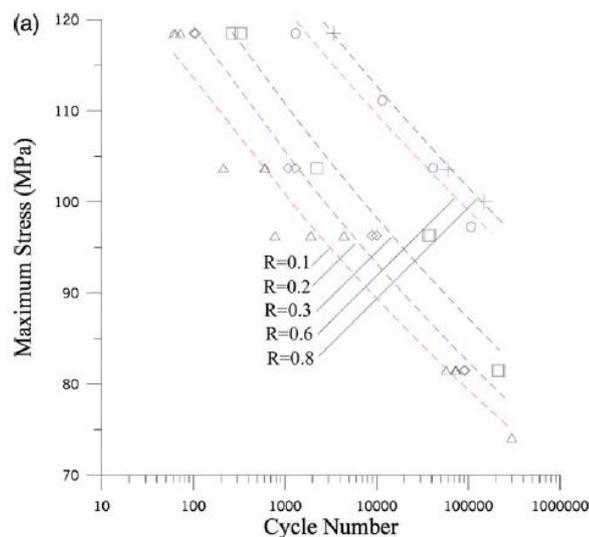


Figure I.2.17 : Influence de la contrainte moyenne sur la durée de vie

[Mallick and Zhou, 2004]

La vitesse de déformation, observée en traction monotone, a également un impact sur le comportement en fatigue [Bernasconi and Kulin, 2009; Handa et al., 1999; Zhou and Mallick, 2006] (Figure I.2.18).

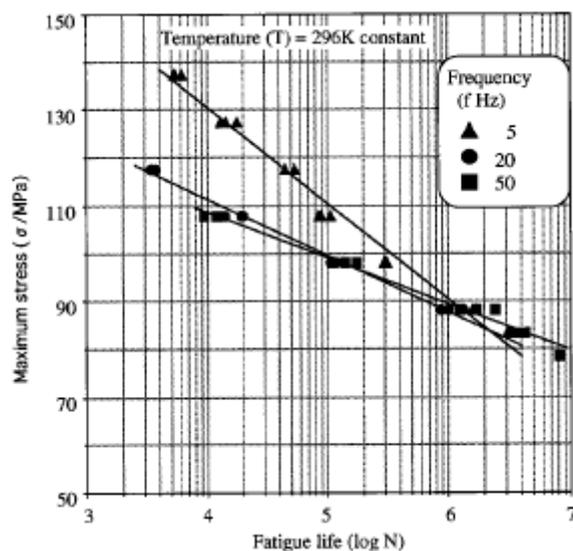


Figure I.2.18 : Influence de la fréquence d'essai sur la durée de vie en fatigue pour des éprouvettes en PA66-GF33 [Handa et al., 1999]

Zhou et al. [Zhou and Mallick, 2006] ont étudié l'effet de la fréquence sur la durée de vie en fatigue sur un PA66-GF33 testé à température ambiante pour un rapport de charge $R=0,1$ et pour deux niveaux de contrainte. Les résultats montrent que l'évolution de la durée de vie en fatigue en fonction de la fréquence présente une valeur seuil égale à 2Hz. Entre 0,5 et 2Hz, la durée de vie augmente avec la fréquence. Entre 2 et 20Hz, la durée de vie diminue avec la fréquence. Les auteurs attribuent ce changement de comportement au phénomène d'auto-échauffement précipitant la ruine du matériau aux fréquences plus élevées.

Comme le montrent Sonsino et al. [Sonsino and Moosbrugger, 2008], l'auto-échauffement mesuré lors d'essais de fatigue sur des éprouvettes en PA66-GF35 augmente de manière significative lorsque la fréquence augmente pour un même niveau de contrainte. À $R = -1$, la température mesurée est de 30°C pour une fréquence de 4Hz et 72°C pour une fréquence de 5Hz. À $R = 0$, la température mesurée est de 30°C pour une fréquence de 5Hz et 90°C pour une fréquence de 8Hz.

I.2.2.2 Influence de la microstructure

Comme expliqué dans la partie I.1.4., le procédé de fabrication entraîne une microstructure particulière du matériau caractérisée par l'hétérogénéité d'orientation des fibres dans la pièce mais

également par la dispersion de longueur des fibres. La compréhension de l'influence de cette microstructure sur les propriétés mécaniques (quel que soit le type de chargement) requiert de connaître la cartographie d'orientation des fibres dans l'éprouvette utilisée pour réaliser les essais mécaniques.

Orientation

L'orientation des fibres influence à la fois le comportement et la tenue en fatigue.

Bernasconi et al. [Bernasconi et al., 2007a] ont étudié l'influence de l'orientation à l'aide d'essais de traction monotone et de fatigue en traction (rapport de charge $R=0,1$) sur des éprouvettes découpées dans des plaques injectées de PA6-GF30 selon différentes orientations θ (0° , 30° , 60° et 90°) par rapport à la direction d'injection. Les résultats montrent une diminution du module élastique, de la contrainte à rupture (en traction monotone, **Figure I.2.19**) et de la résistance en fatigue (**Figure I.2.20**) avec l'augmentation de l'angle θ .

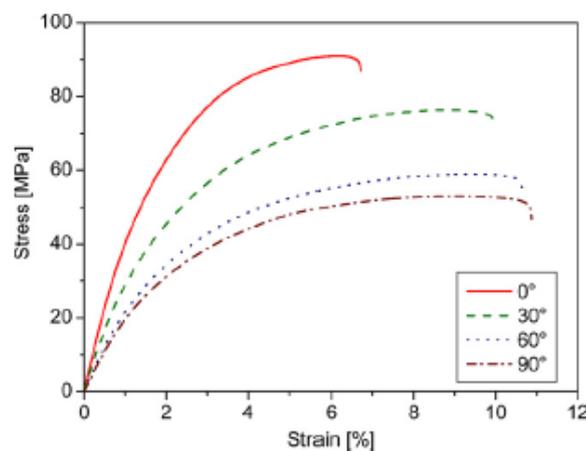
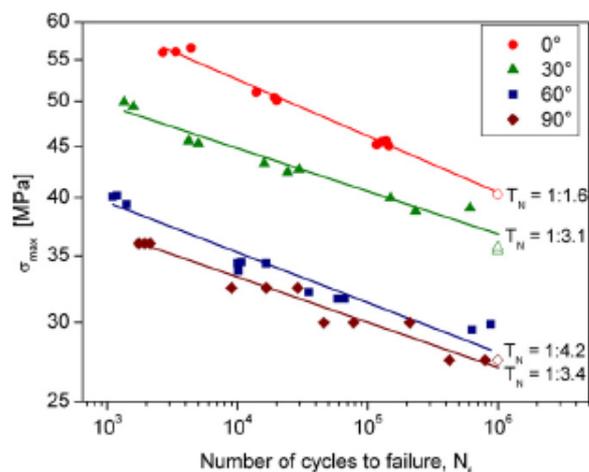


Figure I.2.19 : Influence de l'orientation sur la rigidité et la résistance en traction d'un PA6-GF35 [Bernasconi et al., 2007a]



*Figure I.2.20 : Influence de l'orientation sur la durée de vie en fatigue
Essais des éprouvettes découpées selon différentes orientations par rapport à la direction
d'injection dans une plaque de PA6-GF35
Conditionnement DAM, $R=0,1$, $f=4\text{Hz}$, $T=23^\circ\text{C}$ [Bernasconi et al., 2007a]*

Longueur, diamètre et fraction massique de fibres

Thomason et al. se sont intéressés à différents PA66 renforcés de fibres de différentes longueur moyenne (de 0,3 à 1,1mm) et de différents diamètres (10, 14 et 17 μm) [Thomason, 2008]. Des essais mécaniques ont été réalisés afin d'évaluer l'influence de la longueur, du diamètre et de la quantité de fibres sur les modules d'élasticité en traction et en flexion. Les résultats, présentés dans la **Figure I.2.21**, montrent que le diamètre et la longueur des fibres n'influent pas les valeurs des modules mais que celles-ci augmentent de manière quasi linéaire avec la fraction massique de fibres.

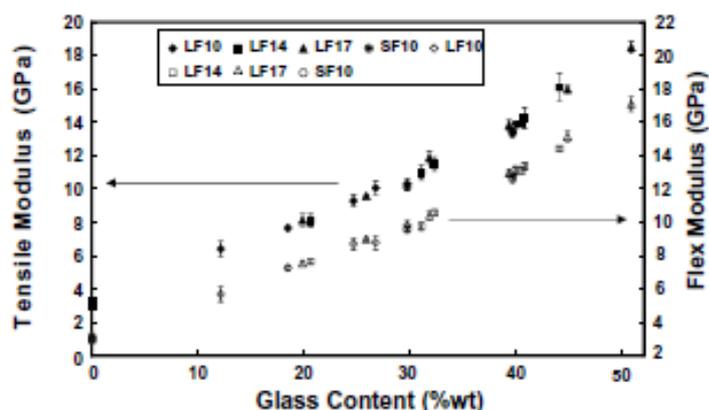


Figure I.2.21 : Influence de la fraction massique de fibres sur les modules d'élasticité en traction et flexion [Thomason, 2008]

Dans le cadre de la fatigue, il semblerait cependant que la longueur des fibres ait une influence sur

la durée de vie. Dans une étude sur l'impact de l'utilisation de PA66 renforcés de fibres de verre courtes complètement ou en partie recyclés sur la durée de vie en fatigue d'une pédale de voiture, Bernasconi et al. expliquent en partie la perte de résistance par la diminution de la longueur moyenne de fibre dans la pièce [Bernasconi et al., 2010a].

I.2.3 Conclusion

Dissocier les différentes contributions viscoélastiques viscoplastiques endommageables du comportement n'est pas évident car il est difficile de savoir exactement quelle est la part de chacune des contributions sur le comportement global du matériau.

Les différents paramètres d'influence observés sont rappelés.

Forte dépendance au temps

La matrice thermoplastique a un comportement viscoélastique-viscoplastique. Ceci implique donc une dépendance aux conditions d'essais comprenant la vitesse de déformation (ou fréquence dans le cas d'essais cycliques) et le niveau de contrainte entraînant ou non des déformations irréversibles.

Forte dépendance à l'environnement

La matrice thermoplastique polyamide présente une transition vitreuse, transition d'état de la phase amorphe marquant le passage d'un état vitreux à un état caoutchoutique. Pour des températures environnementales supérieures à la température de transition vitreuse, la plus grande liberté de mouvement de longs fragments de chaînes implique un changement de comportement. De plus, l'eau a un effet plastifiant. Ceci signifie que la température de transition vitreuse apparente diminue avec la quantité d'eau contenue dans le matériau et donc avec l'humidité relative de l'environnement.

Cette dépendance à l'environnement peut finalement se caractériser par un paramètre $T - T_g(RH)$ avec un couplage humidité relative et température qui semble affecter autant la composante viscoélastique [Ferreno et al., 2011]

Forte dépendance à la microstructure

L'influence de la microstructure doit être prise en compte à deux échelles.

La première est celle de l'interaction fibre matrice (échelle locale) puisque la bonne cohésion de l'interface s'avère responsable du bon transfert des efforts de la matrice vers les fibres et donc de la rigidité du matériau composite. L'étude des mécanismes d'endommagement montre plusieurs

aspects importants. D'un côté, la décohésion de la matrice en pointe ou le long des fibres (de manière corrélée ou non) sont des mécanismes d'endommagement importants. À cela, il faut ajouter la rupture, parfois multiple, de fibres générant d'autant plus de nouveaux sites d'initiation de l'endommagement. D'un autre côté, le positionnement rapproché et les directions différentes des fibres induit des zones de concentration de contraintes facilitant l'initiation et la propagation de l'endommagement.

La seconde échelle, méso, est liée à l'hétérogénéité de l'orientation des fibres dans une pièce injectée. Il a été observé que la rigidité en traction et la résistance en fatigue sont fortement dépendantes de l'orientation des fibres. Les pièces injectées présentant des hétérogénéités importantes d'orientation, il paraît évident qu'une pièce chargée, même uniquement uniaxialement, présente localement des champs mécaniques beaucoup plus complexes. Ceci implique une connaissance de la microstructure locale pour caractériser le comportement global du matériau.

Dans l'optique de construire un outil de dimensionnement en fatigue de pièces en thermoplastique renforcé de fibres de verre courtes, la compréhension de chacune des contributions pilotant le comportement du matériau est importante.

I.3 Stratégie de dimensionnement en fatigue

Comme étudié dans la partie I.2, le comportement des thermoplastiques renforcés est complexe. Il dépend de paramètres environnementaux (température, humidité), microstructuraux (orientation des fibres) ou encore de la sollicitation (type et vitesse de chargement).

Le dimensionnement en fatigue de pièces constituées de ce type de matériau doit également tenir compte de ces paramètres influençant sa tenue en fatigue pour développer un outil numérique efficace. La prise en compte de l'ensemble des paramètres d'influence étant extrêmement complexe, la stratégie de dimensionnement consiste à définir les composantes pilotant la durée de vie en fatigue conduisant à la construction d'un outil de dimensionnement simple mais pourtant précis.

Dans le cadre de cette étude, l'objectif est attaché à la construction d'un outil numérique de dimensionnement. Dans ce cadre, on retrouve deux grandes familles d'approches.

La première est une approche par cumul d'endommagement. Elle consiste à prendre en compte le caractère endommageable du matériau en définissant une loi d'évolution d'une variable d'endommagement. À chaque pas de temps de la simulation, la variable est incrémentée jusqu'à atteindre une valeur seuil définissant la fin de vie du matériau. La prédiction de durée de vie d'une pièce en fatigue nécessite donc la simulation de l'ensemble de celle-ci.

La seconde approche est une approche par critère de fatigue. Elle consiste à écrire une relation entre une grandeur physique et le nombre de cycle à rupture. Contrairement à la première, cette approche ne nécessite pas la simulation de l'ensemble de sa durée de vie puisque le critère de fatigue peut être appliqué dès qu'un état stabilisé est atteint.

Dans un premier temps, les différentes descriptions du comportement du matériau seront définies. Les deux approches de dimensionnement seront ensuite expliquées et illustrées par des exemples de la littérature sur les thermoplastiques renforcés de fibres courtes. Une dernière partie sera dédiée à la liste des différents critères de fatigue utilisés dans la littérature.

I.3.1 Modélisation du comportement

Quelle que soit l'approche de dimensionnement, le comportement du matériau doit être décrit. Deux grandes familles de descriptions sont utilisées : phénoménologique et micromécanique.

Description phénoménologique

La modélisation du comportement effectif du matériau via une description phénoménologique s'appuie sur des grandeurs macroscopiques. La connaissance des phénomènes physiques à l'échelle microscopique n'est donc pas nécessaire mais peut néanmoins permettre de justifier la grandeur choisie dans le développement du modèle.

Description micromécanique

La description micromécanique, quant à elle, s'attache à décrire le comportement effectif du matériau hétérogène en considérant chacune de ces phases et leur comportement.

Afin de décrire la réponse du matériau hétérogène à un chargement extérieur, il est alors nécessaire de définir les propriétés fictives d'un matériau homogène équivalent au matériau réel. Cela nécessite la résolution d'un problème d'homogénéisation qui s'appuie sur la description du problème local hétérogène en faisant intervenir : les conditions initiales, la compatibilité cinématique, la relation d'équilibre, les lois de comportement de chaque constituant, les relations de moyenne et les conditions aux limites. Ce problème est résolu dans les limites d'un Volume Élémentaire Représentatif (V.E.R.).

Le problème d'homogénéisation, une fois défini, peut se résoudre à l'aide de différentes méthodes. On en abordera ici rapidement deux : les méthodes en champs complets et les méthodes en champs moyens.

Les méthodes en champs complets s'appuient sur une description locale précise des hétérogénéités du matériau pour calculer les champs dans le V.E.R. et déterminer la réponse macroscopique. Elle permet d'obtenir des résultats considérés de références car les champs mécaniques locaux sont calculés explicitement, cependant cela en fait une méthode lourde en temps de calcul. Cette méthode conduit néanmoins à une compréhension très locale des mécanismes d'endommagement.

Les méthodes en champs moyens s'appuient sur une estimation des propriétés effectives à partir d'une description partielle de la microstructure. Elles permettent le calcul des champs moyens dans chacune des phases et la réponse homogénéisée. Ces méthodes ne donnent donc pas accès aux champs mécaniques locaux mais ont l'avantage d'être moins lourdes en temps de calcul et donc plus facilement exploitables dans le cadre d'une démarche industrielle.

I.3.2 Approche de dimensionnement par cumul d'endommagement

Les approches présentées ici s'appuient aussi bien sur une description phénoménologique du

comportement que micromécanique.

Nouri et al. [Nouri et al., 2009a] proposent un modèle phénoménologique dans le cadre élastique, s'appuyant la réduction de rigidité au cours de la durée de vie, selon trois étapes : 1. Adoucissement du matériau et initiation de l'endommagement ; 2. Coalescence et propagation de micro-fissures ; 3. Propagation de macro-fissures et ruine du matériau.

La perte de raideur est caractérisée par une évolution des modules de Young longitudinal et transverse, et des modules de cisaillement en fonction de différentes variables d'endommagement. Ces dernières sont déterminées à partir de forces thermodynamiques dépendantes de l'énergie de déformation élastique. Dans ces travaux le matériau est considéré orthotrope et l'endommagement diffus. Ce modèle permet de reproduire la cinétique de perte de raideur à l'échelle macroscopique associée ici à l'évolution de l'endommagement mais ne prend pas en compte la distribution complexe d'orientation des fibres.

Despringre et al. [Despringre, 2015; Despringre et al., 2016a] proposent un modèle micromécanique prenant en compte la décohésion progressive de l'interface fibre-matrice comme paramètre pilote de la ruine du matériau. Il s'appuie sur des travaux d'observation de l'endommagement issues de la littérature [Arif et al., 2014a; Cosmi and Bernasconi, 2013a]. Ce modèle propose une loi probabiliste d'évolution de l'endommagement basée sur un critère de rupture caractérisant la décohésion fibre matrice. L'évolution de l'endommagement est écrite à l'échelle d'une cellule représentative du composite et ne prend donc pas en compte les hétérogénéités d'orientation à l'échelle d'une pièce.

Kammoun et al. [Kammoun et al., 2011a, 2015a] proposent un modèle micromécanique évaluant l'endommagement progressif et continu dans le matériau. Le modèle élasto-plastique introduit une évolution de l'endommagement associée à celle de la déformation plastique. La dernière version du modèle a été validée dans le cas de chargement en traction biaxial mais pourrait être appliqué à n'importe quel type de chargement.

Krairi et al. [Krairi et al., 2016a] proposent une approche micromécanique similaire de dimensionnement en fatigue à grand nombre de cycles considérant également une évolution de l'endommagement fonction de la déformation plastique. Dans ce cas, le modèle s'appuie sur l'introduction diffuse de zones appelées « weak spots » correspondant à des défauts dans la matrice ou des zones d'hétérogénéité (typiquement en pointe de fibres) responsables de l'initiation de l'endommagement. Un modèle de comportement viscoélastique-viscoplastique-endommageable [Krairi and Doghri, 2014] est appliqué à chacune de ces zones.

Dans les deux derniers cas, la prise en compte de la distribution d'orientation des fibres dans une

pièce injectée est prise en compte via une méthode s'appuyant sur le concept de « pseudo-grains » (PG) conduisant à une homogénéisation en 2 étapes (méthode développée par [Camacho et al., 1990a; Lielens, 1999a; Pierard et al., 2004a]). Elle consiste à considérer que le VER peut être décomposé en plusieurs sous-volumes (PG) dans lesquels les fibres, de même longueur, sont orientées dans la même direction. Une fois ces PG déterminés, l'homogénéisation se fait d'abord à l'échelle de ses sous-volumes puis à l'échelle du VER. La prise en compte de la distribution d'orientation des fibres dans l'homogénéisation peut se faire par une

Les modèles de dimensionnement par cumul d'endommagement permettent de décrire correctement une cinétique d'évolution à l'échelle macroscopique, caractérisée par exemple par l'évolution de la perte de raideur, mais également à l'échelle microscopique en s'intéressant très localement à un mécanisme d'endommagement comme la décohésion fibre matrice. La prise en compte de la distribution complexe des fibres dans une pièce ne semble être actuellement pas associable à la description locale d'un mécanisme d'endommagement. Les mécanismes d'endommagement à l'échelle d'une fibre dépendent fortement de la proximité des fibres voisines, en termes d'orientation et d'éloignement par rapport à celle considérée. Une description locale nécessitant la connaissance des champs locaux à chaque pas de temps conduit alors à considérer les fibres voisines dont il faut connaître précisément la position et l'orientation. Cette complexité de modélisation n'est, à ce jour, pas encore développée.

Les modélisations à l'échelle macroscopique, permettant notamment de prendre en compte la distribution d'orientation des fibres, s'appuient donc sur une considération d'un endommagement diffus qui est motivée et justifiée par la connaissance des mécanismes d'endommagement locaux sans pour autant les décrire.

Quel que soit l'échelle de la variable d'endommagement, cette approche nécessite généralement des temps de calcul longs puisque l'ensemble de la durée de vie doit être simulée. Ceci est d'autant plus vrai que l'apport de la description de l'endommagement du matériau dans une loi de comportement complexifie son application et son identification en augmentant son nombre de paramètres.

Pour répondre à l'enjeu du temps de calcul, il est nécessaire de s'intéresser à une autre approche de dimensionnement en mettant de côté le caractère endommageable du comportement.

I.3.3 Approche de dimensionnement par critère de fatigue

Les approches par critère de fatigue appliquées sur les matériaux composites s'inspirent largement de celles développées pour les matériaux métalliques. Celles-ci sont adoptées pour les domaines de

fatigue à grand nombre de cycles et sont généralement écrites en amorçage de macro-fissures conduisant à la ruine totale et rapide du matériau.

Un critère de fatigue consiste en une relation entre le nombre de cycles à rupture (en considérant que la ruine du matériau est atteinte à l'amorçage de macro-fissures) et une quantité physique. Son application nécessite la stabilité de cette grandeur physique qui est considérée pilote de la durée de vie en fatigue pour le type de matériau étudié. Différents auteurs ont testé et/ou proposé différents critères, en contrainte, en déformation ou encore énergétique. Ces critères s'appuient sur la dépendance de la tenue en fatigue à différents paramètres tels que l'orientation des fibres [Bernasconi et al., 2007a], la contrainte moyenne [Mallick and Zhou, 2004] ou la multiaxialité du chargement [De Monte et al., 2010b; Klimkeit et al., 2011b].

Les approches par critère de fatigue sont donc construites autour de différentes étapes. Le comportement du matériau jusqu'à stabilité est décrit sans prendre en compte son caractère endommageable. La grandeur physique en entrée du critère est alors évaluée et l'application de ce dernier conduit au calcul de la durée de vie en fatigue.

Dans la suite de cette partie, l'exposé se limitera à la présentation de deux méthodologies intégrées, de la simulation du procédé d'injection à la prédiction de durée de vie en fatigue par critère. Dans les deux cas, les auteurs [Klimkeit, 2009; Klimkeit et al., 2011a, 2011b; Launay, 2011; Launay et al., 2011, 2013a, 2013b, 2013c] s'intéressent à des thermoplastiques renforcés de fibres de verre courtes.

Dans le cadre de ses travaux de thèse, Launay [Launay, 2011] s'intéresse à la modélisation tridimensionnelle du comportement non linéaire du matériau composite, selon une approche phénoménologique, en identifiant différentes variables de déformation : variables viscoélastiques à court et long terme, une variable viscoplastique et une variable élastique.

La représentation du modèle rhéologique associé est donnée dans la **Figure I.3.1**.

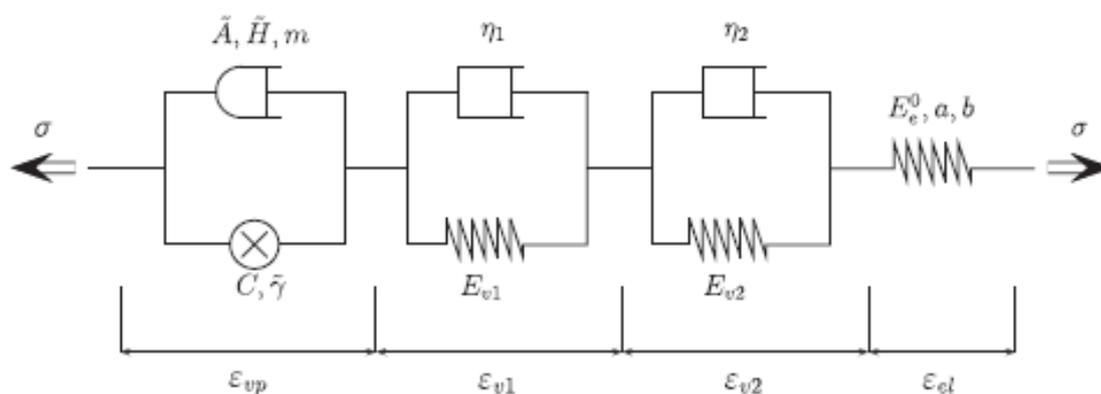


Figure I.3.1 : Schéma rhéologique unidimensionnel du modèle proposé par Launay [Launay, 2011]

Dans le cadre de dimensionnement en fatigue de pièces injectées, Launay et al. proposent une méthodologie en plusieurs étapes :

Simulation du comportement cyclique jusqu'à un état stabilisé. Le modèle de comportement s'appuie sur les travaux de 2011 avec une prise en compte de l'influence de la distribution locale d'orientation des fibres sur les propriétés élastiques et viscoplastique extension de ces travaux pour prendre en [Launay et al., 2013b] ;

Application d'un critère de fatigue conduisant à la prédiction de durée de vie [Launay et al., 2013c].

La distribution d'orientation des fibres est obtenue par simulation du procédé d'injection sous la forme de tenseurs d'orientation du second ordre. L'intégration de l'effet d'orientation sur les propriétés élastiques est réalisée par homogénéisation en deux étapes. La première consiste à obtenir un composite équivalent unidirectionnel par un schéma Mori-Tanaka [Mori and Tanaka, 1973a]. La seconde consiste à estimer le tenseur de rigidité effectif par une approximation de fermeture.

L'influence de la microstructure sur les propriétés viscoplastiques est prise en compte par la modélisation orthotrope de la contrainte viscoplastique équivalente. Cela consiste à construire cette contrainte équivalente en fonction d'un tenseur orthotrope de quatrième ordre, s'inspirant des travaux de Hill [Hill, 1948a].

L'influence de la microstructure sur les propriétés viscoélastiques n'est pas prise en compte.

Le modèle de comportement a été validé à partir d'essais expérimentaux sur éprouvettes prélevées dans des plaques injectées selon différentes orientations par rapport à la direction d'injection et sur éprouvettes injectées. Le matériau d'étude est un PA66GF35. Les essais de fatigue pilotés en charge ont été effectués à 23°C sur des éprouvettes conditionnées DAM et RH50 à une fréquence de 1Hz

et un rapport de charge $R=0$.

Les résultats montrent que le modèle décrit bien le comportement cyclique du matériau (**Figure I.3.2**) et qu'un état stabilisé numérique est atteint au bout d'environ 20 cycles en se basant sur l'évolution de l'aire de boucle dans la direction de chargement.

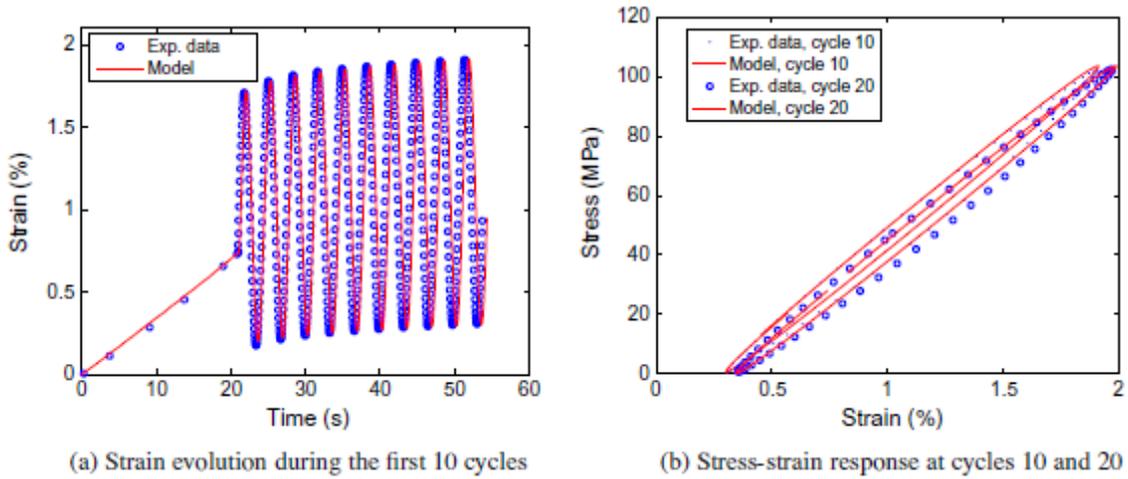


Figure I.3.2 : Qualité du modèle de comportement pour le comportement cyclique. Comparaison entre la prédiction numérique et les données expérimentales issu d'un essai piloté en charge sur éprouvette injectée [Launay et al., 2013b, 2013c]

La suite de l'outil de dimensionnement repose ensuite sur l'application d'un critère de fatigue [Launay et al., 2013c]. Pour cela, les auteurs se sont intéressés à plusieurs critères. La validation du choix de critère et donc de leur démarche s'est appuyée sur une large base de données expérimentale construite à l'aide de données de la littérature [De Monte et al., 2010b; Klimkeit, 2009]. La base de données expérimentale est composée d'essais de fatigue à 23°C, $R = 0$ et $R = -1$ en traction, torsion, traction-torsion (en phase ou non, proportionnel ou non) sur éprouvettes tubulaires injectées et en traction dans la direction d'injection et perpendiculaire à la direction d'injection sur des éprouvettes prélevées dans des plaques injectées. Le matériau d'étude est un PA66GF35.

Le critère finalement choisi est un critère en énergie dissipée écrit sous la forme :

$$\Delta W_{diss} N_r^b = C \quad (\text{I.3-1})$$

$$\Delta W_{diss} = \int_{\text{cycle}} \bar{\sigma} : \dot{\bar{\varepsilon}}_{in} dt \quad (\text{I.3-2})$$

Avec ΔW_{diss} la densité d'énergie dissipée sur un cycle, N_r le nombre de cycles à rupture et b et C

des paramètres à identifier. ΔW_{diss} est donnée par l'équation (I.3-2). $\bar{\dot{\epsilon}}_{in}$ représente ici la somme des taux de déformation viscoélastique et viscoplastique. Comme la déformation élastique est réversible, ΔW_{diss} est calculée comme suit (équation (I.3-3)) :

$$\Delta W_{diss} = \int_{cycle} \bar{\sigma} : d\bar{\epsilon} \quad (I.3-3)$$

La qualité de prédiction de durée est présentée dans la **Figure I.3.3**.

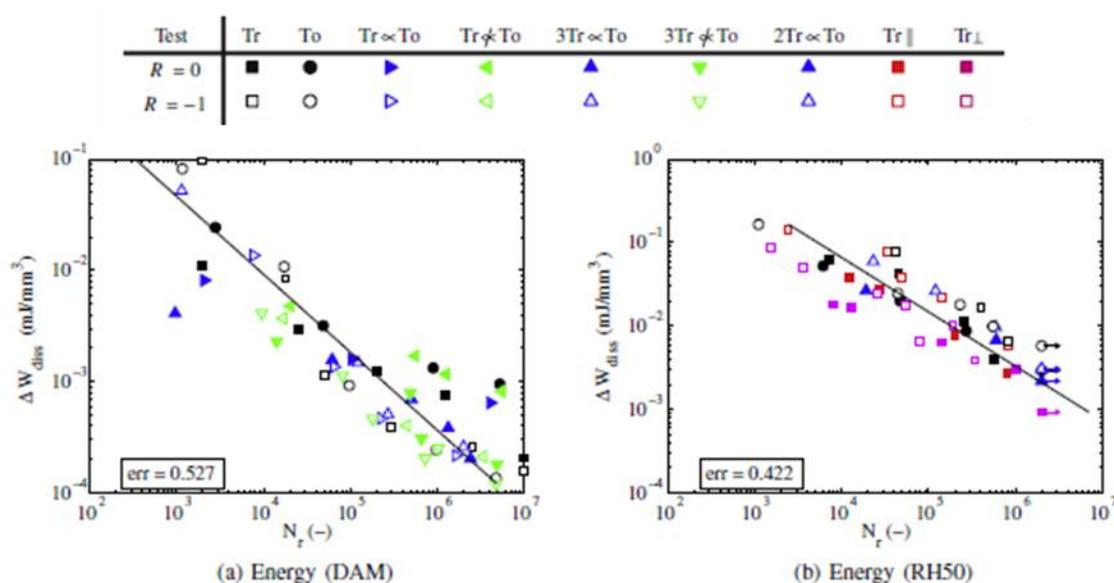


Figure I.3.3 : Validation du modèle de dimensionnement développé par Launay et al. sur une large base de données expérimentale [Launay et al., 2013b, 2013c]

Le modèle de dimensionnement est donc construit autour d'une loi de comportement élasto-viscoélastique-viscoplastique selon une approche phénoménologique prenant en compte l'influence de la distribution d'orientation des fibres dans la pièce, moyennée par élément sur l'épaisseur, et les conditions environnementales (humidité). La simulation du comportement cyclique conduit à obtenir un cycle pour lequel l'état est stabilisé pour lequel un critère de fatigue en énergie dissipée est appliqué.

La comparaison entre les résultats numériques et ceux de la base de données expérimentale montre que le modèle de dimensionnement prédit correctement les durées de vie en fatigue. Ceci indique également que la grandeur physique de l'énergie dissipée décrit plutôt bien la sensibilité de la tenue en fatigue à la microstructure, au rapport de charge, aux chargements multiaxiaux et ceci pour différentes conditions environnementales.

Les limites du modèle résident cependant dans la prise en compte de la distribution d'orientation des fibres moyennée dans l'épaisseur d'une pièce. Dans le cas de pièces de faibles épaisseurs (typiquement le type d'éprouvettes testées dans ces travaux), cette approximation de la distribution d'orientation permet d'obtenir de bons résultats. Cependant, dans le cas de pièces aux géométries plus complexes, comme un répartiteur d'air à l'injection (qui a servi de support à une tentative de validation du modèle de comportement sur structure), cette approximation semble conduire à des résultats moins bons. Si les auteurs mettent en garde sur la qualité de la prédiction d'orientation via un logiciel de simulation du procédé d'injection, ils considèrent cependant la perspective de s'intéresser plus étroitement à la microstructure local (interaction entre les couches de cœur et peau, et à une échelle plus fine, à l'interaction fibre-matrice en pointes de fibre).

Le second modèle de dimensionnement présenté a été développé par Klimkeit dans le cadre de ses travaux de thèse [Klimkeit, 2009; Klimkeit et al., 2011b]. Il s'agit du même type d'approche en deux étapes : une modélisation du comportement cyclique, s'appuyant cette fois ci intégralement sur une description micromécanique, et une prédiction de durée de vie en fatigue par application d'un critère.

La méthodologie développée est qualifiée de « Through Process Modelling » (TPM) car complètement intégrée de la simulation du procédé d'injection permettant de prendre en compte l'hétérogénéité locale d'orientation des fibres, à la prédiction de la durée de vie en fatigue. Les différentes étapes du modèle sont présentées dans la **Figure I.3.4**.

À partir de la connaissance du tenseur d'orientation obtenue par simulation du procédé d'injection, les propriétés effectives anisotropes locales au sein de la pièce sont estimées par homogénéisation en deux étapes (Mori-Tanaka puis approximation de fermeture) grâce à Digimat®.

Une simulation éléments finis menée sous Abaqus® en élasticité, pour un type/niveau de chargement donné, fournit les champs mécaniques hétérogènes associés. Les champs sont post-traités pour extraire la grandeur mécanique équivalente en entrée d'un critère de fatigue. Le comportement est ici simulé sur un seul cycle de chargement.

Le critère choisi dans le cadre des travaux de Klimkeit est un critère en énergie élastique (équation (I.3-4) [Kujawski and Ellyin, 1995]) et utilisant une fonction empirique pour capter les effets de rapport de charge (équation (I.3-5)).

$$f\Delta W = \kappa N^\alpha \quad (\text{I.3-4})$$

$$f^2 - \frac{\sigma_m}{\sigma_a} f - 1 = 0 \quad (I.3-5)$$

L'avantage de ce critère est qu'il ne nécessite qu'une seule courbe S-N pour être identifié.

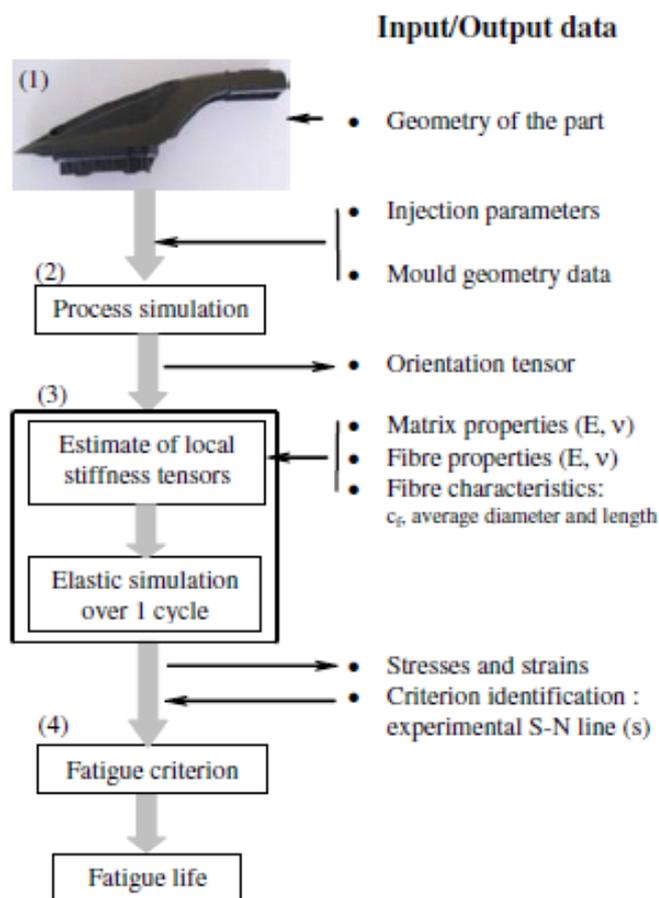


Figure I.3.4 : Outil de dimensionnement en fatigue de pièces en thermoplastique renforcé de fibres courtes qualifié de « Through Process Methodologie » (TPM) et développé par Klimkeit

L'identification des paramètres du critère est réalisée en appliquant la TPM à une éprouvette et pour tous les niveaux de chargements de la courbe S-N.

La démarche a été validée à température ambiante sur une large base de données expérimentale impliquant deux matériaux différents (PBT-PET GF30 et PA66GF35), plusieurs types d'éprouvettes (injectées ou prélevées dans des plaques pour différentes orientations par rapport à la direction d'injection), divers chargements de fatigue (traction, torsion, cisaillement, traction-torsion combinées) et deux rapports de charge. Les estimations de durée de vie, présentées dans la **Figure I.3.5** sont plutôt convaincantes.

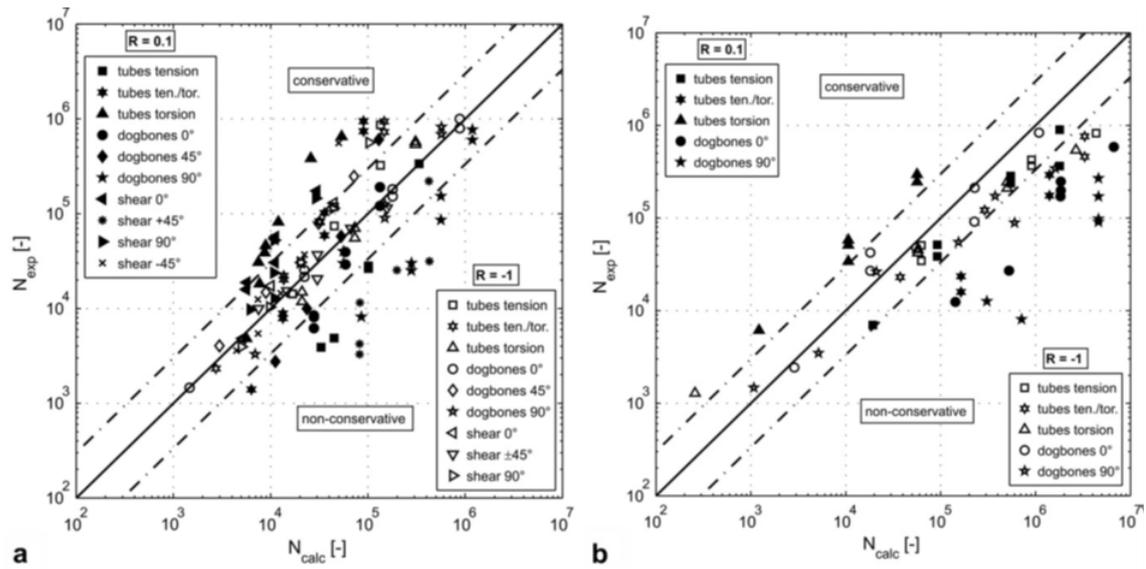


Figure I.3.5 : Comparaison entre les durées de vie expérimentales et prédites (a) PBT-PET GF30 et (b) PA66GF35 [Klimkeit et al., 2011b]

I.4 Conclusions et stratégie de la thèse

Dans un cadre industriel, les thermoplastiques renforcés de fibres de verre courtes sont de plus en plus utilisés pour remplacer les matériaux métalliques dans la conception de pièces de structure. Le principal avantage de ce type de matériau est sa mise en forme rapide selon un procédé largement maîtrisé dans le cas de polymères non renforcés.

Afin de pouvoir dimensionner des pièces pour des chargements usuels de fatigue, il est nécessaire de bien connaître le matériau et les différents paramètres influençant son comportement en fatigue.

Les thermoplastiques renforcés de fibres courtes sont des matériaux complexes par nature car hétérogènes. La matrice est elle-même composée de deux phases, l'une organisée et l'autre désordonnée, lui conférant des propriétés fortement dépendantes de l'environnement. Les fibres courtes permettent de renforcer le matériau par transfert d'effort mais la qualité de la cohésion à l'interface fibre-matrice et l'hétérogénéité de la distribution d'orientation des fibres dans une pièce injectée sont des paramètres de premier ordre sur la rigidité du composite

Le comportement du matériau viscoélastique-viscoplastique-endommageable est complexe et dépend de nombreux paramètres influençant autant les mécanismes d'endommagement observés que le comportement monotone et cyclique du matériau. Les effets, notamment, de la température et l'humidité, de la vitesse de sollicitation, de la contrainte moyenne ou encore la distribution d'orientation et de longueur des fibres influencent autant le comportement du matériau et la cinétique d'endommagement, que la tenue en fatigue et donc la durée de vie d'une pièce.

Le dimensionnement en fatigue d'une pièce en thermoplastique renforcé de fibres courtes doit donc se construire autour d'approches modélisant son comportement et prenant en compte les conditions de chargement et d'environnement réels.

Plusieurs approches se distinguent. La première est une approche par variable d'endommagement. Elle est basée sur une description du comportement en s'appuyant sur son caractère endommageable. En utilisant une variable évoluant progressivement au cours des cycles de chargement, la ruine du matériau est attestée lorsque qu'une valeur seuil est atteinte. Cette approche est assez lourde à simuler mais permet de rendre compte des cinétiques d'endommagement. La deuxième approche s'appuie sur l'utilisation d'un critère de fatigue, c'est-à-dire une relation entre une grandeur physique et le nombre de cycles à rupture en fatigue. Cette approche se concentre sur la modélisation du comportement jusqu'à stabilité d'une grandeur mécanique équivalente en entrée du critère de fatigue. Le développement d'outils de dimensionnement en fatigue selon cette seconde approche a fait l'objet de différentes études [Klimkeit, 2009 ; Klimkeit et al., 2011b ; Launay, 2011] conduisant à la construction de modèles complètement intégrées de la simulation

du procédé de fabrication à la prédiction de durée de vie en fatigue. Parmi ces travaux, l'approche proposée par Klimkeit et al. [Klimkeit et al., 2011b] offre une solution de dimensionnement simple et facile à mettre en place dans un contexte industriel.

La méthodologie, validée à température ambiante, sur éprouvettes, dans le cadre élastique, pour différents matériaux, rapports de charge et trajets de chargement permet, par description micromécanique du comportement, de bien prendre en compte l'influence de l'hétérogénéité de l'orientation des fibres sur la durée de vie.

L'extension des applications des pièces en thermoplastiques renforcés de fibres de verre à plus hautes températures pousse à proposer une extension de ce modèle, qui devra nécessairement prendre en compte le comportement visqueux du matériau.

Une première étape consiste donc à développer un outil de dimensionnement en fatigue selon une méthodologie TPM et une approche par critère de fatigue, de pièces thermoplastiques renforcées de fibres courtes, à haute température, en intégrant le comportement viscoélastique.

CHAPITRE II – CONSTRUCTION DE LA BASE DE DONNÉES EXPÉRIMENTALE

Le déroulement de la méthodologie TPM s'appuie sur une base de données expérimentale constituée de résultats d'essais de fatigue en traction uniaxiale. Les essais sont réalisés à 110°C sur éprouvettes prélevées dans des plaques injectées de thermoplastique renforcé de fibres courtes. Les principaux objectifs de la construction d'une telle base de données sont de permettre dans un premier temps l'identification de différents paramètres du modèle – attachés à la loi de comportement d'une part et au critère de fatigue d'autre part – puis la validation de l'ensemble de la démarche dans un second temps.

Les essais de fatigue sont réalisés sur des éprouvettes découpées dans les plaques selon différentes orientations par rapport à la direction d'injection, avec un pilotage en force selon 2 rapports de charge, une fréquence et une amplitude fixées et à une température de 110°C. Afin de compléter la base de données, des essais en traction monotone jusqu'à rupture sont également réalisés à 110°C.

L'application d'un critère de fatigue dans la démarche de dimensionnement proposée conduit également à observer le comportement cyclique via différents paramètres afin de définir un cycle stabilisé, nécessaire à l'application d'un critère de fatigue.

II.1 Matériau

Le matériau de l'étude est un Polyamide 6,6 renforcé de 30% en masse de fibres de verre courtes (PA66GF30) sous forme de plaques injectées, fournies par la société Radici Group (Italie) via la collaboration, dans le cadre des travaux de thèse, avec A. Bernasconi (Institut Polytechnique de Milan, Italie). Une photo de la plaque injectée liée aux canaux d'injection est donnée dans la **Figure II.1.1**.

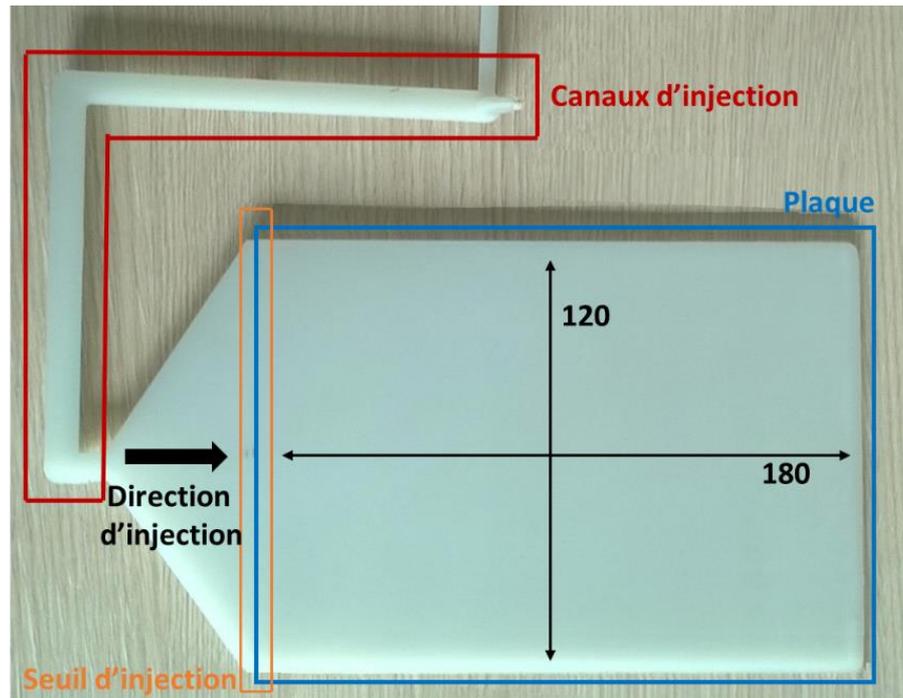


Figure II.1.1 : Photographie d'une plaque injectée avec canaux d'injection

Il s'agit d'un matériau largement étudié dans la littérature (voir Chapitre I), reconnu pour ses bonnes propriétés mécaniques et son faible coût. Le PA66, plus couramment appelé Nylon est un thermoplastique semi-cristallin très hydrophile. Il peut contenir jusqu'à 8% d'eau en masse. Ce caractère hydrophile associé à l'effet plastifiant de l'eau confère au matériau composite une grande sensibilité à l'humidité relative. Le conditionnement du matériau est donc un paramètre important qui doit être maîtrisé pour s'assurer d'une cohérence d'état du matériau pour toutes les éprouvettes testées.

Dans une étude sur un PA6GF30 du même fournisseur, Bernasconi et al. ont mesuré les longueurs de fibres comprises entre $25\mu\text{m}$ et $550\mu\text{m}$ dont la distribution suit une loi de Weibull [Bernasconi et al., 2007a]. La longueur moyenne pondérée a été calculée à $275\mu\text{m}$. Le diamètre a été mesuré à $10\mu\text{m}$. Ces données sont reprises dans le cadre de cette étude.

Une représentation de la distribution typique de longueur de fibres dans des Polyamides renforcés est par ailleurs donnée dans la **Figure II.1.2**.

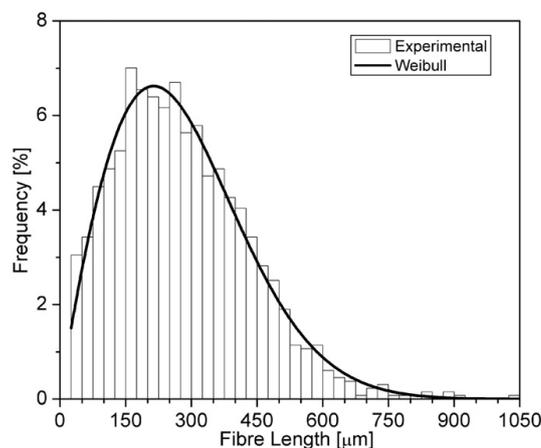


Figure II.1.2 : Distribution typique de longueur de fibres dans un Polyamide renforcé de fibres de verre courtes. Illustration issue de [Bernasconi et al., 2007b]

L'observation de la coupe d'une plaque selon un plan normal à la direction d'injection permet de retrouver la microstructure en couches (cœur-peau) caractéristique du procédé d'injection. Les images micro-tomographiques réalisées par D. Mellier au sein du laboratoire de Physique et Mécanique des Matériaux de l'institut Pprime (Poitiers) ont permis de mesurer plus précisément l'épaisseur de chacune de ces couches après segmentation et détermination de l'orientation. Ce post-traitement a été réalisé à l'aide du logiciel libre Fiji®.

L'observation ainsi que les épaisseurs mesurées sont présentées dans la **Figure II.1.3**. À chaque couleur correspond une orientation dans un repère 3 dimensions. On retiendra ici que les couleurs dans les tons de rouge correspondent aux directions proches de x et celle dans les tons de vert aux directions proches de y. Au-delà d'une analyse qualitative de la direction des fibres, ces couleurs permettent de mieux visualiser la microstructure multicouche du matériau.

Les distributions d'orientation des fibres est quasi symétrique par rapport au plan médian de la plaque. L'épaisseur des couches de peau est de 1404μm et 1476μm et celle de la couche de cœur est 427μm. En proportion, la couche de cœur représente environ 12% de l'épaisseur de la plaque.

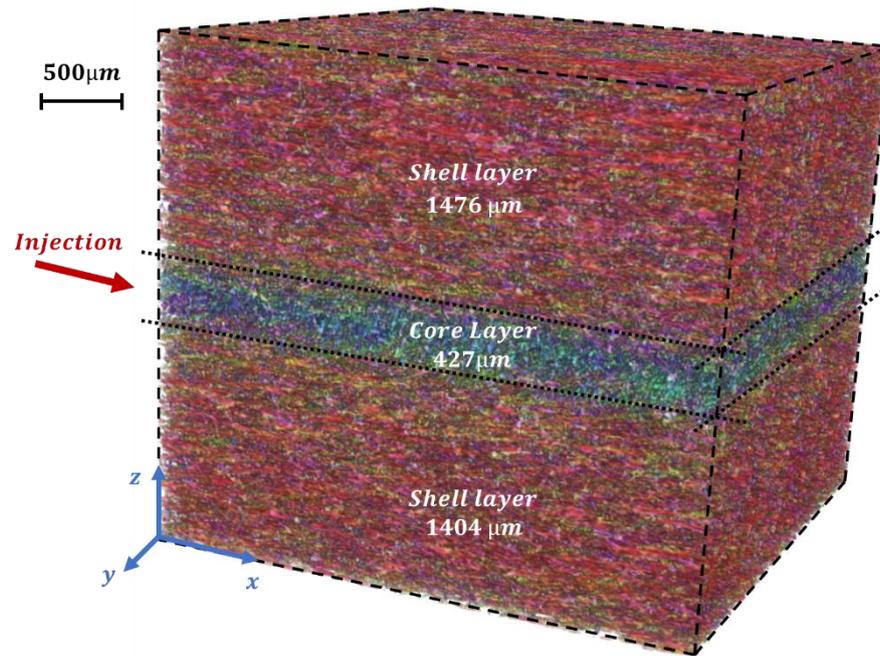


Figure II.1.3 : Microstructure multicouche dans l'épaisseur de la plaque et épaisseurs mesurées

(Image micro-tomographique réalisée au sein du laboratoire par D. Mellier)

II.2 Éprouvettes

II.2.1 Dimensions et découpe

Les essais mécaniques sont réalisés sur éprouvettes haltères dont les dimensions sont explicitées sur la **Figure II.2.1**. Ces éprouvettes sont découpées dans des plaques injectées selon 3 orientations par rapport à la direction d'injection : 0, 45 et 90°. La découpe est réalisée par fraisage, sans lubrification. Le schéma de découpe et la définition de l'orientation sont explicités sur la **Figure II.2.2**.

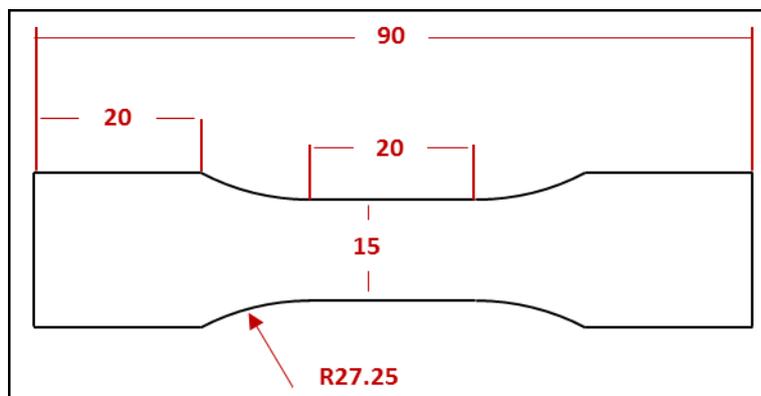


Figure II.2.1 : Dimensions des éprouvettes haltères découpées dans des plaques injectées de PA66-GF30

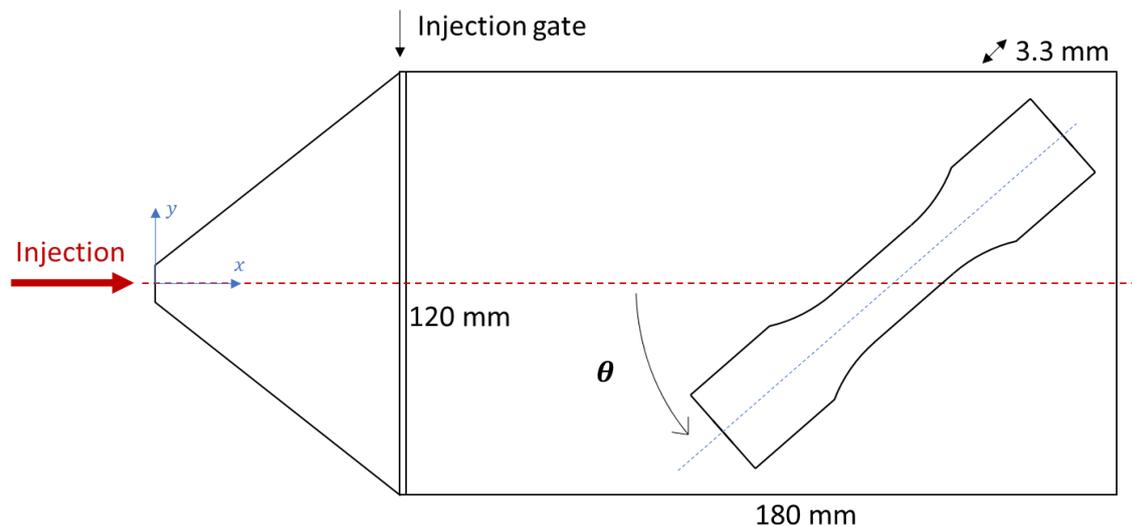


Figure II.2.2 : Schéma de découpe d'une éprouvette dans la plaque avec orientation par rapport à la direction d'injection

Comme le montrent un certain nombre d'études dont les résultats ont été présentés dans le Chapitre I, différents facteurs influencent la résistance en fatigue du matériau étudié. Dans le cadre

de cette étude, l'environnement de conditionnement, la température et la fréquence d'essais ainsi que la microstructure (de la plaque) sont des paramètres fixés. Si la machine de fatigue permet le contrôle des paramètres d'essais, il est nécessaire de s'assurer que la microstructure (par orientation d'éprouvette) et le conditionnement du matériau (humidité relative) sont les mêmes pour l'ensemble des éprouvettes de la base de données expérimentale. Ceci permet de s'assurer de la cohérence des résultats et d'éviter des dispersions non maîtrisées.

La prédiction, par simulation du procédé de fabrication, de la distribution d'orientation des fibres dans la plaque injectée fait l'objet d'une étude présentée dans le Chapitre IV. Les cartographies d'orientations obtenues par simulation montrent que proche du seuil d'injection (sur une zone représentant un peu moins du premier tiers de la longueur de la plaque), la distribution d'orientation est hétérogène par couche, tant dans la direction **X** que **Y**. Au-delà de cette zone, l'orientation au sein de la couche de peau est homogène dans les directions **X** et **Y**. Au milieu de la couche de cœur, l'orientation est quasiment homogène dans la direction **X**. Selon la direction **Y**, l'hétérogénéité d'orientation s'intensifie avec l'éloignement de l'axe **X**.

En considérant que l'ensemble des plaques présentent bien la même microstructure, ces observations d'hétérogénéité conduisent à faire le choix de ne découper qu'une seule éprouvette par plaque. Ceci permet de s'assurer que la distribution d'orientation des fibres est homogène et identique, a minima au niveau de la zone utile, sur l'ensemble des éprouvettes découpées. La zone choisie de découpe, quelle que soit l'orientation est alors définie éloignée du seuil d'injection et centrée sur l'axe **X**.

Enfin la présence d'une marque d'éjecteur au centre de la plaque conduit à définir la zone de découpe au-delà de cette marque selon la direction **X** pour ne pas être trop proche du seuil d'injection.

II.2.2 Conditionnement

Le matériau étudié est très sensible à l'humidité et la température. Dans le cadre de cette étude, l'influence de l'humidité n'est pas prise en compte. Le conditionnement du matériau est dit « Dry As Moulded » (DAM). Ce terme implique que le matériau est conditionné de telle manière que son taux d'humidité reste le même que celui juste après fabrication.

Garantir le même conditionnement des éprouvettes permet de garantir que pour l'ensemble des essais mécaniques réalisées, le matériau soit toujours dans le même état physique et donc que son comportement mécanique soit constant.

Les plaques ont été reçues dans des sachets considérés hermétiques. Une fois les sachets ouverts, les plaques sont disposées dans une enceinte hermétique contenant des sels dessicants. Elles sont ainsi conditionnées avant usinage. Lors de l'usinage, les éprouvettes une fois découpées sont directement disposées dans la même enceinte. Les éprouvettes ne quittent l'enceinte que lorsqu'elles vont être testées. Mise à part le temps de découpe de quelques minutes, le conditionnement du matériau n'est donc pas interrompu entre la réception des plaques jusqu'à l'essai mécanique.

Afin de s'assurer de la qualité du conditionnement au sein de l'enceinte hermétique, un suivi de masse a été réalisé sur 6 plaques entreposées dans l'enceinte (appelées E1 à E6). Pour s'assurer de l'homogénéité des conditions dans l'enceinte, elles ont été disposées à des endroits. L'évolution relative de la masse de ces différents échantillons en fonction du temps, présentée dans la **Figure II.2.3**, montre une augmentation rapide de la masse en début de conditionnement (jusqu'à environ 0,35%) avant une plus lente diminution. Les variations mesurées au cours du temps, après la première phase de prise en masse, sont difficiles à expliquer avec certitude. Les variations jusque-là identiques entre les différents échantillons se séparent en deux ensembles de courbes à partir de 5000h. Les ensembles correspondent à la position des plaques dans l'enceinte : E1, E3 et E5 en haut et E2, E4 et E6 en bas. L'étanchéité de l'enceinte peut ne pas être parfaite. L'extraction d'oligomères ou d'additifs est également possible mais aucune analyse chimique de l'atmosphère n'a été conduite pour valider cette hypothèse. Au-delà de l'évolution elle-même, les courbes étant très proches, on peut considérer que le conditionnement est le même pour tous les échantillons contenus dans l'enceinte, quelle que soit leur position.

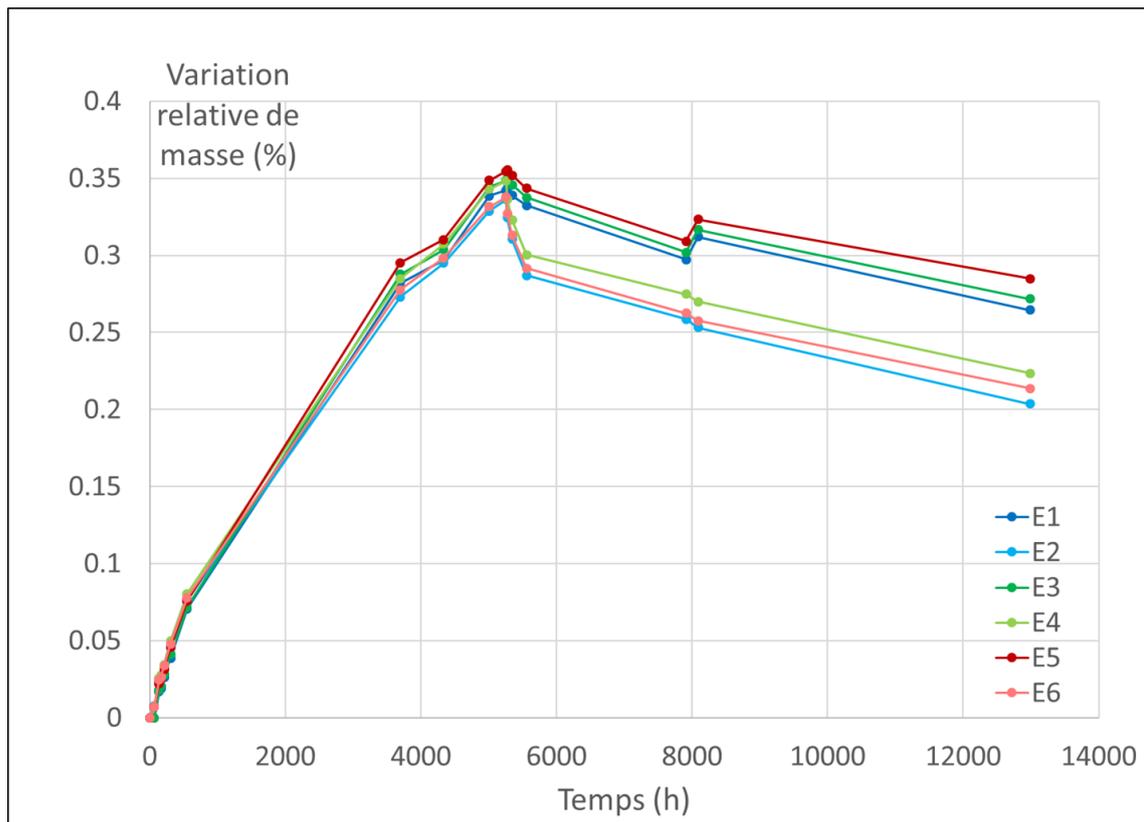


Figure II.2.3 : Suivi de masse de 6 plaques entreposées dans l'enceinte hermétique de conditionnement. Les premiers essais mécaniques ont été réalisés au bout de 4500h de conditionnement.

II.3 Essais mécaniques

L'ensemble des essais a été réalisé à 110°C, sur une machine hydraulique INSTRON 8802 équipée d'une enceinte climatique. Un thermocouple permet de vérifier la température environnante au niveau de la partie utile de l'éprouvette. Un protocole expérimental qui permet de s'affranchir de la dilatation thermique de la ligne a été spécifiquement développé. Il est décrit dans la partie II.3.2.

Pour des températures au-delà de 80°C, le contrôle en humidité n'est pas possible. Dans le cadre de l'étude, pour une température de 110°C, l'air chauffé et soufflé dans l'enceinte est alors considéré sec.

Ce type d'essais en température n'est pas nouveau puisque DeMonte et al. avaient déjà réalisé des essais de fatigue sur le même type de matériau, à 130°C selon des conditions similaires [De Monte et al., 2010a]. Ils sont cependant nécessaires au déroulement du reste de la démarche de dimensionnement proposée.

Dans le cadre de ces études, nous nous sommes uniquement intéressés à des essais en traction uniaxiale.

II.3.1 Conditions d'essai

Les essais de fatigue ont été donc réalisés sur la machine INSTRON 8802, pilotée en force, pour :

- 2 rapports de charge en traction uniaxiale : $R = 0.1$ et $R = -1$;
- Une fréquence de 2Hz ;
- Différents niveaux de contrainte.

Le pilotage en force se fait selon un signal sinusoïdal (commande de la force appliquée en fonction du temps) à amplitude constante. Néanmoins, les résultats sont présentés dans la suite non pas en force mais en contrainte. N'ayant pas accès à la contrainte vraie, on calcule toujours la contrainte macroscopique nominale dans la direction de chargement, i.e. à partir des dimensions de l'éprouvette non déformée. Les caractéristiques du pilotage en contrainte sont données par l'équation (II.3-2) et représentées dans la **Figure II.3.1**.

On note Σ la contrainte appliquée, définie selon l'équation (II.3-1), Σ_a la contrainte alternée, Σ_{max} la contrainte maximale, Σ_{min} la contrainte minimale et Σ_m la contrainte moyenne. F est la force appliquée et S_0 la surface de la section utile non déformée.

$$\Sigma = \frac{F}{S_0} \quad (\text{II.3-1})$$

$$\Sigma = \Sigma_m + \Sigma_a \sin(\omega t) \quad (\text{II.3-2})$$

$$\omega = 2\pi f \quad (\text{II.3-3})$$

Le rapport de charge est noté R et défini tel que dans l'équation (II.3-4) :

$$R = \frac{\Sigma_{min}}{\Sigma_{max}} < 1 \quad (\text{II.3-4})$$

$$R = \frac{\Sigma_m - \Sigma_a}{\Sigma_m + \Sigma_a} \quad (\text{II.3-5})$$

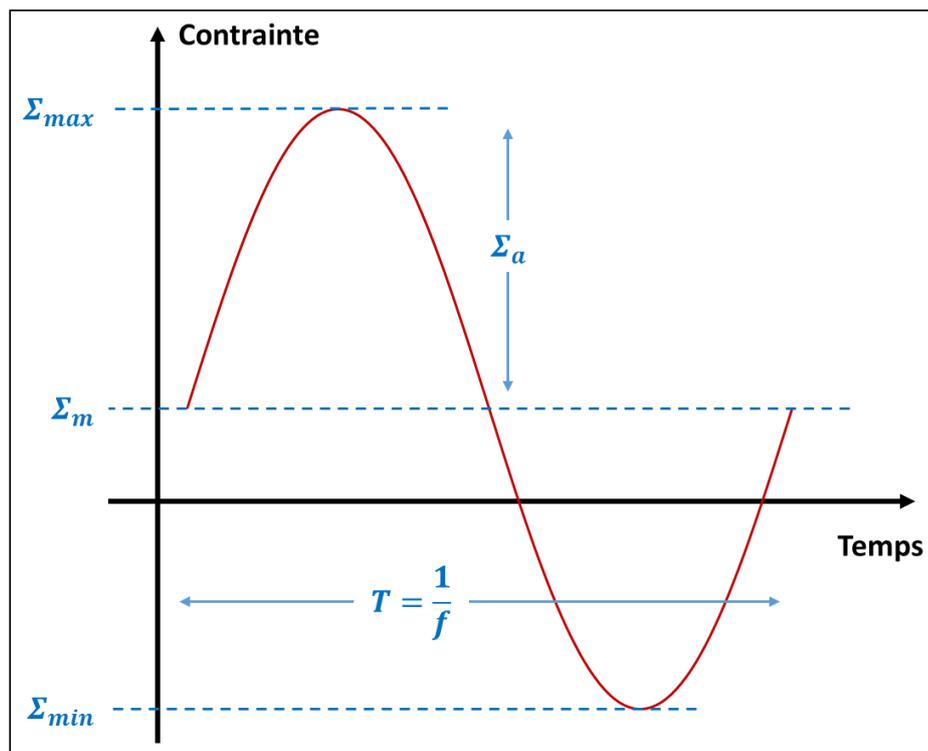


Figure II.3.1 : Représentation du signal de commande en contrainte nominale des cycles de chargement, avec définition de la contrainte moyenne, de la contrainte alternée et de la fréquence

La fréquence choisie de 2Hz représente un compromis entre durée de réalisation des essais et faible auto-échauffement. En effet, comme explicité dans le Chapitre I, une fréquence de 2Hz permet d'éviter un auto-échauffement trop important. Dans le cadre industriel, les essais sont

généralement réalisés dans la limite du million de cycles. Pour une fréquence de 2Hz, la limite du million de cycles correspond à environ 6 jours d'essai.

Les essais en traction monotone uniaxiale ont été réalisés sur la même machine, pilotée également en force. La vitesse de déformation est proche de $8,3 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$.

Afin de mesurer la déformation macroscopique dans la direction de chargement, un extensomètre à couteau a été utilisé. De plus, afin de se prémunir contre le flambement des éprouvettes pour les essais de fatigue à $R = -1$, un montage anti-flambement a été utilisé. Ce montage a été adapté aux dimensions des éprouvettes à partir du montage développé par Klimkeit et al. pour le même type d'étude [Klimkeit, 2009]. Il s'agit de deux plaques en aluminium qui sont maintenues à l'aide de vis au niveau de la zone utile de l'éprouvette. Afin de réduire au maximum l'influence du montage (en termes de frottements) sur le matériau, celui-ci est maintenu sans être serré à l'éprouvette.

Pour les essais de traction monotone et de fatigue à $R = 0,1$, l'extensomètre à couteau utilisé est un extensomètre (INSTRON 2620-601) dont les caractéristiques sont les suivantes :

- Écartement maximal : $\pm 5 \text{ mm}$;
- Écartement initial : $L_0 = 12,5 \text{ mm}$.

Cet extensomètre est positionné en face avant et centré sur la partie utile de l'éprouvette, comme le montre la **Figure II.3.2**.

Dans le cadre des essais de fatigue à $R = -1$, la présence du montage anti-flambement a conduit à utiliser un extensomètre différent (INSTRON 2620-603) et centré sur la tranche de la partie utile.

Les caractéristiques de cet extensomètre sont les suivantes :

- Écartement maximal : $\pm 1 \text{ mm}$;
- Écartement initial : $L_0 = 10 \text{ mm}$.



Figure II.3.2 : Photographie du montage pour les essais à $R = 0,1$

II.3.2 Protocole expérimental

Les essais sont réalisés à 110°C. Pour des mesures de sécurité, le chauffage n'est mis en route qu'une fois l'éprouvette positionnée dans les mors de la machine. Dans ce cadre, il est nécessaire d'attendre que l'enceinte atteigne la température souhaitée avant de commencer l'essai mécanique. Lorsque la ligne de traction est chauffée, celle-ci se dilate. Afin que cette dilatation de la ligne ne fausse pas le déroulement de l'essai et les mesures effectuées, il est également nécessaire d'attendre que l'évolution de la dilatation devienne négligeable. Ainsi, un protocole pré-essai a été mis en place.

Afin de connaître le temps d'attente nécessaire, une éprouvette a été installée dans les mors et mise sous tension à 1MPa en même temps que la mise en route du chauffage. Le déplacement de la traverse a été enregistré. L'évolution en fonction du temps du déplacement relatif par rapport à la position maximale est présentée dans la **Figure II.3.3**.

Ce protocole propose une mise en tension constante du matériau pour un faible niveau de contrainte (1 MPa) le temps que l'évolution de la dilatation de la ligne soit quasi-nulle. Ce temps d'attente est établi à 75 minutes à partir de la mesure faite préalablement (**Figure II.3.3**).

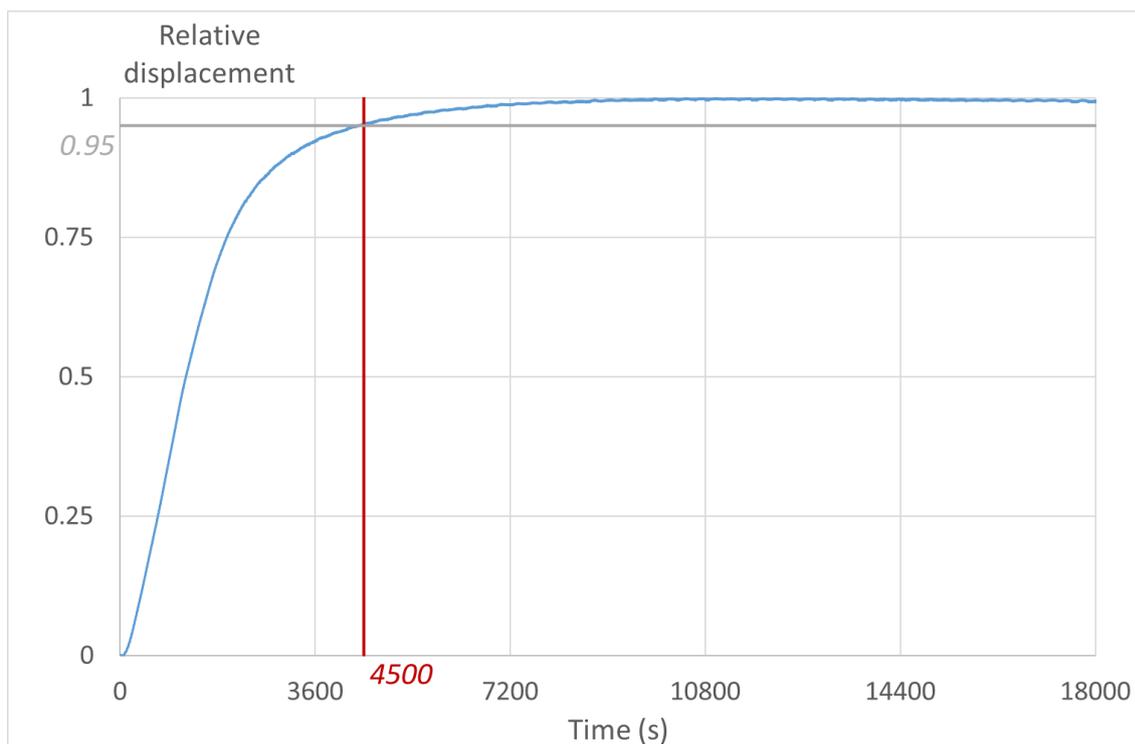


Figure II.3.3 : Déplacement relatif de la traverse au cours du temps. Le chauffage est mis en route au temps 0s. La stabilisation est considérée atteinte au bout de 4500s (= 75min)

Pour des raisons évidentes de gain de temps, les essais ont été enchainés sans forcément attendre un refroidissement complet de la ligne. Pour autant, le protocole de maintien à contrainte constante a toujours été respecté avant cyclage ou traction monotone.

La base de données expérimentale à 110°C est donc composée de :

Un essai de traction monotone jusqu'à rupture par orientation d'éprouvette, réalisé à une vitesse de déformation initiale de $8,3 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ et instrumenté d'un extensomètre à couteaux ($\pm 5 \text{ mm}$, $L_0 = 12,5 \text{ mm}$) ;

Un essai de fatigue par rapport de charge ($R = 0,1$ et $R = -1$), par niveau de contrainte et par orientation d'éprouvette, instrumenté d'un extensomètre à couteaux ($\pm 5 \text{ mm}$, $L_0 = 12,5 \text{ mm}$ pour $R = 0,1$ et $\pm 1 \text{ mm}$ $L_0 = 10 \text{ mm}$ pour $R = -1$)

Les essais de fatigue réalisés ont permis la construction d'une courbe de Wöhler (ou courbe S-N) par orientation d'éprouvette et rapport de charge. Chaque courbe contient entre 5 et 8 points représentant chacun un unique essai. Il est nécessaire de noter qu'un seul essai par orientation d'éprouvette, rapport de charge et niveau de chargement a été réalisé. Ce choix permet de gagner un temps précieux dans la construction d'une courbe de Wöhler et ce d'autant plus si les résultats sont très peu dispersés. Les travaux réalisés sur le même type de matériau à l'ambiante confirme

cette tendance.

Les essais ont été réalisés dans la limite d'un nombre de cycles à rupture fixée à 1 millions de cycles (courant dans le cadre industriel). Le critère d'arrêt de l'essai est donc la rupture en deux de l'éprouvette ou la limite du million de cycles.

II.3.3 Enregistrement des données en cours d'essai

Les instruments utilisés permettent d'accéder au comportement (contrainte déformation) sur un cycle de chargement, ce tout au long de l'essai.

La fréquence d'acquisition (100Hz) est telle que chaque cycle enregistré est discrétisé en environ 50 points.

Afin de ne pas surcharger les fichiers de données résultats, tous les cycles ne sont pas enregistrés. L'enregistrement permet d'avoir quelques cycles par décades en augmentant l'intervalle entre deux enregistrements au fur et mesure que la durée de vie s'allonge. Ainsi :

- Les 10 premiers cycles sont enregistrés ;
- Entre 10 et 100 cycles : les 5 premiers cycles de chaque dizaine sont enregistrés ;
- Entre 100 et 1000 : les 5 premiers cycles de chaque centaine sont enregistrés ;
- Au-delà de 1000 : les 5 premiers cycles de chaque millier sont enregistrés.

II.4 Résultats

II.4.1 Essais de traction monotone jusqu'à rupture

Des essais de traction monotone jusqu'à rupture ont été réalisés à 110°C sur une éprouvette de chaque orientation. Ces essais ne seront, par la suite, pas utilisés pour la construction du modèle de dimensionnement en fatigue mais permettent l'observation de l'influence de l'orientation des éprouvettes sur le comportement du matériau. Les graphiques contrainte-déformation présentés dans la **Figure II.4.1** montrent que l'éprouvette orientée à 0° a une rigidité et une résistance plus importante que les éprouvettes orientées à 45 et 90°. Les graphiques de ces deux dernières sont relativement proches. La différence observée entre l'orientation à 0° et celles à 45 et 90° est due au fait qu'à 0°, le chargement est principalement repris par les fibres et par la matrice à 45° et 90°. Cette observation confirme des résultats obtenus à l'ambiante et en température par Mortazavian et al. [Mortazavian and Fatemi, 2015a].

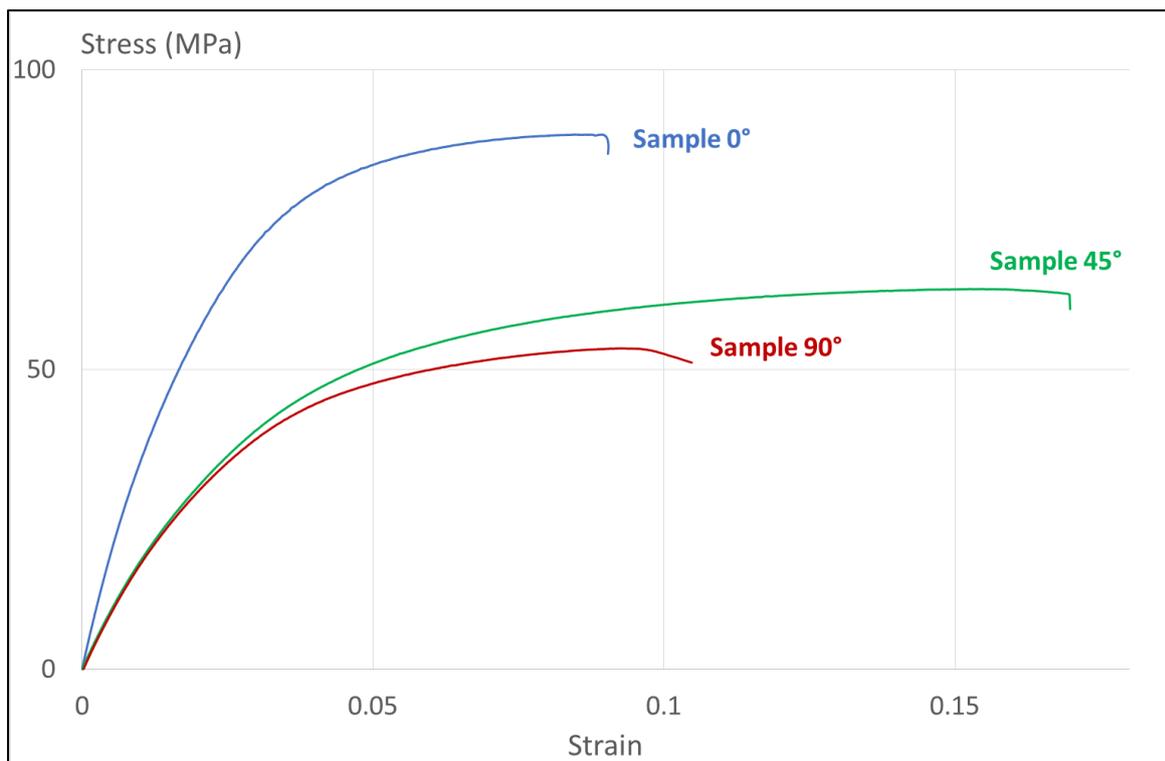


Figure II.4.1 : Graphiques contrainte nominale – déformation mesurée pour 3 éprouvettes prélevées dans une plaque injectée et orientées respectivement à 0°, 45 et 90° par rapport à la direction d'injection. Essais de traction monotone à $8,3 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ réalisés jusqu'à rupture et à 110° C

II.4.2 Essais de fatigue en traction uniaxiale

II.4.2.1 Durée de vie – Courbes de Wöhler

Les résultats des essais de fatigue en traction uniaxiale représentent le cœur de cette base de données expérimentale. Ils ont été obtenus pour 3 orientations d'éprouvettes différentes et 2 rapports de charge et serviront par la suite à l'identification des paramètres du critère de fatigue et à la validation de l'ensemble de la démarche.

Ces résultats sont présentés sur la **Figure II.4.2**, représentés sous forme de courbes de Wöhler (contrainte alternée en fonction du temps (échelle logarithmique)). Les traits en pointillés représentent les régressions puissance suivant la loi de Basquin sous la forme suivante, N_R étant le nombre de cycles à rupture :

$$\Sigma_a = aN_R^{-b} \quad (\text{II.4-1})$$

Pour chaque rapport de charge et orientation d'éprouvettes, les premiers essais ont permis d'évaluer approximativement les contraintes à appliquer afin que d'avoir un essai par dizaine de décades dans la limite fixée du million de cycles. Dans le cas de 2 essais, sur une éprouvette orientée à 0° et sur une éprouvette orientée à 45° , pour un rapport de charge de $R = 0,1$, la limite du million de cycles a été atteinte. Ces deux essais sont indiqués sur le graphe par un point et une flèche. Le nombre de cycles à rupture n'étant pas connu, ces données ne sont pas utilisées dans le calcul des paramètres de l'équation de Basquin.

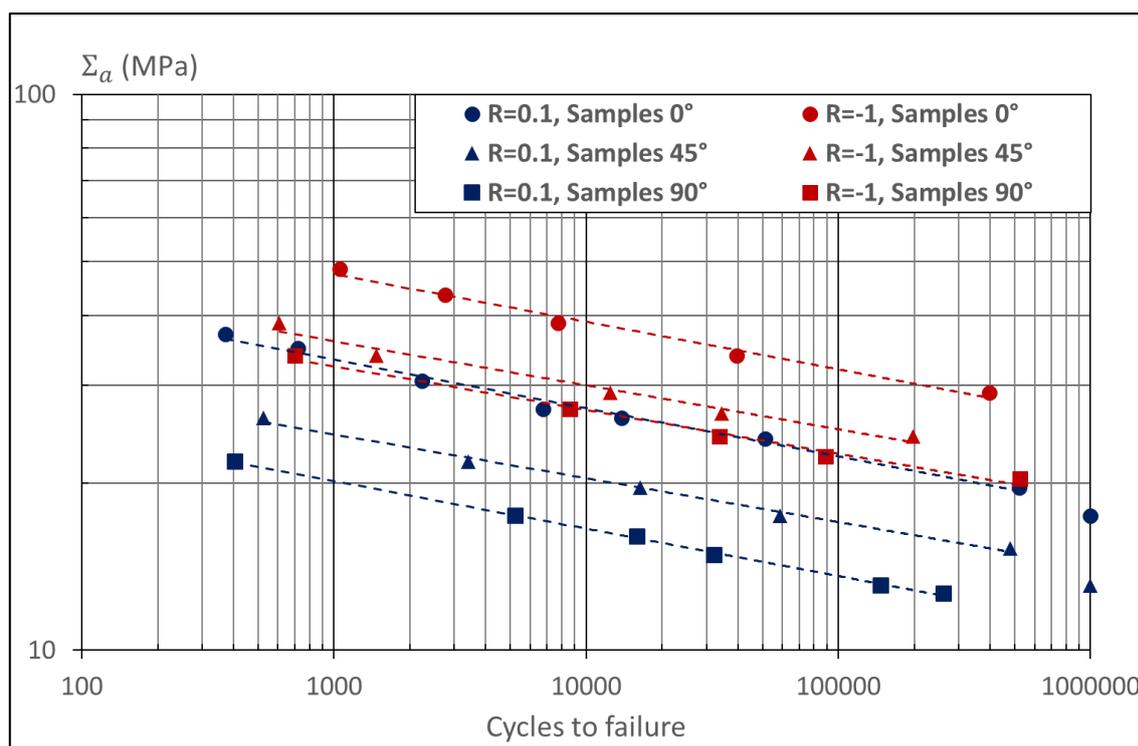


Figure II.4.2 : Courbes de Wöhler des essais de fatigue en traction uniaxiale réalisés sur 3 orientations et 2 rapports de charge à 110°C et une fréquence de 2Hz

Ces résultats permettent d'observer l'influence de plusieurs paramètres sur la résistance en fatigue déjà évoqués dans le Chapitre I.

Dans un premier temps, le modèle de Basquin est bien représentatif. Les courbes d'interpolations en pointillés sur le graphique – et dont les paramètres sont donnés dans la **Table 1** – présentent toutes un coefficient de détermination supérieur à environ 0,98. Ce résultat confirme les résultats observés par différents auteurs à l'ambiante et hautes températures pour le même type de matériau et ce pour différents rapports de charge [Bernasconi et al., 2007b; De Monte et al., 2010b; Klimkeit et al., 2011a]. Quelle que soit la température, la dispersion des résultats de fatigue apparaît faible.

Stress Ratio	Orientation	a	b	R ²
R = 0.1	0	60.7	0.087	0.99
	45	42.2	0.079	0.99
	90	36.3	0.085	1.00
R = -1	0	85.8	0.086	0.99
	45	62.2	0.079	0.98
	90	55.9	0.079	0.99

Table 1 : Paramètres des équations de Basquin pour chaque courbe de Wöhler enregistrée

La position des points obtenus pour des essais non rompus à 1 million de cycles est comparée à la valeur de la contrainte alternée calculée à partir du modèle de Basquin pour une même orientation et un même rapport de charge. La **Figure II.4.3** montre que ces points se situent en dessous de la courbe de Basquin obtenue. L'existence d'une limite de fatigue est encore une question ouverte mais les courbes suggèrent que, s'il y en a une, elle apparaît au-delà du million de cycles qui est une borne supérieure du cadre de dimensionnement des applications industrielles usuelles pour ces matériaux.

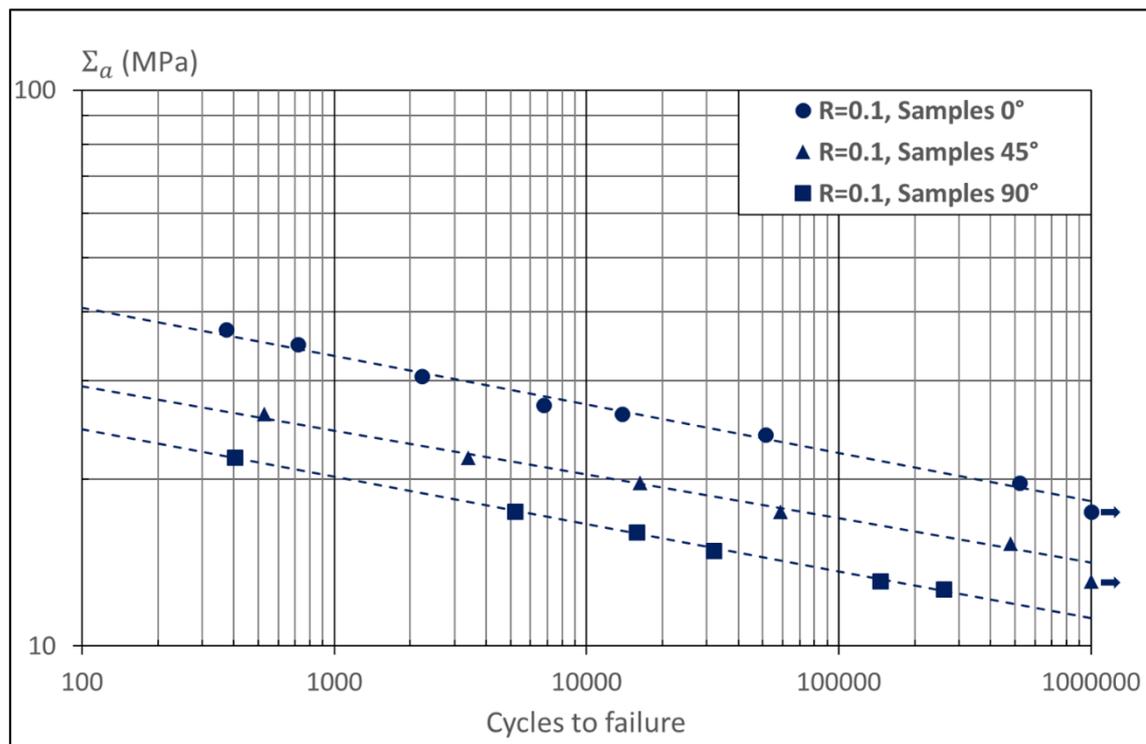


Figure II.4.3 : Courbes de Wöhler des essais de fatigue en traction uniaxiale réalisés sur des éprouvettes de 3 orientations à un rapport de charge de $R = 0,1$ à 110°C et une fréquence de 2Hz

On peut noter que les modèles de Basquin correspondant aux conditions de ces deux essais conduisent à estimer le nombre de cycles à rupture à environ $1,7 \cdot 10^6$ cycles pour l'éprouvette orientée à 0° et à environ $2,7 \cdot 10^6$ cycles pour l'éprouvette orientée à 45° .

L'influence de l'orientation est largement notable, avec une résistance accrue pour les éprouvettes orientées à 0° c'est-à-dire sollicitée dans la direction d'injection ou encore dans la direction des fibres de la couche de peau (la plus épaisse). Ce résultat correspond bien aux observations de différents auteurs, tant à température ambiante qu'à plus hautes températures [Bernasconi et al., 2007a; De

Monte et al., 2010a; Klimkeit et al., 2011b; Sonsino and Moosbrugger, 2008]. De manière quantitative, l'écart entre les bornes hautes (éprouvettes orientées à 0°) et basses (éprouvettes orientées à 90°) est de l'ordre de 2 décades, quel que soit le rapport de charge.

Dans un deuxième temps, l'influence de la contrainte moyenne se traduit par une résistance en fatigue plus importante pour un rapport de charge $R = -1$ (contrainte moyenne nulle) que pour un rapport de charge $R = 0,1$. Ceci peut s'expliquer par un phénomène de fluage subi par le matériau sous une contrainte moyenne non nulle. Ceci est remarquable par l'augmentation de la déformation moyenne (définie et représentée dans la partie II.4.2.2.) pour les essais à $R = 0,1$. Ce phénomène est observé à température ambiante et amplifié à hautes températures [De Monte et al., 2010a].

L'influence de la température se traduisant par une baisse de la résistance en fatigue est confirmée. Les courbes de Basquin obtenues dans cette étude sont comparées aux résultats disponibles de deux études sur un PA66GF35, une à température ambiante [Klimkeit, 2009] et l'autre à 130°C [De Monte et al., 2010a]. La **Figure II.4.4** montre la comparaison des courbes de Basquin dont les paramètres identifiés par Klimkeit pour 2 rapports de charge ($R = 0,1$ et $R = -1$) et 2 orientations (0° et 90°) sont disponibles et les données de l'étude actuelle.

La comparaison réalisée entre les courbes de Wöhler obtenues, dans le cadre de cette étude, sur un PA66GF30 à 110°C et celles issues des travaux de DeMonte et al. sur un PA66GF35 à 130°C montre une faible différence. Les données exactes de durée de vie n'étant pas explicitement données dans la littérature, cette comparaison s'appuie sur les graphiques disponibles et les valeurs de contrainte alternée à un million de cycles données pour des éprouvettes orientées à 0° pour 2 rapports de charge ($R = 0$ et $R = -1$).

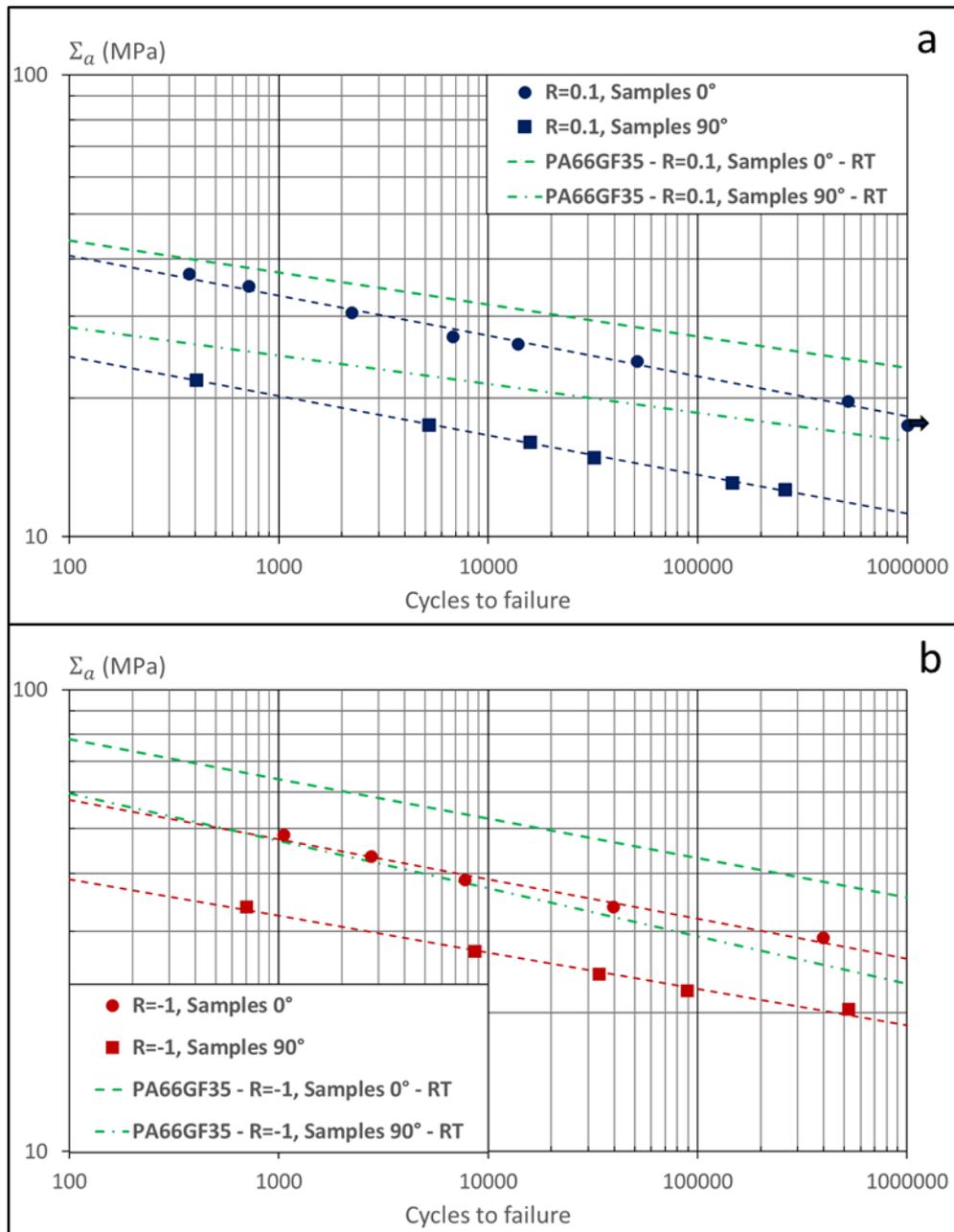


Figure II.4.4 : Influence de la température sur la résistance en fatigue. Comparaison des essais réalisés pour 2 orientations d'éprouvettes (0 et 90°) à $R = 0,1$ (a) et $R = -1$ (b) à 110°C sur un PA66GF30 dans le cadre de la thèse et à température ambiante (RT) sur un PA66GF35 issus des travaux de thèse de Klimkeit [Klimkeit, 2009]

II.4.2.2 Comportement cyclique

L'étude du comportement macroscopique cyclique est un aspect important pour la suite du travail. En effet, comme le montre la **Figure II.4.5**, l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation macroscopique mesurée dans la direction de chargement sous formes de boucles est

le témoin d'un comportement visqueux du matériau. L'étude de l'évolution de ces boucles amène à se poser la question de la définition et l'existence d'un cycle stabilisé. A priori, elle n'existe pas à proprement parler si on considère la totalité des paramètres dont les déformations.

Aborder cette notion est essentiel à la suite des travaux réalisés dans le cadre de ce projet. En effet, la stabilisation de la grandeur en entrée du critère de fatigue est nécessaire. Dans le cas où les paramètres d'entrée du critère ne font pas intervenir les déformations, on peut donc définir des critères de stabilisation pour le type de matériau étudié, à 110°C.

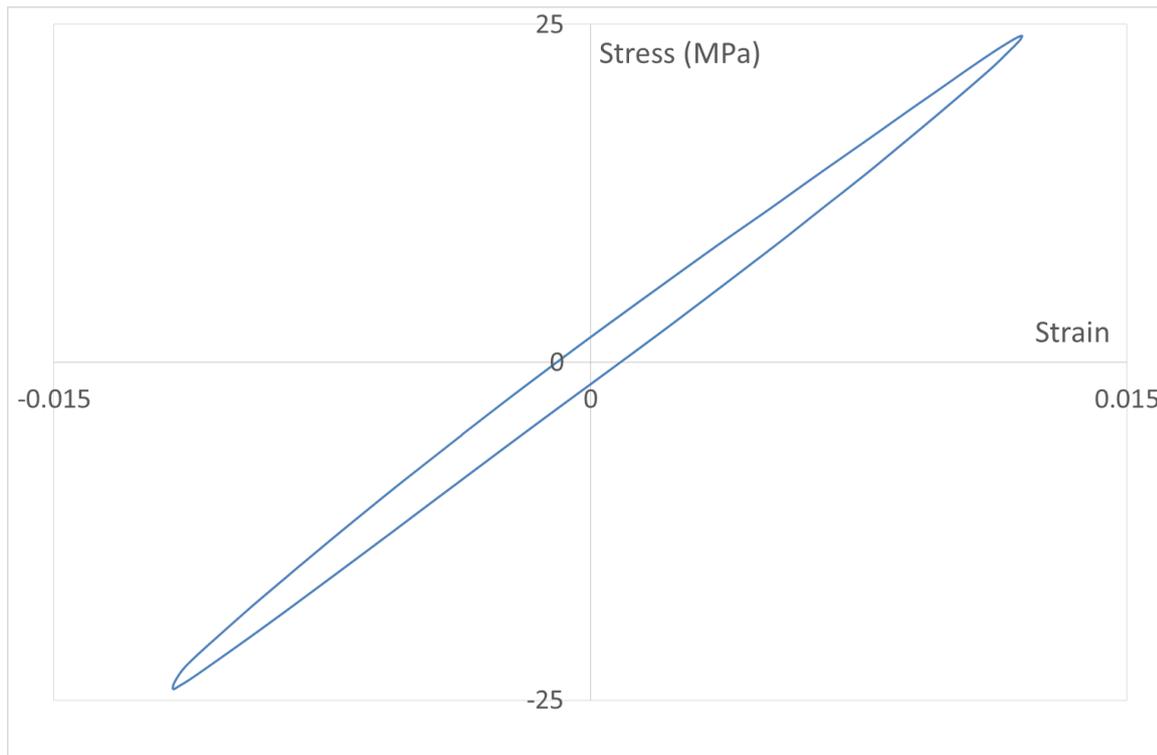


Figure II.4.5 : Évolution de la contrainte nominale appliquée en fonction de la déformation macroscopique mesurée au cours d'un cycle de chargement par extensomètre dans la direction de chargement
Cycle 100 d'une éprouvette orientée à 45° chargée à $T = 110^{\circ}\text{C}$, $f = 2\text{Hz}$ et $R = 0,1$

Un exemple d'évolution des boucles au cours de la durée de vie est présenté dans la **Figure II.4.6**, pour une éprouvette rompue à 480 000 cycles.

Les propriétés de boucles généralement considérées sont le module sécant, l'aire de boucle et la déformation moyenne. Une schématisation de ces propriétés est proposée sur la **Figure II.4.7**.

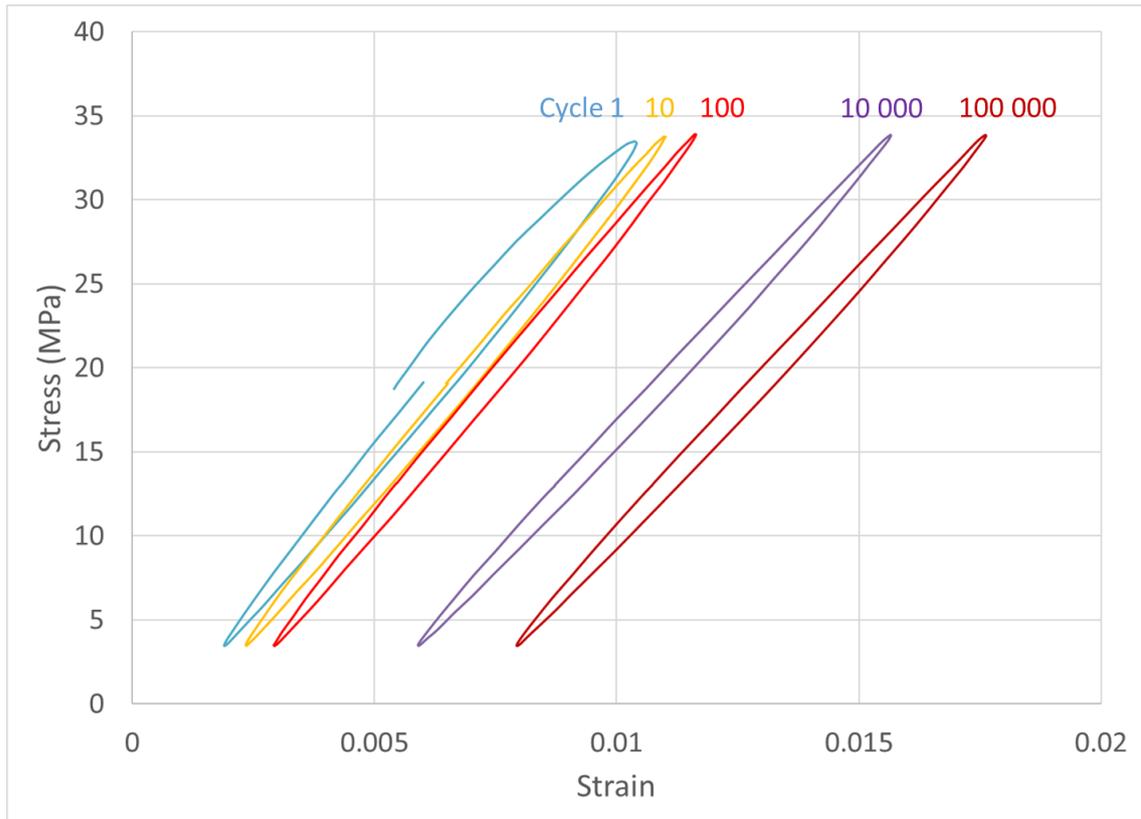


Figure II.4.6 : Évolution des boucles mesurées à différents moment de la durée de vie d'une éprouvette orientée à 45°, testée en fatigue à $T = 110^{\circ}\text{C}$, $f = 2\text{Hz}$ et $R = 0,1$ ($N_R = 480\,000$ cycles)

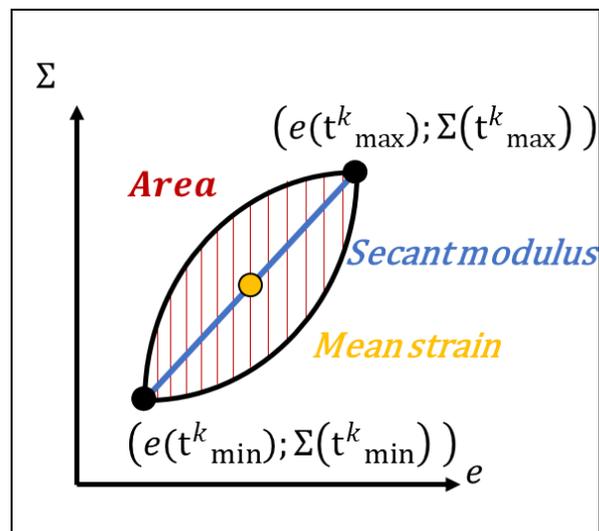


Figure II.4.7 : Schématisation d'une boucle fermée au cours d'un cycle de chargement et définition des propriétés de boucle

Les données enregistrées en cours d'essai, comme présenté dans la partie II.3.3, sont l'objet d'un post-traitement permettant d'obtenir l'évolution au cours de la durée de vie de propriétés de cycles

(aire, module sécant, déformation moyenne). Pour ce faire et ainsi apporter un outil rapide de post-traitement de données expérimentales, un script Python® a été développé. Ce script permet, à la lecture du fichier résultat expérimental, d'obtenir les propriétés de boucle pour chaque cycle enregistré au cours de la durée de vie de l'éprouvette. Ces données sont enregistrées dans un fichier pour permettre la création des graphiques.

Les équations permettant l'obtention, par cycles, du module sécant, de l'aire de boucle macroscopique et de la déformation moyenne sont présentées dans la suite de cette partie.

Pour l'ensemble de ces équations, sont notés pour un cycle k :

- N : le nombre de points de discrétisation du cycle ;
- $t^k_i, i \in \llbracket 1; N \rrbracket$: les temps correspondant à chaque point de discrétisation ($e_k(t^k_i); \Sigma_k(t^k_i)$) ;
- t^k_{min} et t^k_{max} : les temps pour lesquels la contrainte est respectivement minimale et maximale.

Le module sécant $E_{s, cycle k}$ est donné par l'équation (II.4-2), défini, pour le cycle k , comme la pente de la droite passant par le minimum et le maximum de contrainte

L'aire de boucle est donnée par l'équation (II.4-3), calculée par une approximation triangle. Chaque cycle est considéré séparément. Afin de considérer un cycle fermé, le point ($e_k(t^k_{N+1}); \Sigma_k(t^k_{N+1})$) est le point ($e_k(t^k_1); \Sigma_k(t^k_1)$).

La déformation moyenne de cycle est définie par l'équation (II.4-4). Il s'agit d'une moyenne arithmétique sur l'ensemble des points de discrétisation du cycle.

$$E_{s, cycle k} = \frac{\Sigma(t^k_{max}) - \Sigma(t^k_{min})}{e(t^k_{max}) - e(t^k_{min})} \quad (II.4-2)$$

$$A_{cycle k} = \frac{1}{2} \sum_{i=1}^N (\Sigma(t^k_{i+1}) + \Sigma(t^k_i))(e(t^k_{i+1}) - e(t^k_i)) \quad (II.4-3)$$

$$e_{mean} = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N e(t^k_i) \quad (II.4-4)$$

Les évolutions du module sécant, de l'aire de boucle et de la déformation moyenne au cours de la durée de vie sont présentées sur les **Figure II.4.8**, **Figure II.4.9** et **Figure II.4.10** respectivement.

Les sous-figures **a**, **b** et **c** représentent les résultats pour les éprouvettes orientées à 0, 45 et 90° respectivement, chargées à $R = 0,1$. Les figures **d**, **e** et **f** représentent les résultats pour les éprouvettes orientées à 0, 45 et 90° respectivement, chargées à $R = -1$.

L'exploitation des courbes permet de démontrer à nouveau l'influence de différents paramètres sur le comportement en fatigue du matériau : l'orientation des éprouvettes et donc des fibres par rapport à la direction de chargement ou encore l'influence de la contrainte moyenne.

L'effet d'orientation est remarquable par une rigidité (module sécant) plus importante pour les éprouvettes orientées à 0° qu'à 45° et 90°. On remarque d'ailleurs que, comme pour les essais monotones, les rigidités des éprouvettes à 45° et 90° sont très proches. Le rapport de charge influence très peu la rigidité puisque les données des modules sécants sont de même ordre de grandeur à une orientation donnée pour $R = 0,1$ et $R = -1$.

Pour les essais à contrainte moyenne non nulle, le phénomène de fluage est mis en évidence par une évolution de la déformation moyenne non nulle. L'influence de l'orientation sur la déformation moyenne n'est pas particulièrement observable.

L'aire de boucle est dépendante de la contrainte moyenne. Dans le cas des essais à $R = -1$, les valeurs calculées de l'aire de boucle sont significativement supérieures à celles calculées dans le cas d'essais à $R = 0,1$ avec un rapport d'environ 2. En termes d'orientations, pour un rapport de charge donné, les valeurs sont de même ordre de grandeur.

Les fortes variations d'aire observées pour les deux essais conduisant aux plus courtes durées de vie pour les éprouvettes orientées à 45° et 90° s'expliquent par le fait que, dans ces deux cas, la consigne de chargement ne s'est stabilisée qu'à partir de 100 cycles. L'augmentation progressive de l'amplitude de contrainte appliquée explique l'augmentation de l'aire de boucle. Par ailleurs, le palier observable à l'approche de la centaine de cycle pourrait indiquer une certaine stabilisation de l'évolution. La ré-augmentation brutale de l'aire indiquerait alors un changement de cinétique d'évolution pour le coup non observable pour les autres essais. L'évolution de la déformation moyenne et du module sécant semblent également touchés mais dans de moindres mesures.

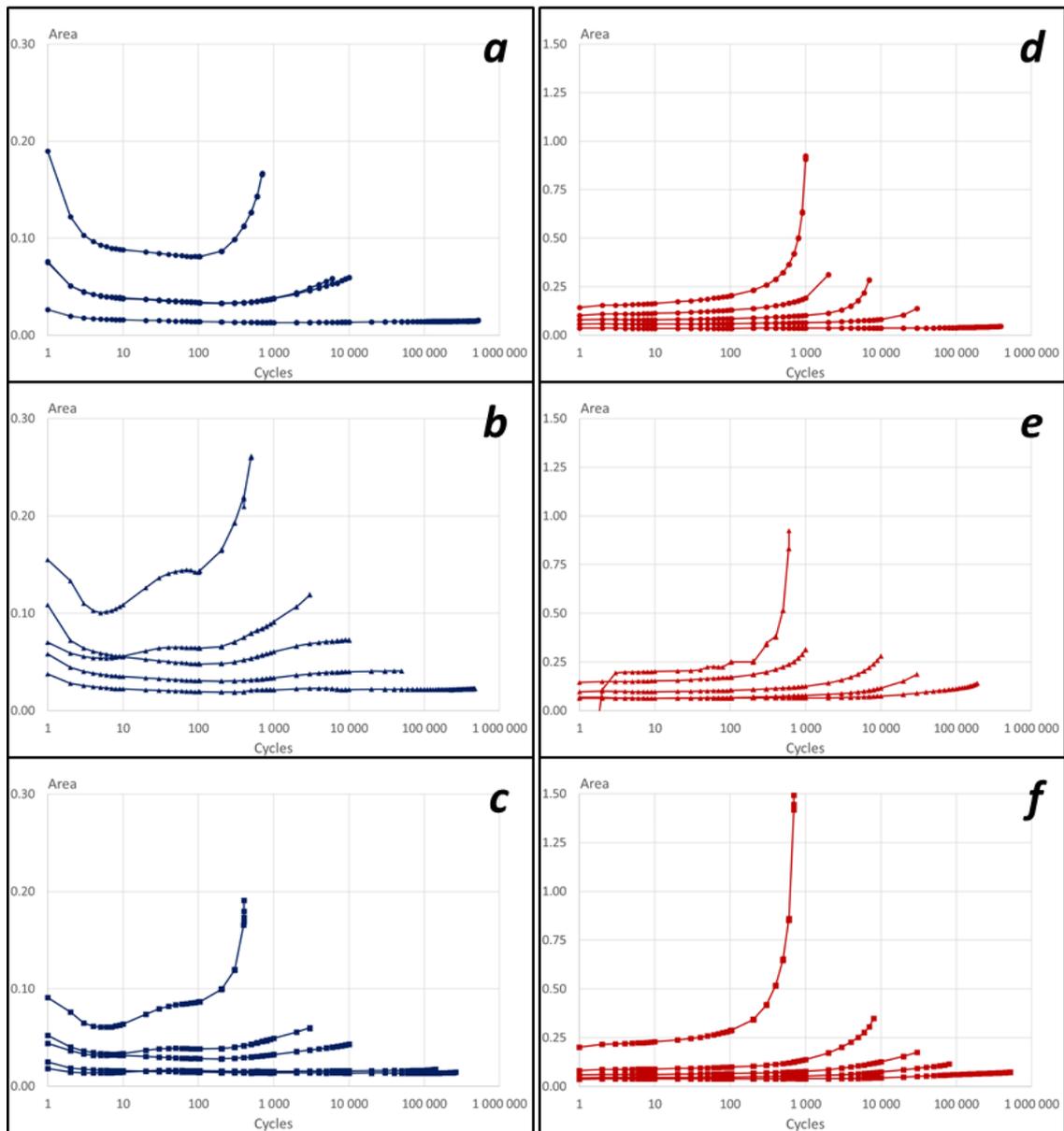


Figure II.4.8 : Evolution de l'aire de boucle au cours de la durée de vie en fatigue à 110°C

a : Éprouvettes orientées à 0° - $R = 0,1$

d : Éprouvettes orientées à 0° - $R = -1$

b : Éprouvettes orientées à 45° - $R = 0,1$

e : Éprouvettes orientées à 45° - $R = -1$

c : Éprouvettes orientées à 90° - $R = 0,1$

f : Éprouvettes orientées à 90° - $R = -1$

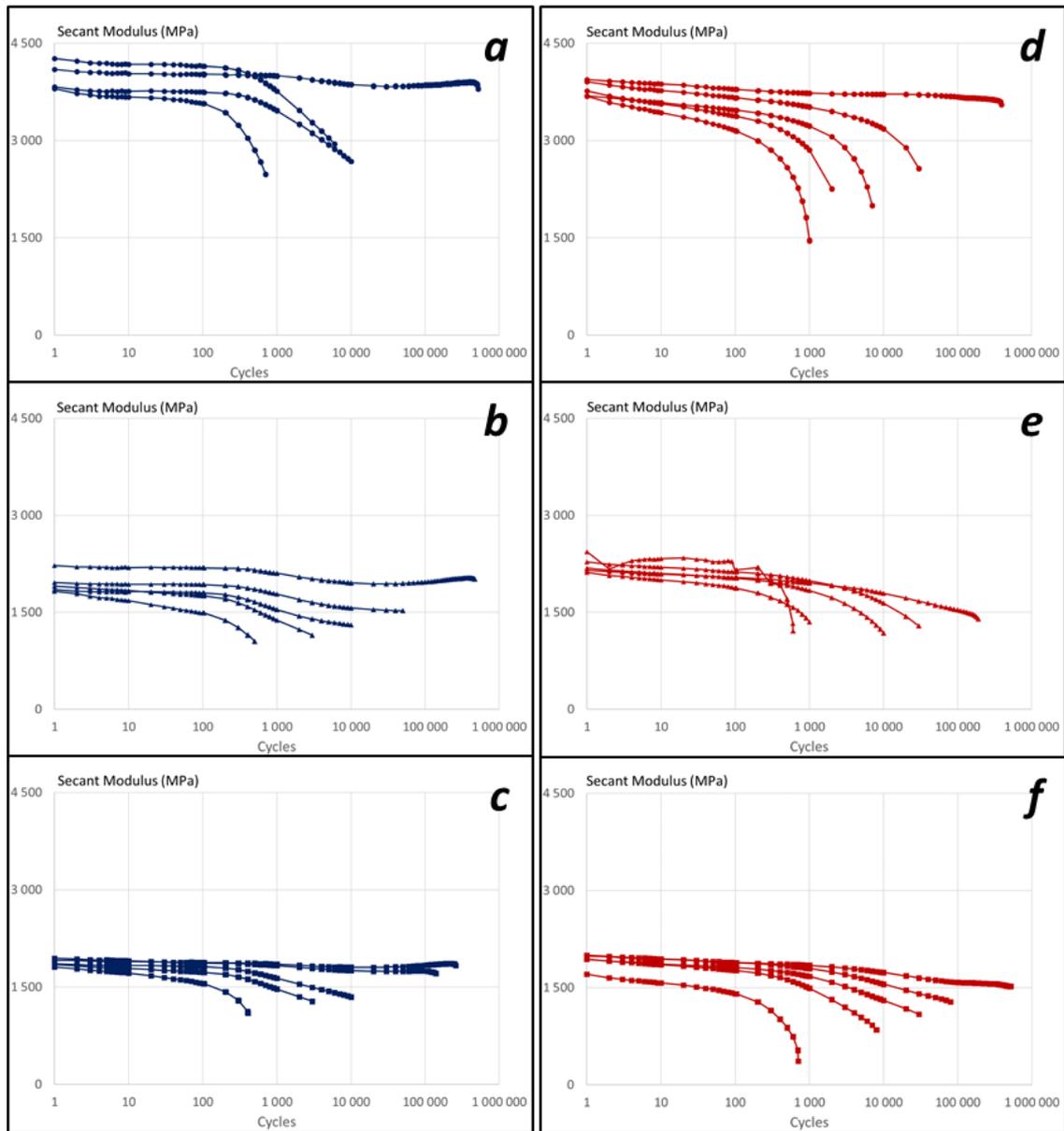


Figure II.4.9 : Evolution du module sécant au cours de la durée de vie en fatigue à 110°C

a : Éprouvettes orientées à 0° - $R = 0,1$

b : Éprouvettes orientées à 45° - $R = 0,1$

c : Éprouvettes orientées à 90° - $R = 0,1$

d : Éprouvettes orientées à 0° - $R = -1$

e : Éprouvettes orientées à 45° - $R = -1$

f : Éprouvettes orientées à 90° - $R = -1$

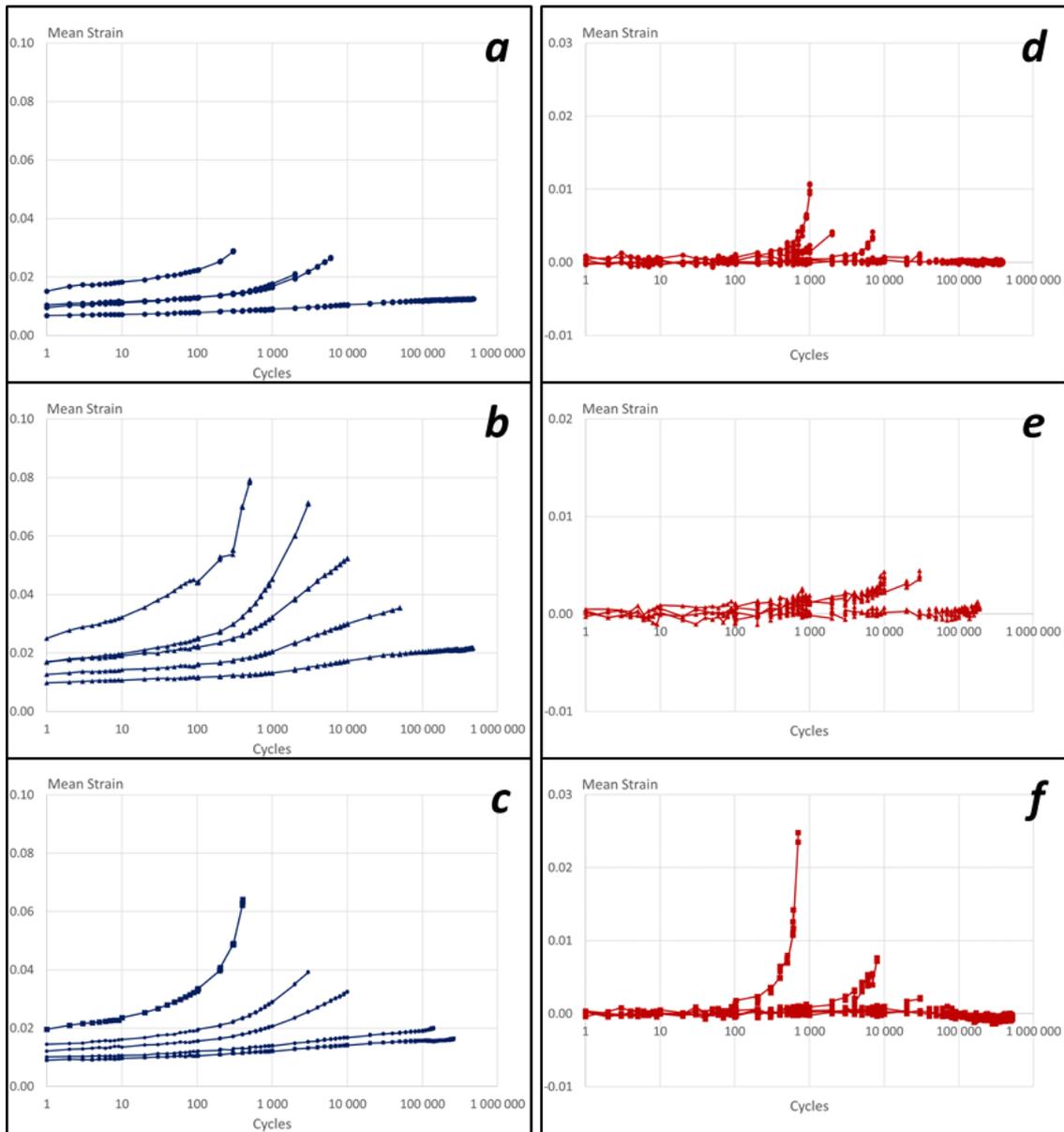


Figure II.4.10 : Evolution de la déformation cyclique moyenne au cours de la durée de vie en fatigue à 110°C

a : Éprouvettes orientées à 0° - $R = 0,1$

d : Éprouvettes orientées à 0° - $R = -1$

b : Éprouvettes orientées à 45° - $R = 0,1$

e : Éprouvettes orientées à 45° - $R = -1$

c : Éprouvettes orientées à 90° - $R = 0,1$

f : Éprouvettes orientées à 90° - $R = -1$

L'observation des courbes d'évolution des paramètres de boucles conduit à considérer 3 étapes au cours de la durée de vie.

La première étape est une phase transitoire gouvernée par deux facteurs principaux. Le premier est d'ordre expérimental. La machine ne délivre pas la charge de consigne dès le premier cycle. Le signal est bien sinusoïdal mais les valeurs maximales et minimales de charge ne sont pas atteintes tout de suite et la stabilisation du signal nécessite quelques cycles. Le nombre de cycles dépend du bon paramétrage de la machine. En cas d'un mauvais paramétrage, la stabilisation complète de la consigne peut prendre une centaine de cycles. Dans le cas contraire, comme ce qui a été réalisé dans cette étude expérimentale, la stabilisation complète du signal est réalisée en moins de dix cycles.

Le deuxième facteur est lié au comportement du matériau et à sa réponse cyclique. En effet, lors des premiers cycles, les boucles enregistrées dans le graphique contrainte-déformation (dans la direction de chargement) ne sont pas fermées. Ce phénomène de boucle non fermée est présenté dans la **Figure II.4.11**. Dans ce cas, le point de début du cycle k n'est pas confondu avec le point du début du cycle $k + 1$. Le calcul de l'aire, donné par l'équation (II.4-3), implique ainsi une surestimation de l'aire de boucle. La **Figure II.4.12** schématise cette erreur de calcul. L'aire sous la courbe calculée entre les points P_5 et P_6 est l'ensemble des zones orange et bleue. La zone orange est superposée à la zone comprise entre les points P_1 , P_2 , P_3 et P_4 et la zone bleue est ajoutée alors qu'elle ne fait pas partie de la boucle. La rectification de cette erreur n'étant pas prise en compte dans le script de post-traitement des données expérimentales, les données de l'aire des premières boucles non fermées sont donc surestimées. Cette erreur n'apparaît que si la contrainte moyenne est non nulle.

Lors de cette première phase de transition, les contraintes maximales et minimales programmées sont donc progressivement atteintes à chaque cycle et les boucles se ferment.

La lente stabilisation de la consigne de chargement évoqué plus haut pour deux essais (0 45° et 90°) semble montrer que l'aire de boucle est principalement touchée par de fortes variations au cours de cette phase. Dans tous les cas, le module sécant et la déformation moyenne n'évoluent pas aussi vite.

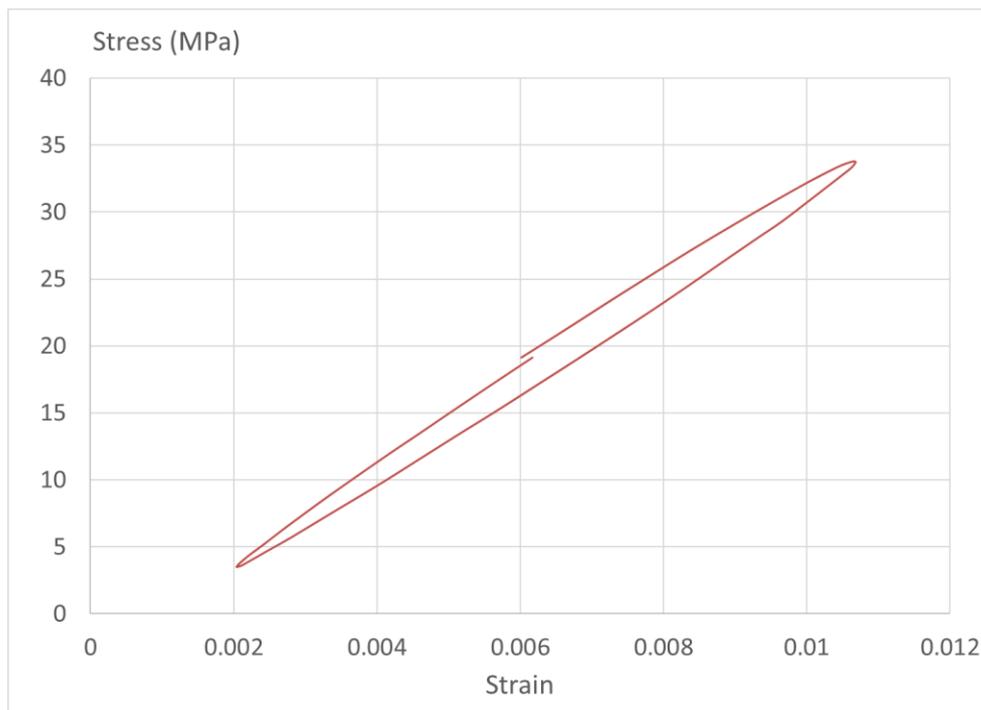


Figure II.4.11 : Exemple d'une boucle non fermée
Cycle 2 d'une éprouvette orientée à 45° chargée à $T = 110^{\circ}\text{C}$, $f = 2\text{Hz}$ et $R = 0,1$

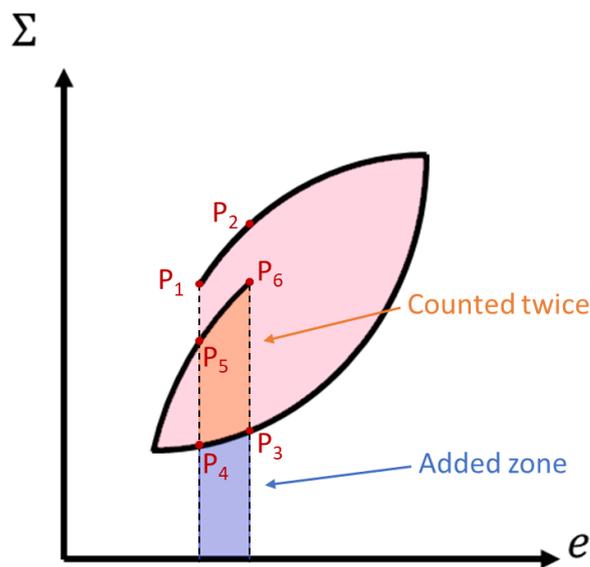


Figure II.4.12 : Schématisation de l'erreur induite dans le calcul de l'aire d'une boucle non fermée - Cas d'un chargement à contrainte moyenne non nulle

La seconde étape est une phase stabilisée au cours de laquelle les paramètres de boucle n'évoluent que très peu. Un paramètre de stabilisation n'est pas utilisé ici. Cela signifie que la stabilisation n'est pas définie de manière quantitative mais à partir de l'observation visuelle de l'évolution de la

courbe. Les essais menant aux plus longues durées de vie présentent plus particulièrement une stabilisation claire de l'aire de boucle et du module sécant. Quel que soit l'essai, les variations de la déformation moyenne ne semblent se stabiliser à aucun moment.

L'influence du rapport de charge est par ailleurs remarquable dans le cas de l'évolution de l'aire de boucle. En effet, la stabilisation est beaucoup plus claire à $R = -1$ qu'à $R = 0,1$.

Dans leurs travaux, Jégou et al. ont mesuré l'évolution de l'aire de boucle sur des résultats d'essais de fatigue à $R = 0$ et $f = 1\text{Hz}$ sur des éprouvettes injectées de PA66GF50, à température ambiante. Les résultats publiés confirment une stabilisation beaucoup plus claire pour des essais aux durées de vie supérieures à 100 000 cycles. Dans le cadre de leurs travaux, ils considèrent que la stabilisation se confirme pour un nombre de cycles inférieur à 2000 [Jégou et al., 2013].

Plus récemment, Leveuf et al. ont montré que l'évolution de l'aire de boucle pour des essais de fatigue à $R = 0$ et $f = 2\text{Hz}$ sur des thermoplastiques renforcés de fibres de carbone, à température ambiante, était très faible sur la durée de vie, et ce dès les premiers cycles. Le suivi du module sécant et de la déformation moyenne conduit à considérer une stabilisation à 20% de la durée de vie totale [Leveuf et al., 2018].

Dans le cadre de ces travaux, un cycle est considéré stabilisé si l'évolution des paramètres de boucle est considérée stabilisée. Sans paramètre de stabilisation, on ne détermine pas le premier cycle stabilisé mais un cycle pris dans la phase stabilisé pourra être considéré comme le cycle stabilisé de référence. Le choix se porte ainsi sur le 100^{ème} cycle de chaque essai. Pour des essais aux durées de vie supérieures à 1000 cycles, le 100^{ème} cycle correspond à moins de 10% de la durée de vie totale. Ce rapport est inférieur à ce qui a pu être vu dans la littérature mais correspond bien aux essais expérimentaux réalisés dans le cadre de cette étude.

La troisième étape, en fin d'essai, indique à la fois une perte de rigidité importante (diminution importante du module sécant), une augmentation importante de la déformation moyenne et une augmentation importante de l'aire de boucle. Cet effet est d'autant plus important que la durée de vie est courte et donc que la contrainte appliquée est élevée. Cette dernière étape peut être associée à la propagation de l'endommagement conduisant à la ruine du matériau. Tout comme les observations faites par Klimkeit et al. à température ambiante, cette dernière étape est plus particulièrement observée pour les essais à fort niveau de contrainte, c'est-à-dire ceux menant aux durées de vie les plus courtes. Comme pour la phase stabilisée, un indicateur n'est pas utilisé pour déterminer le début de cette étape, d'autant plus qu'elle n'est pas clairement observable pour tous les essais. Si le début de cette étape est considéré comme le début de la propagation de l'endommagement du matériau, il n'est cependant ici pas possible de définir précisément le nombre de cycle en amorçage au cours de la durée de vie du matériau.

II.4.3 Thermo-oxydation des éprouvettes en cours d'essai

Au cours des essais de fatigue réalisés, et principalement pour des essais longs, un changement de couleur a été observé sur les éprouvettes. Le jaunissement, visible dans la **Figure II.4.13**, est habituellement associé à une thermo-oxydation subie par le matériau à 110°C pendant un temps long. L'observation de différentes éprouvettes ayant passé un temps plus ou moins long dans l'enceinte climatique d'essai permet de considérer un changement de couleur à partir de 5 jours environ.

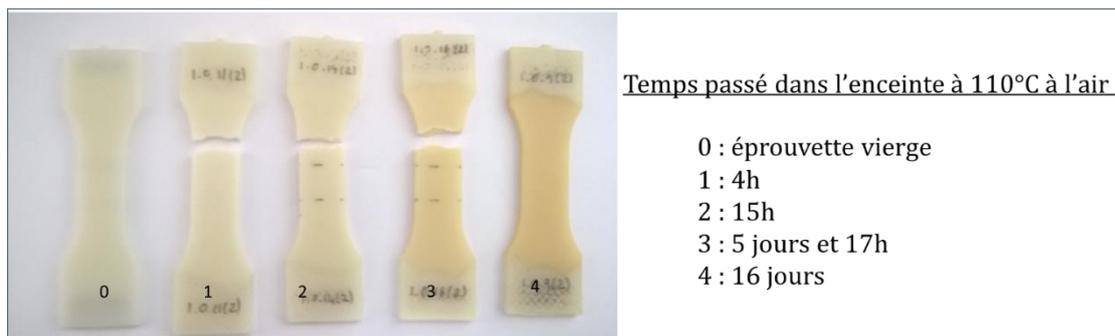


Figure II.4.13 : Changement de couleur du matériau dans les conditions climatiques de l'essai pour différents temps passés dans l'enceinte climatique à 110°C, à l'air

Dans le cadre de l'étude, comme expliqué dans la partie II.3.2, les essais sont effectués dans la limite du million de cycle, soit environ 6 jours à une fréquence de 2Hz, en enceinte climatique. L'apparition d'oxydation au bout de 5 jours pourrait impliquer des changements de comportement qui ne seraient pas liés uniquement au chargement mécanique. L'effet de l'oxydation sur les essais tels qu'ils ont été menés dans le cadre de cette thèse cacherait alors l'effet du chargement mécanique seul.

L'utilisation d'un critère de fatigue nécessite en toute rigueur que soit stabilisée la grandeur mécanique équivalente en entrée du critère. Ainsi, un changement de comportement dû à l'oxydation selon les durées d'essai remettrait fortement en cause l'application d'une approche par critère et donc la fiabilité de l'ensemble de la méthodologie dans le cas où les aspects du comportement qui sont affectés sont ceux qui pilotent la durée de vie en fatigue. Pour s'assurer de la faible influence de l'oxydation observée sur le comportement du matériau au cours du temps, une étude a été réalisée.

L'étude s'appuie sur la comparaison des réponses mécaniques à des essais monotones jusqu'à rupture et cycliques d'éprouvettes conditionnées à l'air, dans le vide et non conditionnées. Les conditionnements consistent en un vieillissement pendant 6 jours à 110°C d'une part dans le vide et d'autre part à l'air. Cette différence permet de décorréler l'influence de la température seule de

l'influence de l'oxydation. Les éprouvettes sont ensuite testées en suivant le même protocole avant essai développé dans la partie II.3.2. Une éprouvette par orientation, conditionnement et essai mécanique est testée. Cette étude ne permet donc pas d'avoir une lecture approfondie de l'influence de la thermo-oxydation sur les performances du matériau mais permet de s'assurer de la faible influence de ce phénomène dans le domaine temporel de l'étude.

Les résultats sont présentés dans les figures suivantes. Pour les essais monotones, l'analyse se concentre sur l'évolution du module d'Young initial en fonction de l'orientation et du vieillissement. Pour les essais cycliques, elle porte sur l'évolution du module sécant et de l'aire de la boucle formée par le 100^e cycle de chargement.

La **Figure II.4.14** montre les valeurs du module initial mesurées sur des éprouvettes testées sous traction monotone jusqu'à rupture à une vitesse de déformation de $8,3 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Le module est calculé à partir de la réponse contrainte-déformation axiale. On rappelle que la mesure de la déformation axiale est réalisée par un extensomètre.

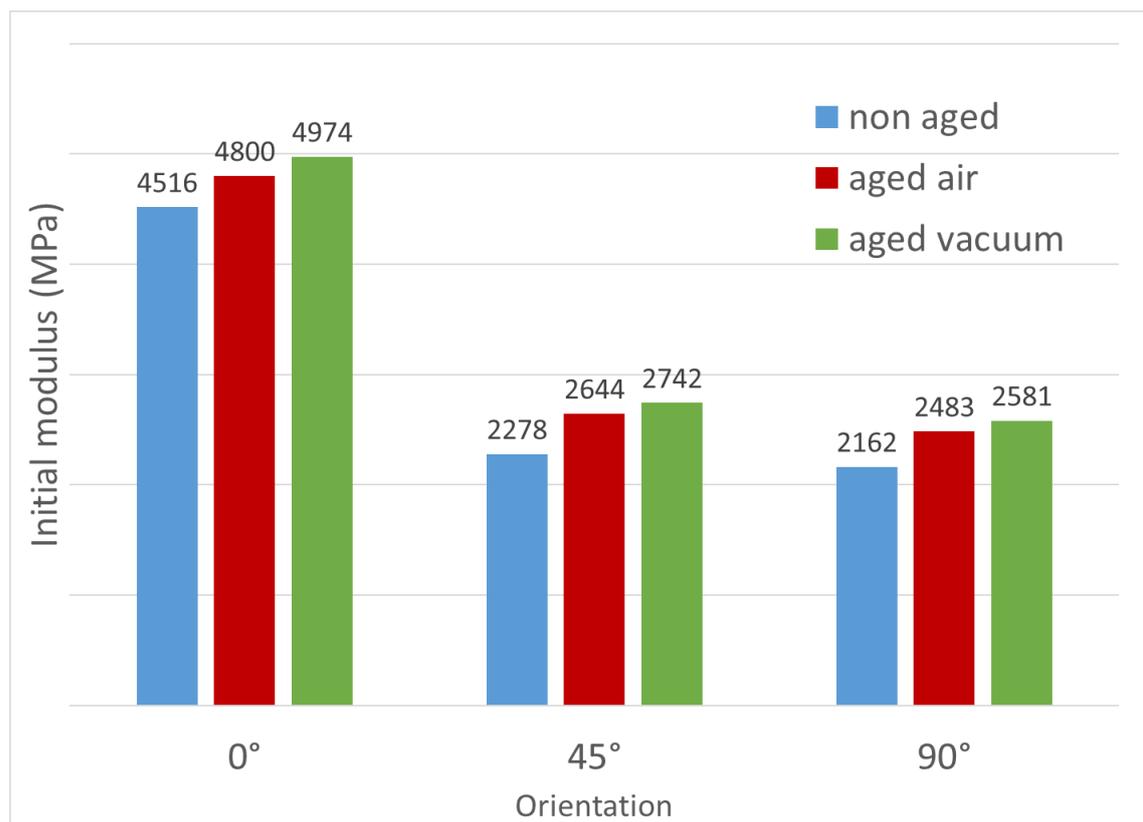


Figure II.4.14 : *Module d'Young initial dans l'axe de traction en fonction de l'orientation, pour les 3 conditionnements étudiés (conditionnement DAM sans vieillissement et avec vieillissement à l'air et dans le vide pendant 6 jours à 110°C). Traction monotone à une vitesse de $8,3 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$*

Ces résultats montrent une légère augmentation des modules initiaux sur le matériau vieilli, quel

que soit le type de vieillissement par rapport au matériau non vieilli. L'augmentation est plus importante pour le matériau vieilli dans le vide que pour le matériau vieilli à l'air. Au-delà des effets de l'oxydation, cette augmentation pourrait s'expliquer par l'extraction d'oligomères ou de certains additifs comme des plastifiants dans le cas d'un vieillissement sous vide. Quelle que soit l'orientation, l'augmentation de module ne dépasse pas 20% par rapport au matériau non vieilli.

Les résultats présentés sur les **Figure II.4.15** et **Figure II.4.16** montrent les valeurs mesurées du module sécant et de l'aire de la boucle correspondant au 100^e cycle de chargement d'essais cycliques à $R = 0,1$ réalisés pour une contrainte alternée ayant conduit à une durée de vie de l'ordre de 15000 cycles lors des précédents tests de fatigue. La valeur de la contrainte n'est donc pas la même pour toutes les orientations (se référer aux courbes de Wöhler présentées dans la partie II.4.2.1 - **Figure II.4.2**). La limite de l'étude au seul rapport de charge $R = 0,1$ est principalement lié au fait que ces essais ont été réalisés entre la campagne d'essais à $R = 0,1$ et celle à $R = -1$. Les résultats alors disponibles n'étaient que ceux de la première campagne. Les conclusions tirées de cette étude ont été assez satisfaisante pour ne pas dérouler la même démarche pour $R = -1$.

On précise que l'essai cyclique sur l'éprouvette orientée à 45° et vieillie dans le vide ne s'est pas correctement déroulé. Les résultats ne sont donc pas reportés ici.

Dans le cas des chargements cycliques, les résultats montrent une augmentation du module sécant du matériau vieilli par rapport au matériau non vieilli dans la limite des 10%. Pour les éprouvettes orientées à 0 et 90°, l'augmentation est plus importante dans le cas d'un vieillissement à l'air que dans le vide. Les évolutions d'aire de boucle sont en accord avec les évolutions de modules. Plus le module est important, moins elle est gonflée même si une corrélation directe semble difficile à évaluer. La variation d'aire de boucle est également comprise dans la limite des 10% par rapport au matériau non vieillie.

À partir des données disponibles et malgré le faible nombre d'essais réalisés, les résultats montrent que le vieillissement à 110°C du PA66-GF30 à l'air ou dans le vide conduit à une modification du module d'Young initial axial et des caractéristiques du cycle considéré stabilisé. Quel que soit le type de vieillissement, les évolutions restent concentrées dans une limite de 20% pour le module d'Young axial initial et de 10% pour le module sécant et l'aire de boucle du 100^{ème} cycle de traction uniaxiale.

Cette étude amène à considérer que dans le cadre temporel des essais de fatigue, la thermo-oxydation n'a pas d'influence de premier ordre sur les propriétés mécaniques au bout de 6 jours de vieillissement.

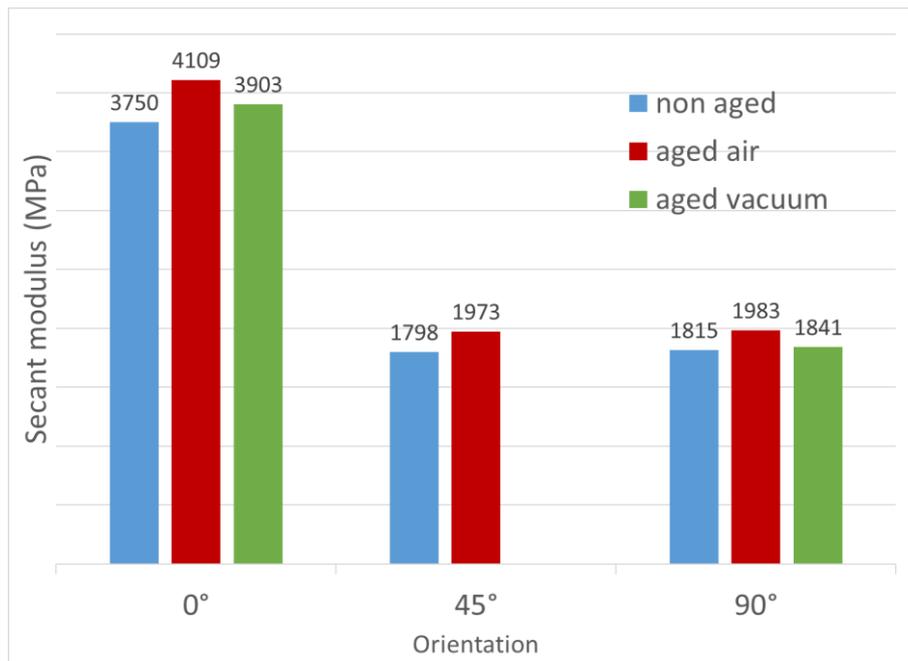


Figure II.4.15 : Modules sécants mesurés sur la boucle du 100e cycle en fonction de l'orientation pour les trois conditionnements étudiés (conditionnement DAM sans vieillissement et avec vieillissement à l'air et dans le vide pendant 6 jours à 110°C). Essais cycliques en traction uniaxiale à $R=0,1$

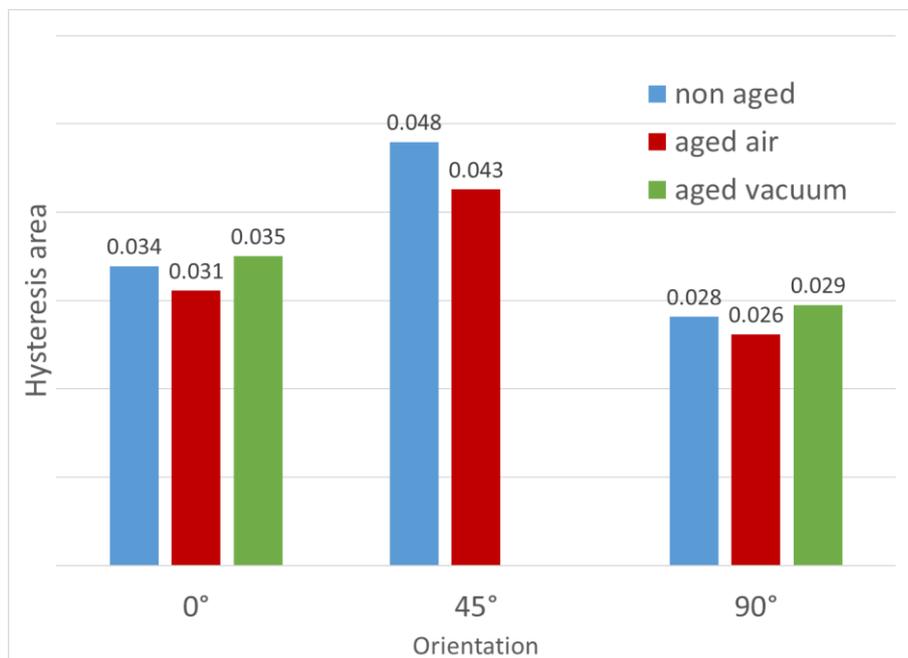


Figure II.4.16 : Aire de boucle mesurées sur la boucle du 100e cycle en fonction de l'orientation pour les trois conditionnements étudiés (conditionnement DAM sans vieillissement et avec vieillissement à l'air et dans le vide pendant 6 jours à 110°C). Essais cycliques en traction uniaxiale à $R=0,1$.

II.5 Conclusions

Une base de données expérimentale a été construite à partir d'essais de fatigue en traction uniaxiale et constitue la base nécessaire au développement de la démarche de dimensionnement en fatigue à 110°C au cœur de ces travaux. Les éprouvettes testées ont été découpées dans des plaques de PA66GF30 injectées selon 3 orientations par rapport à la direction d'injection (0, 45 et 90°). Les essais se sont déroulés à 110°C à l'air, selon 2 rapports de charge ($R = 0,1$ et $R = -1$), une fréquence de 2Hz et une amplitude constante.

Les résultats, présentés sous forme de courbe de Wöhler mettent en évidence, d'une part, un effet d'orientation de l'éprouvette caractérisé par l'augmentation de la résistance à la fatigue avec la diminution de l'angle d'orientation de l'éprouvette et, d'autre part, un effet de contrainte moyenne avec une résistance plus importante pour les essais à $R = -1$. La diminution de la résistance pour les essais à $R = 0,1$ s'explique par le fluage induit par une contrainte moyenne non nulle. Ce résultat confirme les observations déjà faites à température ambiante et à hautes températures. L'influence de la température a été observée à partir des comparaisons faites entre les résultats issus des travaux de Klimkeit et al. à température ambiante et ceux réalisés dans le cadre de cette étude à 110°C. Ainsi, une diminution de la résistance en fatigue est observée avec l'augmentation de la température. La comparaison des résultats à 110°C avec ceux, à 130°C, issus des travaux de DeMonte et al. confirme cette tendance.

L'analyse des résultats d'essais a conduit à s'intéresser au comportement cyclique du matériau via le calcul en chaque cycle de chargement de différents paramètres de boucle (module sécant, aire de la boucle et déformation moyenne dans la direction de chargement). L'observation de l'évolution de ces paramètres permet de confirmer les influences de l'orientation (sur la rigidité et la déformation moyenne mais pas sur l'aire de boucle) et de la contrainte moyenne (sur l'aire de boucle et sur la déformation moyenne par phénomène de fluage). Elle permet également de mettre en évidence 3 étapes au cours de la durée de vie : transitoire, stabilisée et terminale. La description de chacune de ces phases conduit à considérer le 100^e cycle comme cycle stabilisé de référence. Cette définition est la même pour tous les essais, quelles que soient les conditions (orientation d'éprouvette et rapport de charge). La définition d'un tel cycle stabilisé trouve son importance dans le cadre de l'application d'un critère de fatigue qui sera développée dans la suite des travaux.

Cette base de données a été complétée par des essais de traction monotone jusqu'à rupture réalisés à 110°C. Les résultats permettent, comme attendu, d'observer l'influence de l'orientation des éprouvettes et donc de la microstructure. Ces essais ne font pas partie de la base de données expérimentale nécessaire au développement du modèle de dimensionnement de durée de vie en fatigue mais permettent de confirmer des phénomènes déjà bien connus sur ce type de matériau.

Au cours des essais, une variation de couleur du matériau a été observée sur les éprouvettes ayant passé plus de 5 jours dans l'enceinte à 110°C. Or, dans le cadre de l'étude, pour des essais réalisés à 2Hz dans la limite du million de cycle, le temps maximal de maintien à 110°C est de 6 jours. Ce changement de couleur pouvant être associé à de la thermo-oxydation, une étude supplémentaire a été réalisée afin de s'assurer que ce phénomène n'influence pas le comportement du matériau au cours d'essais longs. En effet, toujours dans le cadre de l'application d'un critère de fatigue, la stabilisation de la réponse mécanique du matériau pendant la majeure partie de sa durée de vie est primordiale. L'étude ainsi réalisée permet de s'assurer que l'influence de la température par thermo-oxydation ne remet pas en cause le choix d'appliquer par la suite un critère de fatigue pour cette classe de matériau. Les résultats de cette étude s'appuyant sur des essais monotones et cycliques sur des éprouvettes vieilles pendant 6 jours à 110°C à l'air et dans le vide a permis de comparer les propriétés mécaniques du matériau vieilli au matériau non vieilli. Les résultats montrent effectivement une variation du comportement : en traction monotone, augmentation des modules initiaux et pour des chargements cycliques, augmentation des modules sécants et diminution de l'aire de boucle. Cependant, ces variations ne dépassant pas 20% en traction monotone et 10% en chargement cycliques, la thermo-oxydation du matériau ne semble pas influencer, au premier ordre, le comportement du matériau au cours des essais réalisés, dans le domaine temporel considéré.

**CHAPITRE III – PRÉDICTION DE DURÉE
DE VIE EN FATIGUE DE
THERMOPLASTIQUES RENFORCÉS DE
FIBRES DE VERRE COURTES À HAUTE
TEMPÉRATURE (110°C)**

Le travail présenté dans ce chapitre a été réalisé dans le cadre de la collaboration avec A. Bernasconi et E. Conrado de l'Institut Polytechnique de Milan. Ainsi, ce chapitre est rédigé quasiment intégralement en anglais et certaines parties seront intégrées dans une future publication.

L'objectif principal de ces travaux de thèse est d'intégrer la viscoélasticité dans un modèle de dimensionnement TPM selon une approche par critère de fatigue et une description micromécanique du comportement à hautes températures. Le modèle proposé ici s'appuie sur celui développé par Klimkeit et al. [Klimkeit, 2009 ; Klimkeit et al., 2011b].

Plusieurs paramètres doivent être inévitablement pris en compte dans la construction de cet outil de dimensionnement :

- La distribution particulière d'orientation des fibres, notamment dans l'épaisseur d'une plaque injectée ;
- Le comportement non-élastique de la matrice thermoplastique à 110°C.

Le cadre viscoélastique est ici considéré et constitue une première extension de l'outil existant.

Le découpage du chapitre se fait comme suit.

Dans un premier temps, les grandes étapes de la méthodologie TPM employée sont rappelées permettant d'insister et détailler celles qui sont modifiées pour introduire la viscoélasticité.

La base de données expérimentale construite et présentée dans le Chapitre II est ensuite utilisée afin d'identifier les paramètres de la loi de comportement du matériau, du critère de fatigue choisi puis enfin de valider la démarche dans le cadre viscoélastique.

Une comparaison entre les deux cadres élastiques et viscoélastiques appliquée à la base de données expérimentale conduit enfin à quantifier l'apport de la viscoélasticité à haute température.

III.1 Fatigue life assessment methodology and issues

III.1.1 Main stages of the TPM [Klimkeit et al., 2011b]

The methodology used to assess fatigue life of SFRT at high temperature is based on a TPM initially developed by Klimkeit et al. and validated at room temperature considering an elastic behaviour of the matrix. This is a fully integrated numerical approach linking the injection simulation to the estimate of the fatigue life. It consists in a calculation chain using three different commercial software (Moldflow®, Digimat®, Abaqus®). The choice of using commercial solutions and not laboratory tools is due to the industrial context of the study and makes the fatigue life assessment tool easily accessible for potential industrial partners.

The TPM methodology is made of 3 different steps briefly reminded here. Steps are commented in Klimkeit's work context. The schematisation of the calculation chain is recalled in **Figure III.1.1**.

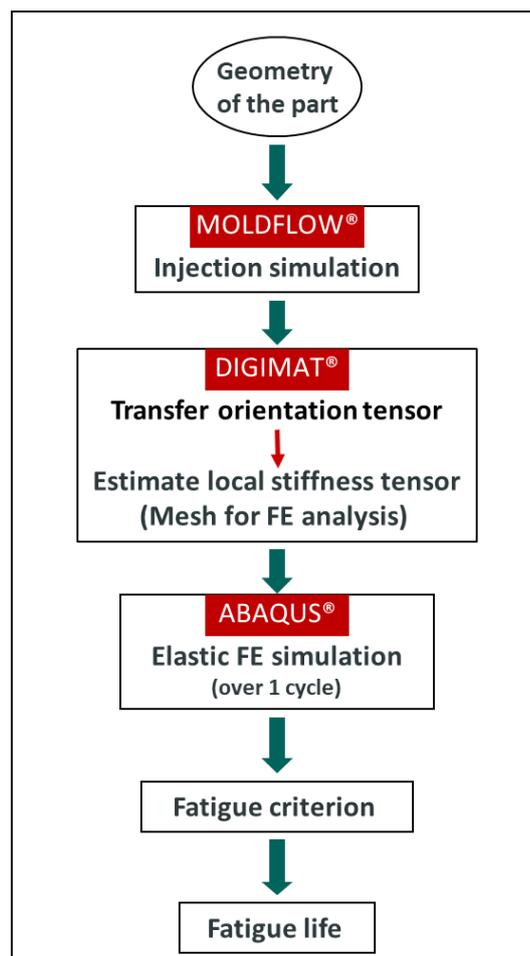


Figure III.1.1 : TPM methodology in the elastic framework [Klimkeit et al., 2011b]

Simulation of the injection process (Moldflow®)

The simulation of the fabrication process consists in computing the fibre orientation distribution (FOD) all over the injected part. This means that for each integration point of the model, an orientation tensor is defined. This first step is the input of the following calculation chain and made this methodology unique when developed by Klimkeit et al. in 2009.

Estimate of the local properties (Digimat®)

The local effective properties of the composite material are estimated according to the local fibre orientation using a mean-field homogenization procedure. At room temperature, the thermoplastic matrix is considered elastic.

In order to take into account the fibre orientation in the homogenisation procedure, a transfer of the orientation from the Moldflow® simulation to the FE model (in this case Abaqus®) is necessary.

FE simulation (Abaqus®, Python®)

Klimkeit used a 2D model, meshed with shell elements. In order to take into account the FOD over the thickness of the material, each element is composed of several layers. For each layer an orientation tensor is attached thanks to the previous step of transfer.

In the elastic framework, only one cycle is simulated. The stress and strain fields are taken from the step of maximum loading. The post-processing of these fields leads to the computation of the equivalent input mechanical quantity of a fatigue criterion.

Assessment of the fatigue life

A fatigue criterion based on the elastic strain energy (equation (III.1-1)) and involving an empirical mean stress correction function due to Kujawski and Ellyin [Kujawski and Ellyin, 1995] (equation (III.1-2)) was used.

$$f\Delta W = \kappa N^\alpha \quad (\text{III.1-1})$$

$$f^2 - \frac{\sigma_m}{\sigma_a} f - 1 = 0 \quad (\text{III.1-2})$$

The elastic strain energy is post-processed from the stress and strain fields of the FE simulation.

It is averaged over the thickness of each element. The element for which the quantity is maximum is considered as the one leading to the failure of the part. This maximum value is the input of the fatigue criterion.

In their work at room temperature, Klimkeit et al. considered an elastic behaviour for the thermoplastic matrix. In the present study, the high temperature application domain requires a modification of the mechanical framework in one hand and of the fatigue criterion in another hand.

III.1.2 Main issues of an extension at 110°C

The integration of the viscous behaviour of the thermoplastic matrix, due to the high temperature considered, involves three main issues that have to be faced.

The choice of the viscoelastic law with the will to propose an easy to use but also easy to identify model;

The choice of a fatigue criterion taking into account the viscoelastic behaviour of the matrix;

The definition and simulation of a stabilized state. The use of a fatigue criterion requires, especially in a viscoelastic framework, the stabilisation of the input mechanical quantity involved in the criterion. This questions the existence, the definition and simulation of a stabilized cycle/state from which the fatigue indicator parameter is extracted and can be considered as representative of the major part of the material fatigue life.

III.1.2.1 Definition and identification of the matrix viscoelastic law

In the industrial context of this study, the model should be easy to identify and quick to use. The easiest and fastest way to describe the viscoelastic behaviour is to consider a linear viscoelastic model. This is even more justified that the model is to be employed in a fully integrated methodology from the injection simulation to the estimate of the fatigue life. In addition, the fact that the calculation chain uses 3 commercial softwares leads naturally to choose a model already implemented. In Digimat®, linear viscoelasticity is formulated via Prony series. The number of relaxation times is not limited but in order to reduce FE calculation time, it should be low. The choice of 3 branches seemed a good compromise between a good description of the behaviour and the CPU time.

The linear viscoelastic model is:

$$\bar{\sigma}(t) = \mathbf{G}(t) : \bar{\varepsilon}(t = 0) + \int_0^t \mathbf{G}(t - \tau) : \dot{\bar{\varepsilon}}(\tau) d\tau \quad (\text{III.1-3})$$

Where $\mathbf{G}(t)$ is the relaxation modulus 4th order tensor at time t . In the isotropic case, $\mathbf{G}(t)$ depends on the time-dependent shear and bulk moduli $G_R(t)$ and $K_R(t)$ following the equation:

$$\mathbf{G}(t) = 2G_R(t)\mathbf{I}^{dev} + K_R(t)\bar{\mathbf{1}}\bar{\mathbf{1}} \quad (\text{III.1-4})$$

$\bar{\mathbf{1}}$ is the 2nd order tensor of identity et \mathbf{I}^{dev} the 4th order projector on the deviatoric part.

In Digimat[®], the isotropic linear viscoelasticity is introduced as Prony series of the shear and bulk moduli $G_R(t)$ and $K_R(t)$. They are defined in the following way:

$$G_R(t) = G_0 \left[1 - \sum_{i=1}^n g_i (1 - e^{-t/\tau_i}) \right] \quad (\text{III.1-5})$$

$$K_R(t) = K_0 \left[1 - \sum_{i=1}^n k_i (1 - e^{-t/\tau_i^*}) \right] \quad (\text{III.1-6})$$

$G_0 = G(t = 0)$ and $K_0 = K(t = 0)$ are the initial glassy moduli, τ_i and τ_i^* are the relaxation times and g_i and k_i , the corresponding weights for the bulk and shear modulus respectively.

The identification of the matrix law relies on experimental tests available. This means macroscopic data from the uniaxial tensile fatigue testing of composite samples. An alternate way would have been to test the PA66 matrix alone and identify the viscoelastic model from it. However, there is also a limitation in this case, due to the fact that semi-crystalline microstructures are expected to be different between the polymer alone and the matrix in a composite. The presence of reinforcements modifies indeed the degree of crystallinity of the polymer and its behaviour is forced by the surrounding fibres especially in the zones where the fibres are close to each other.

As mentioned before, (see Chapter I), a simulated stabilised cycle is necessary in order to apply a fatigue criterion. However, a linear viscoelastic law that does not take into account other dissipative mechanisms such as viscoplasticity and that only uses three relaxation times is not complete enough to correctly predict the material cyclic behaviour from the first to the stabilised cycle. Moreover, due to the industrial context and the objective to minimise the calculation time, it was interesting to reduce the number of cycles to be simulated before entering the criterion. Preliminary simulations of a few loading cycles for different sets of parameters revealed a first open loop and a second closed loop. In this context, the following choice has been made regarding the

identification strategy of the matrix viscoelastic law: it was identified in such a way that the simulated macroscopic 2nd loop coincides with the experimental macroscopic 100th loop, which can be considered as stabilized since all the loop parameters are stabilized (for the longest fatigue lives) for both load ratios and the 3 orientations (see section II.4.2.2). As only 2 loading cycles are simulated with this “equivalent” strategy, the prediction of the mean strain is not good and mean strain evolution cannot be considered directly.

The identification protocol relies on the data of the two samples having the longest fatigue lives for each orientation and stress ratio considered. As seen in section II.4.2.2, the stabilisation is clearer for these conditions than for the other. They offer thus the better conditions available for the identification of the matrix constitutive law. For each sample, the macroscopic axial strain comes from the extensometer measurement and the macroscopic stress is calculated from the applied force divided by the initial cross-section area of the sample. In order to compare simulated and experimental results, these measurements are replicated in the simulation. To this aim, FE viscoelastic analysis of the sample is first performed using Digimat®-Abaqus® (see section III.2.3 for details). The simulated macroscopic axial strain is then deduced from the relative displacement of 2 nodes located as close as possible to the position of the two knives of the experimental extensometer. The macroscopic simulated axial stress is calculated from the applied force as well.

As the experimental database available for the identification is limited and uniaxial, several choices were made.

The relaxation times and weights are the same for the Bulk and Shear moduli:

$$g_i = k_i \text{ and } \tau_i = \tau_i^* \quad (\text{III.1-7})$$

It is known that such an assumption is not realistic in polymers but the lack of multiaxiality in experimental data would make impossible to identify distinct series of parameters.

The relaxation times τ_i were set within 2 decades, centred on the duration of 1 loading cycle (0.5s at 2Hz).

The distribution of the relaxation weights is set using an in-house laboratory code that relies on an exponential distribution of the relaxation times from which the weights are calculated. It requires as inputs the instantaneous and the relaxed Bulk and Shear moduli. The choice of this tool rather than the development of an algorithm of optimisation comes from the will to quickly obtain a viscoelastic law in the development of the extended TPM.

The best possible distribution is obtained as follows. The initial (i.e. first) values for the Bulk and

Shear moduli used as inputs of the in-house tool are identified from fatigue tests results using the data from the 100th experimental cycle of samples oriented at 90°. Within the elastic regimes, the instantaneous and relaxed Bulk and Shear moduli are deduced using equations (III.1-8) and (III.1-9) as a function of the Young modulus and the Poisson coefficient. The Young moduli (initial slope of loading) are measured from stress-strain curves of the samples undergoing the highest (for instantaneous modulus) and lowest (for relaxed one) strain rates (among all the conditions tested).

$$G = \frac{E}{2(1 + \nu)} \quad (III.1-8)$$

$$K = \frac{E}{3(1 - 2\nu)} \quad (III.1-9)$$

For a given set of instantaneous and relaxed moduli, the in-house tool gives the relaxation weight for each given relaxation time. Then, the FE simulation is performed with these matrix parameters and gives the simulated macroscopic stress-strain curve. The relative error between the parameters of the 2nd simulated and the 100th experimental macroscopic stress-strain loops is calculated using equation (III.1-10). The parameter X is here either the hysteresis area or the secant modulus. The whole process is repeated with modifying the set of moduli (from the initial values) until the best compromise, i.e. the lowest error between the experimental and simulated values of the loop parameters, is reached.

$$e = \frac{X_{num} - X_{exp}}{X_{exp}} \quad (III.1-10)$$

Table 2 presents the optimal set of Prony series parameters finally obtained with the above strategy.

	$G_0 = 226.5 \text{ MPa}$	$K_0 = 11250 \text{ MPa}$
$t_i \text{ (s)}$	g_i	k_i
0.05	0.156	0.156
0.5	0.0496	0.0496
5	0.0169	0.0169

Table 2 : Parameters of the Prony series model for the viscoelastic law

Figure III.1.3 and **Figure III.1.4** illustrate the relative errors reached, on the hysteresis area and the secant modulus respectively, for every sample used for the identification. The filled blue symbols correspond to samples loaded at R = 0.1 and the open red symbols to the R = -1 condition. For each sample, the experimental number of cycles to failure is specified.

An illustration of the quality of identification is presented in **Figure III.1.2** giving the stress-strain curves of the 100th cycle of an experimental test and the 2nd cycle of the simulation for a specimen oriented at 45° and loaded at $R = -1$.

The results obtained for both loop parameters show a strong “orientation effect”. For the specimen at 0°, the secant modulus is overestimated, and the areas underestimated. For the specimen at 90°, this is the opposite. This should be explained by the fact that the stiffness is overestimated.

For the hysteresis area, the error is between -30% and 35%. For the secant modulus, the error is lower, between -10% and 20%. As it will be seen in the following (section III.1.2.2), the fatigue criterion chosen involves the dissipated energy which is commonly associated to the hysteresis area of the macroscopic stress-strain loop. For this reason, the viscoelastic law identification was made trying to optimise the hysteresis area. The error for the secant modulus is a consequence of the main identification.

These results are the best compromise that could be found with the employed tools and database available. They reveal the difficulty to correctly estimate the parameters whatever the orientation in such conditions. This is probably due to combined effects: the simplicity of the law, the manual fitting i.e. without a proper optimization procedure and the lack of experimental data. However, in the context of the present thesis and considering the choice previously done (linear viscoelasticity with only 3 branches) for CPU time reasons, a precise identification was not the priority. A better identification procedure was left for future work.

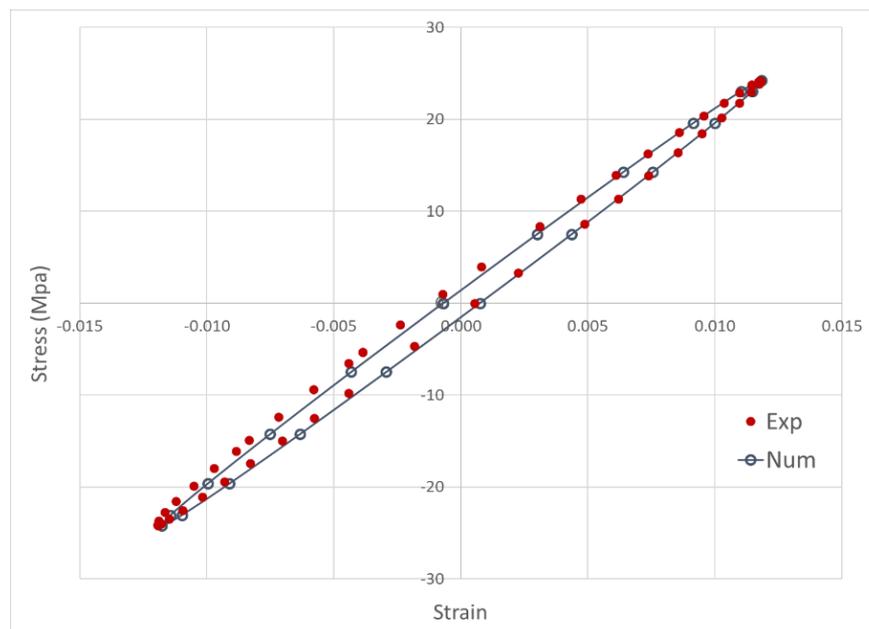


Figure III.1.2 : Stress-strain curves of the 100th cycle of an experimental test and the 2nd cycle of the simulation for a specimen oriented at 45° and loaded at $R = -1$

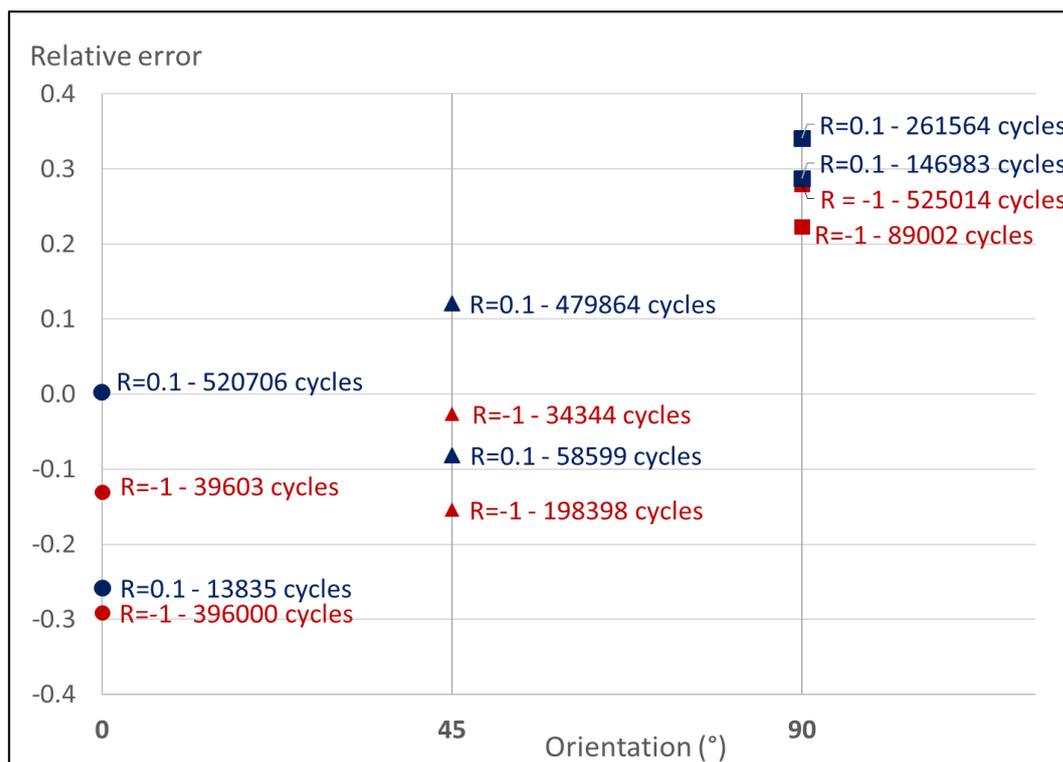


Figure III.1.3 : Error on the hysteresis area between experimental and simulated macroscopic axial stress-strain loops for each specimen used for the identification of the matrix viscoelastic law

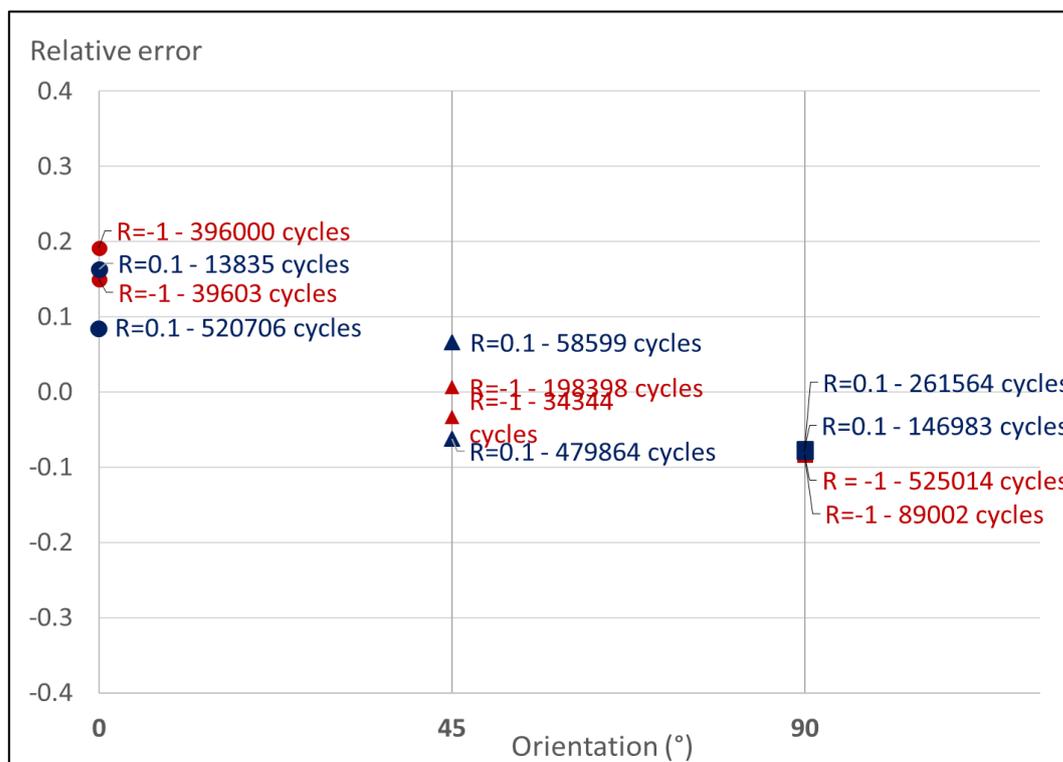


Figure III.1.4 : Error on the secant modulus between experimental and simulated macroscopic axial stress-strain loops for each specimen used for the identification of the matrix viscoelastic law

III.1.2.2 Fatigue criterion and strategy of the dissipated energy calculation

In the same spirit as Klimkeit et al., the choice of an energetic criterion was made. Considering the viscosity of the matrix, the fatigue indicator parameter is no longer the elastic energy. Assuming that the dissipative energy is here the quantity monitoring the fatigue life, the criterion of Jegou et al. [Jégou et al., 2013] is chosen. It is written as follows:

$$\Delta^* N^b = C \quad (\text{III.1-11})$$

With Δ^* the dissipated energy, N the number of cycles to failure and b and C the material parameters.

As previously done by Klimkeit et al, a specific parameter f is used to take into account the mean stress effect. This parameter is calculated from the solving of an empirical equation (III.1-12) proposed by Kujawski and Ellyin [Kujawski and Ellyin, 1995].

$$f^2 - \frac{\sigma_m}{\sigma_a} f - 1 = 0 \quad (\text{III.1-12})$$

σ_m and σ_a are respectively the mean and amplitude stresses characterizing the macroscopic fatigue loading. The positive solution of the previous equation is taken.

The fatigue criterion used for this study is thus:

$$f \Delta^* N^b = C \quad (\text{III.1-13})$$

The input mechanical quantity for the fatigue criterion is $f \Delta^*$. f is given by the equation and depends on the load ratio and Δ^* should be calculated.

In the TPM methodology, the dissipated energy should be calculated from the post-processing of the FE simulation results. The methodology used here is to estimate it from the hysteresis area. It is to be reminded that this estimated energy can only be a very approximate value of the real macroscopic dissipated energy due to the simple viscoelastic law defined for the matrix.

Under the small deformation hypothesis, the mechanical energy rate per unit volume is defined as follows:

$$\dot{W}_{def} = \bar{\sigma} : \dot{\bar{\epsilon}} \quad (\text{III.1-14})$$

Where \dot{W}_{def} may be expressed in the following additive form [Chrysochoos85]:

$$\dot{W}_{def} = \dot{W}_e + D_i + \dot{W}_s \quad (\text{III.1-15})$$

\dot{W}_e is the elastic energy rate per unit volume and D_i and \dot{W}_s , respectively the intrinsic dissipation and stored energy rates per unit volume, are the two components of the anelastic part of the mechanical energy rate per unit volume. For a uniaxial stress state, a common assumption made to calculate the dissipated energy over one cycle is to consider that it corresponds to the stress-strain hysteresis area in the direction of the loading given by:

$$A = \oint \sigma \cdot \dot{\epsilon} dt \quad (\text{III.1-16})$$

Thus, the dissipated energy corresponds to the mechanical energy over a cycle.

Due to the local fibre orientation distribution and specimen geometry, the local stress state, i.e. at integration points of the meshed composite sample, is necessarily multiaxial. By analogy one may calculate in this case the dissipated energy as the mechanical energy over one cycle:

$$D = \oint \bar{\sigma} : \dot{\bar{\epsilon}} dt = W_{def} \quad (\text{III.1-17})$$

Over a cycle, the elastic component of the mechanical energy rate is zero. Thus, the previous equality leads to consider the stored energy close to zero as well. Its validity has been examined by Benaarbia et al. in the case of a pure PA66 matrix under cyclic uniaxial tests at room temperature at RH50, 1Hz and for a load ratio of $R = 0.1$ [Benaarbia et al., 2015a]. These authors showed that the dissipated energy represents 90% of the mechanical energy. In the same loading conditions but at RH80, the dissipated energy represents 82% of the mechanical energy. The temperature and the relative humidity having a similar role, one could imagine that such an order of magnitude remains unchanged for the matrix at 110°C, and consequently for the composite since the fibres are elastic.

From a theoretical viewpoint, it is to be noted that equation (III.1-17) is automatically fulfilled by some models such as the generalized Maxwell one (stored energy equals zero). For other cases, it is an assumption whose advantage is to allow a quick calculation of the homogenized dissipated energy from available simulated mechanical fields.

III.1.2.3 Notion of a local stress ratio

The mean correction function f used in the proposed criterion and based on the work of [Kujawski and Ellyin, 1995] was originally calculated from a macroscopic scale (equation (III.1-12)). The quantity Δ^* is calculated from the local homogenised fields of stress and strain (equation (III.1-17)). It seems therefore interesting to translate the mean stress correction function from a macroscopic to a local scale.

Due to the viscoelastic behaviour of the composite material, the local homogenised response of the material under a macroscopic loading may not be in-phase with the loading signal for both strain and stress, and may present a different stress ratio than the macroscopic one. In order to investigate this, the evolution of strain and stress fields, homogenised and the averaged per phase can be studied.

This study relies on three different viscoelastic thermoplastics reinforced with 30% in weight short mono-oriented fibres, which were created in order to separate the influence of the deviatoric part from the spherical one, and three elementary loading types (uniaxial and equi-biaxial tension, shear). In order that the stiffness of the fibres does not hide the viscoelastic behaviour of the composite material, it is taken very low.

The model is a basic shell part made of a viscoelastic. The part is a square of side length of 20mm and a thickness of 1mm meshed with shell triangular linear elements. The mesh size is 1mm. An illustration of the model is given in **Figure III.1.5**.

The simulation is stress-controlled with a sinus signal at a frequency of 2Hz and the maximum stress (normal to the section or in shear) is 10MPa. Two cycles are simulated.

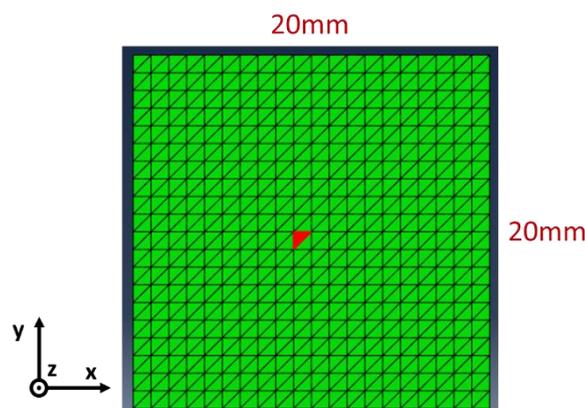


Figure III.1.5 : Model of the FE simulation. The results are studied on the red element.

The parameters of the behaviour of each phase of the composite materials M1, M2 and M3 are given in **Table 3**.

Fibres	E = 675 Mpa		v = 0.22	
Matrix	G0 = 227 Mpa		K0 = 11250 Mpa	
	ti	gi	ti	ki
M1	0.05	0.1557	0.05	0.1557
	0.1	0.0496	0.1	0.0496
	0.5	0.0169	0.5	0.0169
M2	0.05	0.1557	0.05	0.6
	0.1	0.0496	0.1	0.2
	0.5	0.0169	0.5	0.1
M3	0.05	0.1557	0.005	0.1557
	0.1	0.0496	0.01	0.0496
	0.5	0.0169	0.05	0.0169

Table 3 : Parameters of the Prony series models for the viscoelastic matrixes and elastic properties of the glass fibres for M1, M2, and M3

The different distributions of the Shear and Bulk moduli describe different viscoelastic behaviour. M1 is based on the viscoelastic properties identified in section III.1.2.1. M2 and M3 display the same distribution on the Shear modulus (same as M1). For M2, the relaxation times are the same but the Bulk modulus is more relaxed than the Shear one. For M3, the weights are the same, but the relaxation times are translated of -1 decades for the Bulk modulus. This leads to consider that the Bulk modulus is instantly relaxed.

The evolution of stresses (homogenised, averaged on the matrix, averaged on the fibres) with time are studied. The results show that the local response for each law is not different enough to observe differences. The study of the different loading cases does not lead to different conclusions. For that reason, only the case of the material M1 loaded in uniaxial tension is presented in **Figure III.1.6**.

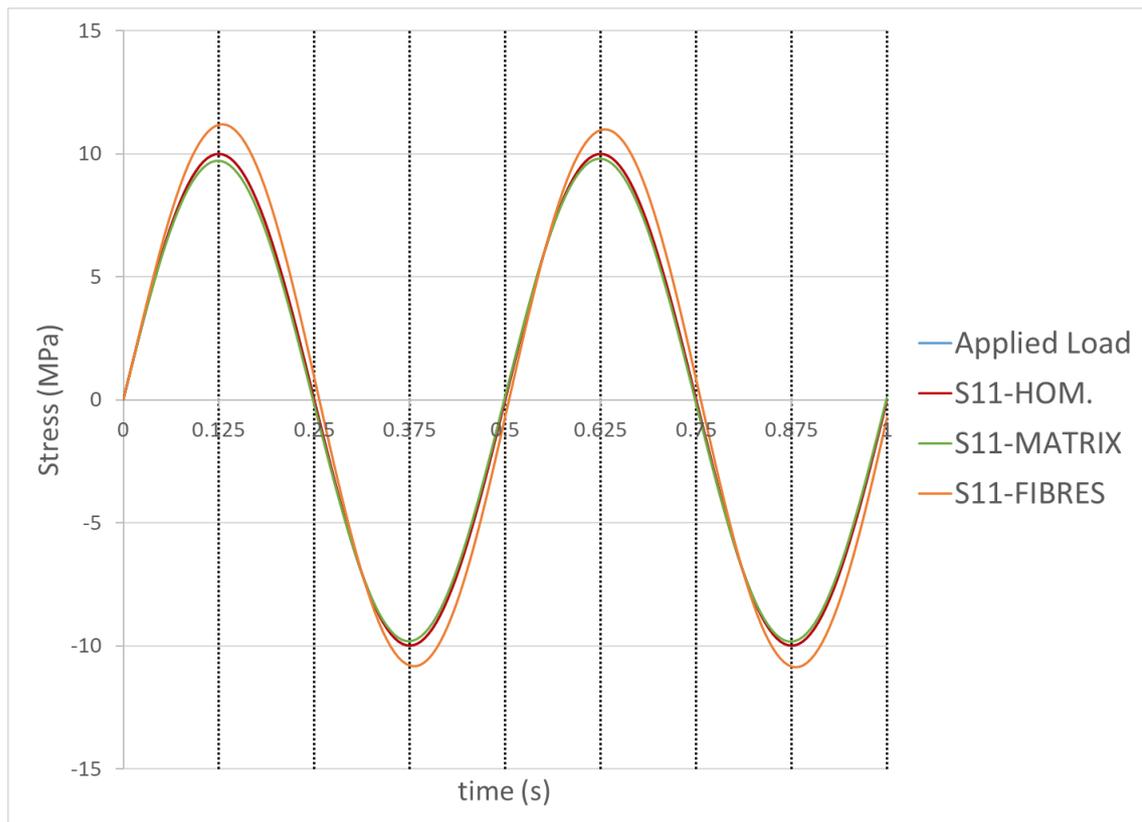
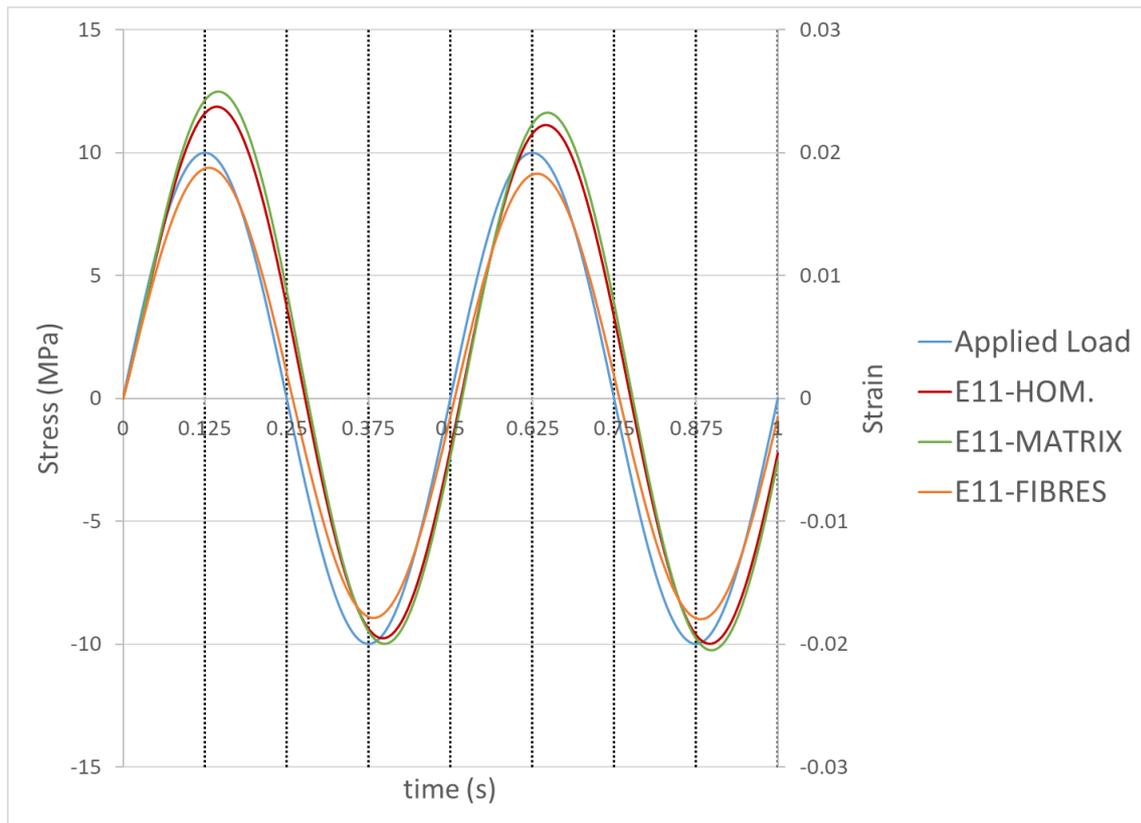


Figure III.1.6 : Evolution of the homogenised and averaged on the matrix and the fibres stresses against the time. The applied loading signal is also plotted.
Case of uniaxial loading on material M1

In the direction of loading, the homogenised stress is in-phase with the applied loading. The stresses averaged in the matrix and fibres are not in-phase. The matrix is slightly early and the fibres slightly late.

This first observation results from the fact that during the FE simulation, the equilibrium is calculated using the homogenised stress tensor. The local stress state directly dependant of the macroscopic loading signal. This is true for the different loading types studied. Because of that, the stress ratio calculated on the component of the local homogenised stress tensor is equal to the stress ratio applied.

The evolutions of the strains (homogenised, averaged on the matrix, averaged on the fibres) with time are plotted as in **Figure III.1.7**. Again, only the case of the material M1 loaded in uniaxial tension is presented but the other materials display qualitatively the same results.



**Figure III.1.7 : Evolution of the homogenised and averaged on the matrix and the fibres strains against the time. The applied loading signal is also plotted.
Case of uniaxial loading on material M1**

As expected, results show that the strains are not in-phase with the loading signal. Here, the strain average on the fibres is slightly early on the homogenised solution and the strain averaged in the matrix is very close to the latter one. This time, the strain ratio is different from the macroscopic stress ratio applied.

The notion of a local stress ratio taking into account the local microstructure and the local behaviour of the material is finally limited by the FE simulation. With a load-controlled simulation, the equilibrium is done on the homogenised stress tensor which is consequently in-phase with the macroscopic loading signal. This leads obviously to the same local and macroscopic stress ratios. The mean stress correction function used in the fatigue criterion can be calculated from a macroscopic point of view.

III.2 Application of the extended TPM

The whole methodology is reminded in **Figure III.2.1**. The first 3 steps (from the injection simulation to the FE simulation) before applying the fatigue criterion have been undertaken for all the testing conditions (specimen with different orientations tested for different stress ratio and loading levels at the same frequency). The corresponding main stages are described. Then, thanks to the experimental results, the criterion's parameters are identified for a given testing condition and the methodology is validated with the remaining ones.

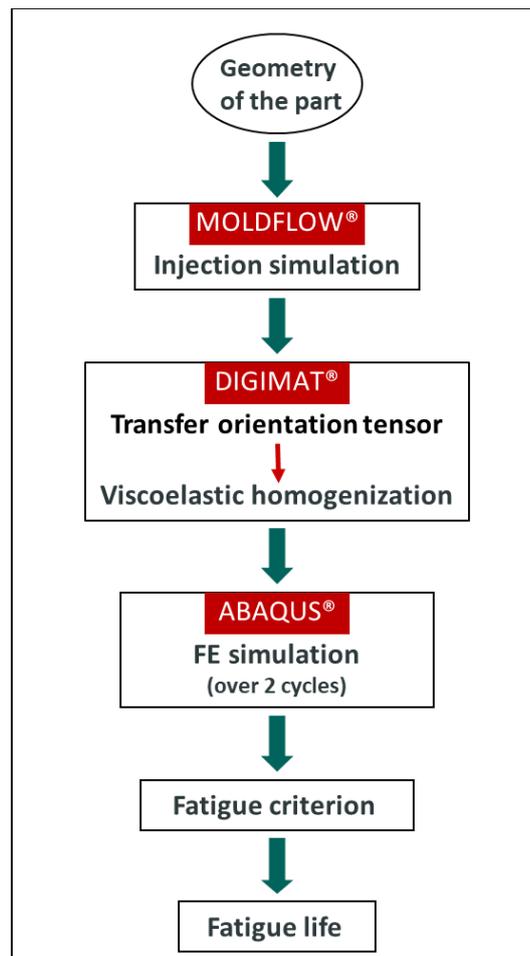


Figure III.2.1 : TPM methodology extended at 110°C

III.2.1 Injection simulation

The simulation of the process of fabrication of the injected plates of PA66GF30 used in this work is realised with the software Moldflow®. The model of simulation and the parameters used are not described in this section since it will be fully explained and developed in Chapter IV.

Results are displayed as an orientation tensor at each integration point of the model. The diagonal components represent the orientation with respect to the directions **X**, **Y** and **Z**. Their value is

between 0 and 1.

The result of the simulation is presented in **Figure III.2.2**, in which the first component a_{xx} (called here a_{11}) is displayed all over the plate on a plan **XY** in the bulk of the shell layer. The blue rectangle is the zone inside which the sample is cut. In this example, the sample is oriented at 0° with respect to the injection direction.

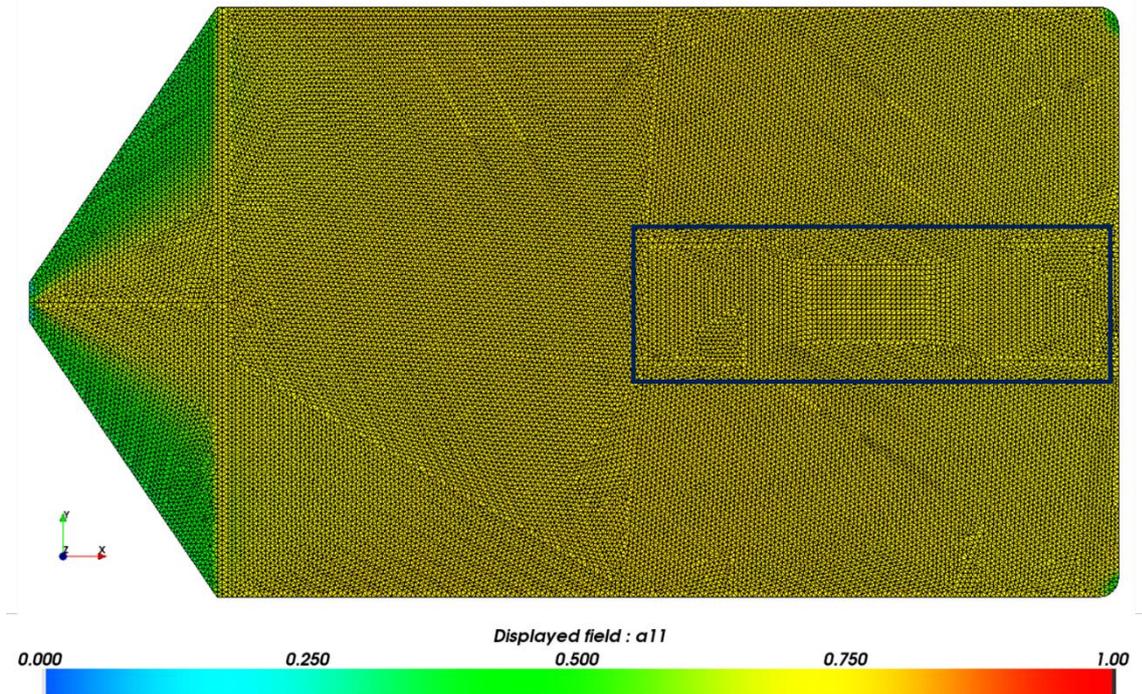


Figure III.2.2 : Component a_{xx} of the orientation's tensor on a plan XY in the bulk of the shell layer all over the plate

III.2.2 Estimate of the local properties

This step is sub-divided into two parts. The first one is the transfer of the orientation distribution from the plate which fabrication is simulated using Moldflow® and the second part is the viscoelastic homogenization leading to the calculation of the material properties that will be implemented at each step time in the FE simulation.

Orientation distribution transfer

The simulated orientation distribution over the injected plate, obtained from the Moldflow mesh, is transferred to the FE Abaqus® mesh of the sample that will be used afterwards. This step, performed with the software Digimat®, allows taking into account the fibre orientation at each

point in the estimate of the local stiffness for the following FE analysis. The first component of the second order orientation tensor is mapped in **Figure III.2.3**. for a stratum in the bulk of the shell layer.

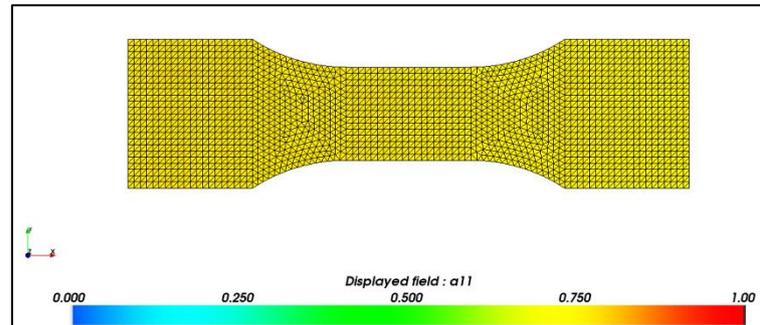


Figure III.2.3 : Fibre orientation in the sample after the transfer of orientation between the Modflow® and Abaqus® meshes. Component a_{xx} of the orientation tensor on a plan XY in the bulk of the shell layer. The direction X is the direction of injection

The comparison between the **Figure III.2.2** and **Figure III.2.3** shows that the values displayed are the same. In order to facilitate this step, the plate was meshed with a section of the dimensions of the sample. The outline of it is noticeable in the **Figure III.2.2**.

Viscoelastic homogenisation

The viscoelastic homogenisation of the mechanical properties is also processed with Digimat®. The input data are the mechanical properties of each phase (elastic glass fibres and viscoelastic PA66), the volume fraction and the aspect ratio of fibres.

The elastic properties of the glass fibres are considered not changed between room temperature and 110°C and are issued from [Klimkeit, 2009]. The aspect ratio is calculated from the length and diameter given in the work of Bernasconi et al. [Bernasconi et al., 2007a] (see Chapter II). The volume fraction of reinforcement in the composite material is given from the known mass fraction and the density taken from [Klimkeit, 2009].

These properties are given in the **Table 4**.

E	72000 MPa
ν	0.22
Density	$2.54 \cdot 10^{-9} \text{ t/mm}^3$
Volume fraction	0.19
Aspect ratio	0.275

Table 4 : Properties of the glass fibre reinforcements

The viscoelasticity of the PA66 is described by the linear law presented in Section III.1.2.1. The density of the PA66, $1.36 \cdot 10^{-9} \text{ t/mm}^3$.

The viscoelastic homogenisation is processed with Digimat® according to a classical procedure [Digimat, 2016]. The linear viscoelastic heterogeneous problem is turned into a symbolic linear elastic problem by using the Laplace-Carson transform. This elastic problem is solved in the Laplace domain by a linear scheme before coming back to the real time domain using the collocation method. The linear homogenization model is based on the Mori-Tanaka scheme and on an orthotropic closure approximation to compute the fourth-order orientation tensor from the second-order one provided by the injection simulation.

This procedure is linked to the viscoelastic FE simulation at each time step.

III.2.3 Finite Element Analysis

The FE analysis is undertaken with the code Abaqus® using a Digimat® plugin giving the material homogenised mechanical properties at each time step of loading.

The model is a 2D triangular shell element mesh with 20 layers in the thickness of the sample. The mesh size is an important feature considering the homogenisation process. The volume of each integration point represents a representative elementary volume (REV). It should be big enough to be statistically representative, namely sufficiently large compared to the size of fibres. At the same time, the mesh size should be small enough to ensure the convergence of the FE simulation. The mesh size has been set at 1mm in order to match the mesh distribution of the injection simulation led with Moldflow® and minimize the interpolation error during the transfer of the orientation tensor. For the same reason, the triangular shape of the elements matches the Moldflow® model. As shown in **Figure III.2.4**, each element is composed of 20 layers containing each 3 integration points (IP). For each layer of each element, the corresponding fibre orientation tensor is attached. This means that the same orientation tensor is attached to the 3 IP of each layer of an element.

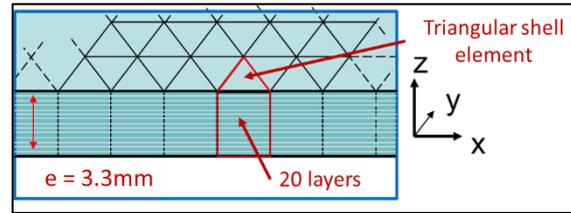


Figure III.2.4 : XZ section of the simulated plate. The shell elements are represented in 3D showing the 20 layers composing the thickness.

The FE simulations follows the experimental plan. Each experimental test is simulated with the same conditions (sample, loading applied and stress ratio). The loading follows the same sinusoidal signal and frequency, following the next equation:

$$F(t) = F_m + F_a \sin(\omega t) \quad (\text{III.2-1})$$

$$\omega = 2\pi f = 4\pi \quad (\text{III.2-2})$$

Only 2 cycles are simulated (see Section III.1.2.1). As a reminder, the viscoelastic law parameters were identified in order to consider the second simulated cycle as stabilised. The input quantity of the fatigue criterion is accordingly calculated from this second cycle.

The loading and boundaries conditions of the model are given in **Figure III.2.5** and are as close as possible to the experiment. The load is applied to a single node that is tied to all the nodes in lower yellow section. The upper yellow section is fully constrained (6 degrees of freedom are locked). In order to avoid unwanted and unrealistic flexion, only the translation in the direction of the loading is allowed in the lower yellow section.

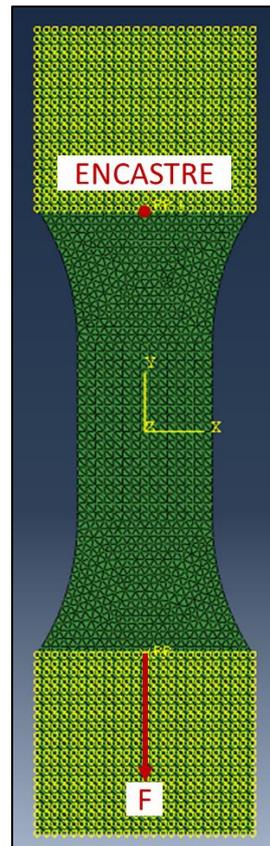


Figure III.2.5 : Boundaries and loading conditions of the FE simulation.

III.2.4 Fatigue criterion application

The mechanical quantity used for the fatigue criterion is $f\Delta^*$ (see Section III.1.2.2). The application method of the fatigue criterion for both its identification and further validation of the TPM regarding the accuracy of the simulated fatigue lives is the same than the one proposed by Klimkeit et al. For a given loading condition, the mean stress correction factor f is calculated by solving equation (III.1-12) for the considered load ratio. The dissipated energy over the second simulated cycle, assimilated to the mechanical energy, is averaged over the volume of each element of the specimen and Δ^* used as input for the criterion is the maximum value obtained over the specimen.

The FE simulation gives the mechanical fields (strain and stress) over the two cycles simulated.

The estimate of Δ^* is carried-out by a post-process procedure written under Python® language. For each element of the specimen, the procedure first consists in calculating the mechanical energy over the second simulated cycle at each integration point:

$$D_{IP} = \oint_{2nd \text{ cycle}} \overline{\overline{\sigma}}_{IP} : \overline{\overline{\dot{\epsilon}}}_{IP} dt \quad (III.2-3)$$

Using the volume of each integration point of the element, the average energy over the element is given by:

$$D_{element} = \frac{1}{V_{element}} \sum_{i=0}^N D_{IP}^{i,element} V_{IP}^{i,element} \quad (III.2-4)$$

Where D_{IP}^i is the mechanical energy over the second cycle at integration point i of the element, $V_{element}$ and $V_{IP}^{i,element}$ are respectively the volume of the element and that of the integration point i of the element. N is the number of IP of the element.

Finally, the maximum value of $D_{element}$ over the all the elements of the specimen is searched and is the input of the fatigue criterion. This maximum is Δ^* .

This post-processing is operated for all the loading conditions and specimen orientations.

III.2.5 Identification of the criterion parameters

The quantity $f\Delta^*$ may be plotted against the experimental number of cycles to failure, as shown in **Figure III.2.6**.

The lines drawn are the power interpolations for each specimen orientation and stress ratio. The interpolation equation directly gives the parameters b and C of the criterion:

$$f\Delta^* = CN^{-b} \quad (III.2-5)$$

The TPM as proposed by Klimkeit et al. relies on the idea that only one SN curve is required in order to predict the fatigue life of any specimen, whatever the loading conditions and its orientation. This means that the criterion parameters should be calculated from only one curve. The evolution of $f\Delta^*$ against the number of cycles to failure, presented in **Figure III.2.6**, shows an influence of the orientation and the stress ratio. For $R = 0.1$, the results for the specimen oriented at 0° and 90° are on the same line, which is not the case for the one at 45° . For $R = -1$, lines are distinct for the three orientations. In addition, the points of the specimens oriented at 0° are quite close for $R = 0.1$ and $R = -1$ but this is not the case for the other orientations.

For any case, the curves display the same slope (parameter b), only the level of energy differ (parameter C). Since the slope is the same, choosing one curve or another to identify the criterion parameters will only lead to a translation of the predicted lives. The scattering and so the orientation and mean stress effects will stay the same. In order to get good predictions, which means close to the perfect prediction, for all specimen orientations and loading conditions, the curve chosen for the identification should lead to a mean value of C among all of them. The curve of the specimen oriented at 0° and loaded at $R = -1$ is therefore chosen.

The fatigue criterion parameters are presented in the next **Table 5**.

C	b
0.346	0.171

Table 5 : Fatigue criterion's parameters identified with the samples oriented at 0° and tested at $R = -1$

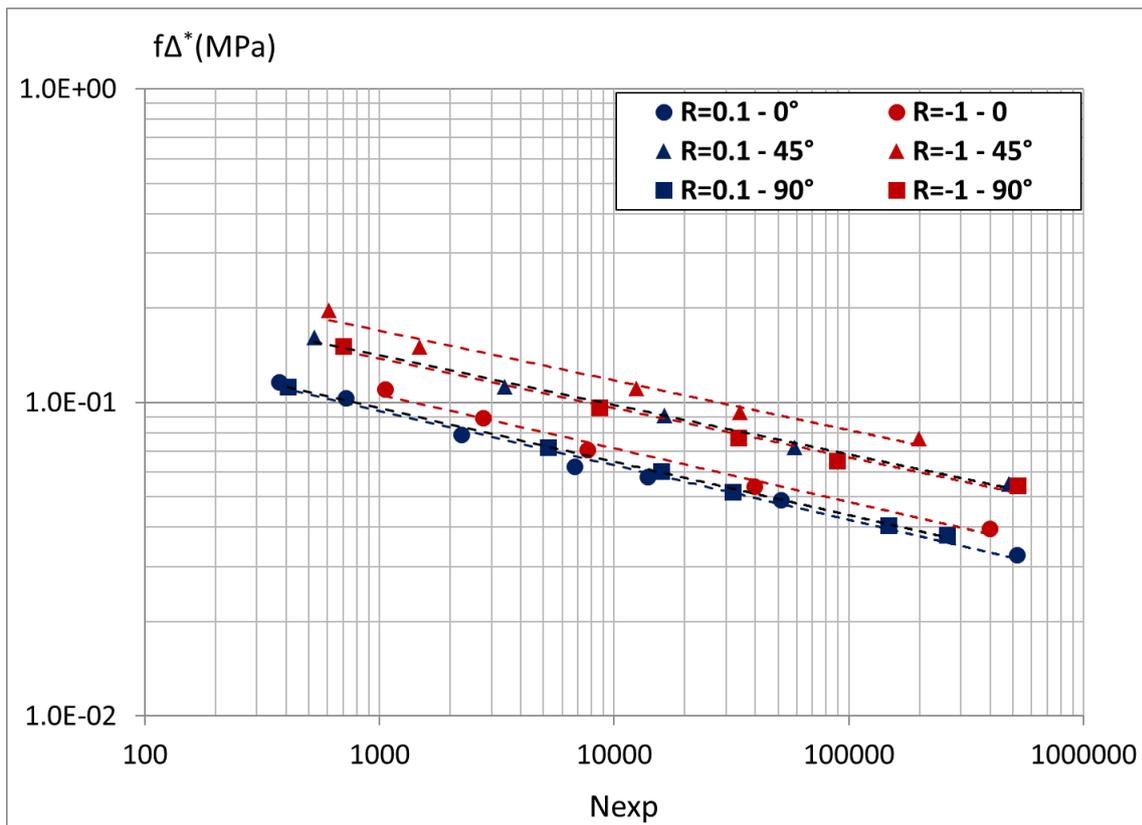


Figure III.2.6 : Input quantity of the fatigue criterion as a function of the experimental number of cycles to failure

III.3 Validation of the extended TPM

III.3.1 Prediction of the failure point

Thanks to the post-processing explained in section III.2.4, the average energy was calculated for each element of the specimens and this for every loading condition. The values were mapped in **Figure III.3.1** and **Figure III.3.2** for the three orientations and both load ratios, for a high stress level and thus a long lifetime.

Results show that the hot points are located in the fillets of the specimens. The maxima are marked with blue dots. For the specimens oriented at 0° and 90° , the 4 fillets are hot points. However, gradients are stronger for the 0° sample than for the 90° one. In the latter case, the fatigue indicator is more homogeneous within the gauge length. For the specimen at 45° , only the top right and bottom left fillets are hot points. This is due to the fibre orientation in the 45° oriented specimen. The combined effect of fibre orientation and geometry of the specimen offers higher stress concentration on these points. The effect of the stress ratio is mainly given by the values of energy reached. In the case of $R = 0.1$, the maximum stresses reached are higher than in the case of $R = -1$.

Figure III.3.3 shows broken samples tested at $R = 0.1$ and $R = -1$ and having the longest fatigue lives for each orientation. Most of the specimens failed in the fillets (top or bottom) except for the samples oriented at 90° and tested at $R = 0.1$ that failed in their middle. It can be related to the weaker heterogeneity of the fatigue indicator field evidenced from the FE simulation. The comparison between the points of maximal volume average dissipated energy and the experiment shows that the dissipated energy can be a good driving parameter to predict at least the weakest regions of the specimens considering their geometry, orientation and viscoelastic behaviour.

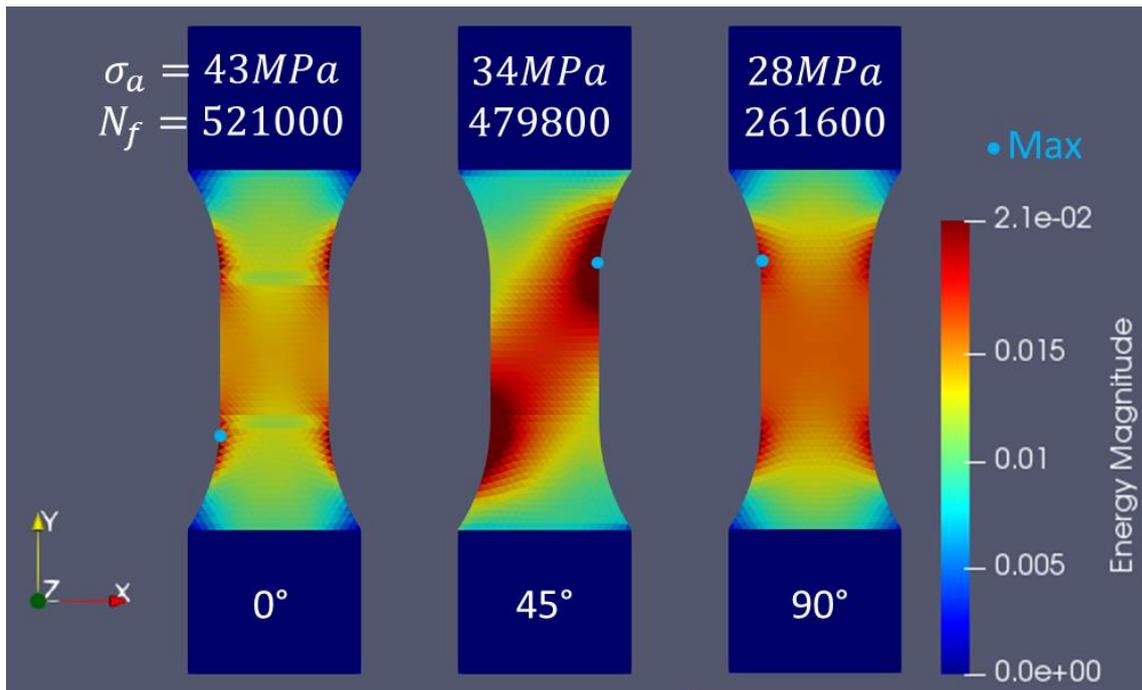


Figure III.3.1 : Mapping of the simulated volume average energy for 3 specimens (0 , 45 and 90°) tested at $R = 0.1$ and having the longest fatigue lives. The element displaying the maximum of energy (mJ/mm³) is indicated in blue.

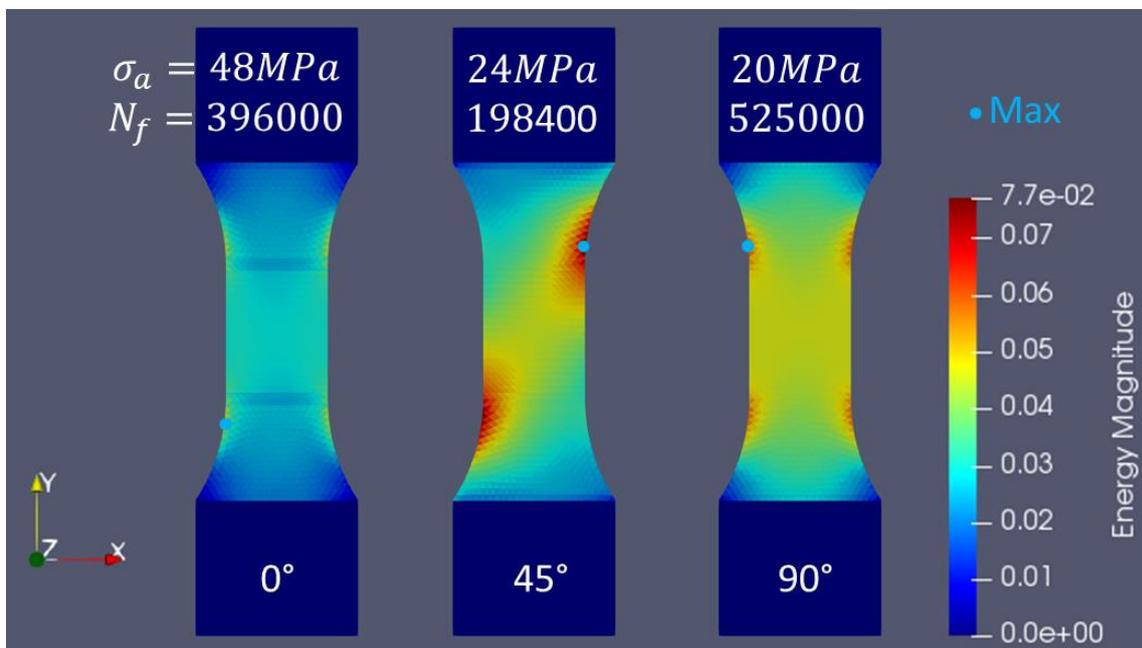


Figure III.3.2 : Mapping of the simulated volume average energy for 3 specimens (0 , 45 and 90°) tested at $R = -1$ and having the longest fatigue lives. The element displaying the maximum of energy (mJ/mm³) is indicated in blue.

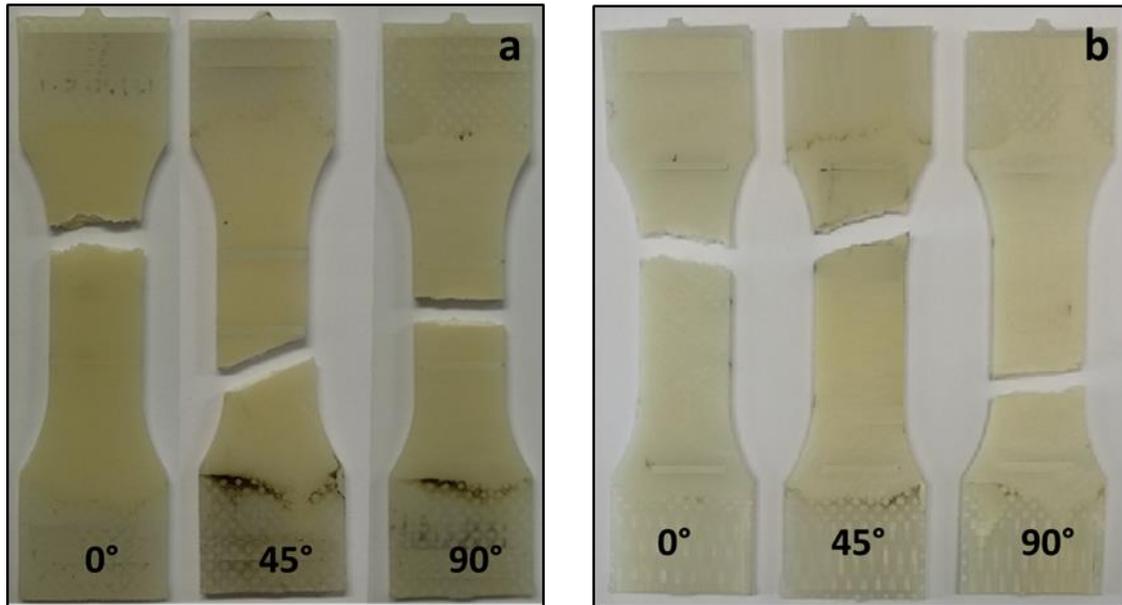


Figure III.3.3 : Failure locations of samples having the longest fatigues lives tested at $R = 0.1$ (a) and $R = -1$ (b)

III.3.2 Comparison of experimental and simulated fatigue lives

For each sample and loading condition, the knowledge of the maximal value of the average energy Δ^* over all the elements of the sample allows estimating the simulated number of cycles to failure $N_{f,n}$ as follows:

$$N_{f,n} = \exp\left(\frac{\ln(C) - \ln(f\Delta^*)}{b}\right) \quad (\text{III.3-1})$$

where f is deduced by solving equation (III.1-12) for the load ratio considered. The criterion parameters b and C are given in **Table 5**. They have been identified by applying the TPM to the sample oriented at 0° and tested at $R=-1$ and using the corresponding SN curve as explained in section III.2.5. The number of cycles calculated ($N_{f,n}$) is compared to the number of cycles to failure given experimentally ($N_{f,e}$). The graph giving the calculated numbers of cycles to failure as a function of the experimental ones is presented in **Figure III.3.4**. The perfect prediction is the line driven by the equation $N_{f,n} = N_{f,e}$. This line is the limit between conservative results ($N_{f,n} < N_{f,e}$) and non-conservative results ($N_{f,n} > N_{f,e}$). The dashed lines represent respectively plus and minus one decade from the perfect prediction. For good results, the calculated values should be conservative but close to the perfect prediction. However, the difference between $N_{f,n}$ and $N_{f,e}$ should be considered since a conservative result is not a well predicted result if underestimated.

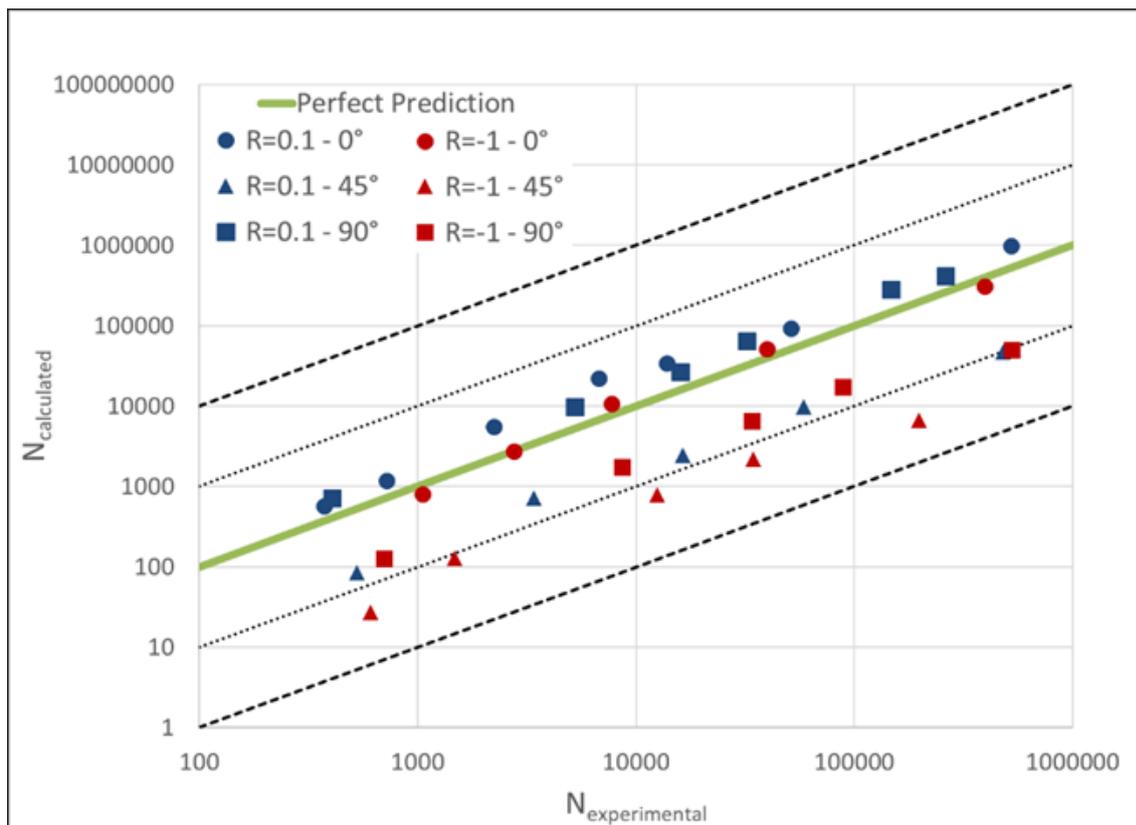


Figure III.3.4 : Results of the fatigue life's assessment methodology at 110° in the viscoelastic framework: simulated against experimental number of cycles to failure.

The results show a satisfying assessment of the fatigue life. For each orientation and stress ratio the results are either conservative (in the limit of 1 decade except for the samples oriented at 45° and tested at $R = -1$) or very close to the perfect prediction (in the limit of +1 decade for the samples oriented at 0° and 90° and tested at $R=0.1$).

Several aspects can be highlighted:

Criterion parameters identification

The influence of the choice of the experimental SN curve chosen for the identification of the criterion parameters can be observed here. The choice of the specimen oriented at 0° for a stress ratio of $R = -1$ leads to get most of the results within a limit of one decade from the perfect prediction. It implies that the prediction for the specimens oriented at 0° and 90° for a stress ratio of $R = 0.1$ is non-conservative but finally very close to the perfect prediction. The choice of another stress ratio/orientation couple for the identification would just translate the points up or down. For example, an identification from the experimental SN curve $R = 0.1 - 0^\circ$ would give only conservative results but would underestimate even more the fatigue life of the specimens

$R = -1 - 45^\circ$, 90° and $R = 0.1 - 45^\circ$. The choice of the experimental SN curve for the identification comes down finally to the assessment quality wanted.

Orientation's effect

For $R = 0.1$, the results for the samples oriented at 0° and 90° are very close to each other in accordance with what has been noticed in **Figure III.2.6**. The samples oriented at 45° lead to poorer results.

The quality of the viscoelastic law can be here a source of error. The quality of identification showed in **Figure III.1.3** that the hysteresis area is underestimated and overestimated for specimen oriented respectively at 0 and 90° while rather well estimated for specimen at 45° . This should lead to compute a lower and higher $f\Delta^*$ for specimen at 0° and 90° respectively in comparison to reality. By identifying the criterion parameters from specimen at 0° , this should lead to underestimate the fatigue lives of specimens oriented at 90° and 45° .

Mean stress effect

The mean stress effect is particularly observed for the specimen oriented at 90° with almost 1 decade of difference between $R = 0.1$ and $R = -1$.

The **Figure III.3.5** shows the prediction obtained without the function f of mean stress correction. As $f = 1$ for $R = -1$, the criterion parameters identified on specimens oriented at 0° and loaded at $R = -1$ are still the same. The results show that the addition of the mean stress effect correction function is valuable since the point distribution do not show two different groups of points depending on the stress ratio.

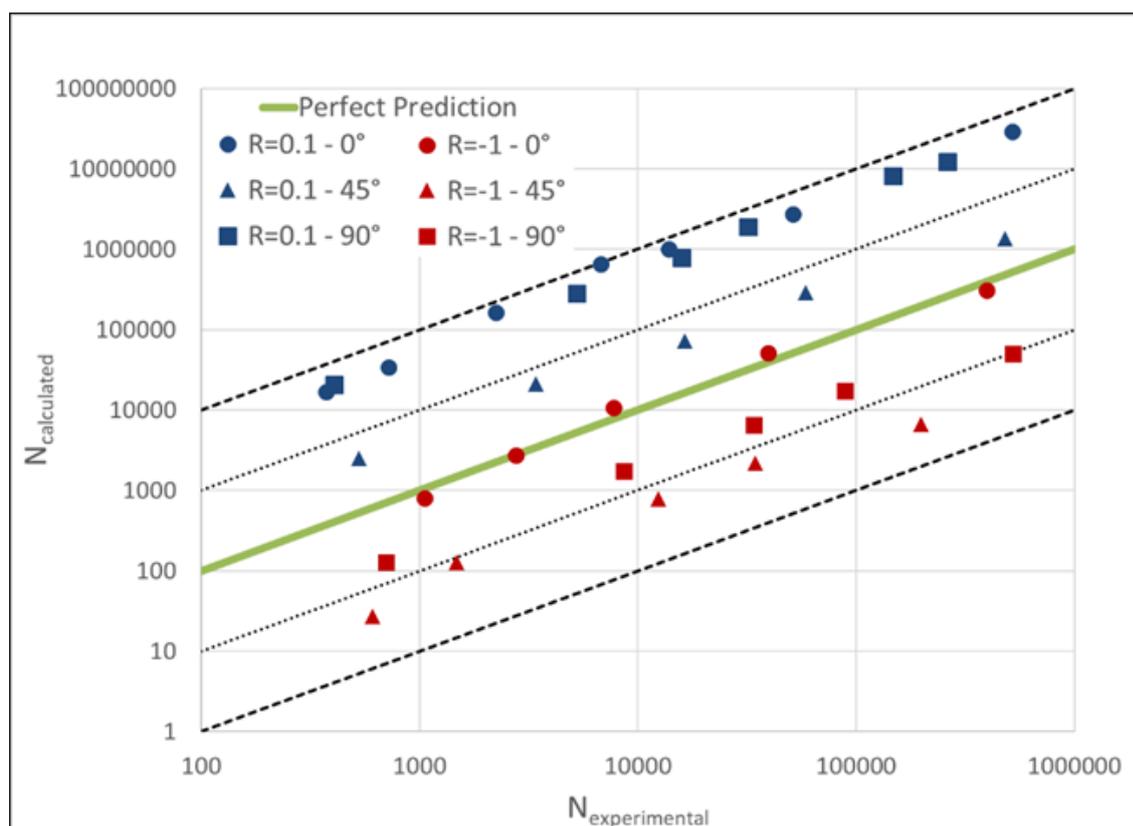


Figure III.3.5 : Results of the fatigue life's assessment methodology at 110° in the viscoelastic framework without considering mean stress correction (function f in the criterion): simulated against experimental number of cycles to failure

The results of the predicted fatigue lives for specimen oriented at 0, 45 and 90° with respect to the injection direction and loaded in tension at $R = 0.1$ and $R = -1$ are satisfying. The influence of the choice of the identification of criterion parameters and the orientation and mean stress effects are discussed. The parallel with the quality of the viscoelastic law shows that the fatigue lives of specimens oriented at 45° and 90° are certainly underestimated. This would explain partially the orientation effect observed.

It is quite clear that the quality of prediction of the fibre orientation distribution plays also a role. This aspect will be discussed in Chapter IV.

In order to quantify the contribution of the viscoelasticity in the TPM at 110°C, the methodology in the elastic framework is applied at 110°C on the experimental data base. The identification of the model and the results are presented in next section.

III.3.3 Comparison to the elastic framework at 110°C

The TPM in the elastic framework as developed by Klimkeit et al. [Klimkeit et al., 2011b] was

applied at 110°C in order to quantify the benefit of the viscoelastic framework at this temperature. The same fibre orientation distribution is used.

The methodology reminded in Section III.1.1 is followed. The elastic properties for both the glass fibres and the PA66 matrix are reported in **Table 6**. The properties of the glass are the ones used in the extended TPM and reported in **Table 4** (see section III.2.2). The elastic properties of the PA66 matrix at 110°C are calculated from a stress-strain curve provided by the supplier as the result of a monotonic test on pure PA66

	PA66	Glass Fibres
E	530 MPa	72000 MPa
ν	0.49	0.22

Table 6 : Elastic properties of the glass fibres and the PA66 matrix

The parameters of the fatigue criterion based on the elastic strain energy is identified using the samples oriented at 0° and tested at R = -1. The identification curve and the identified parameters of the criterion are respectively presented in the **Figure III.3.6** and **Table 7**.

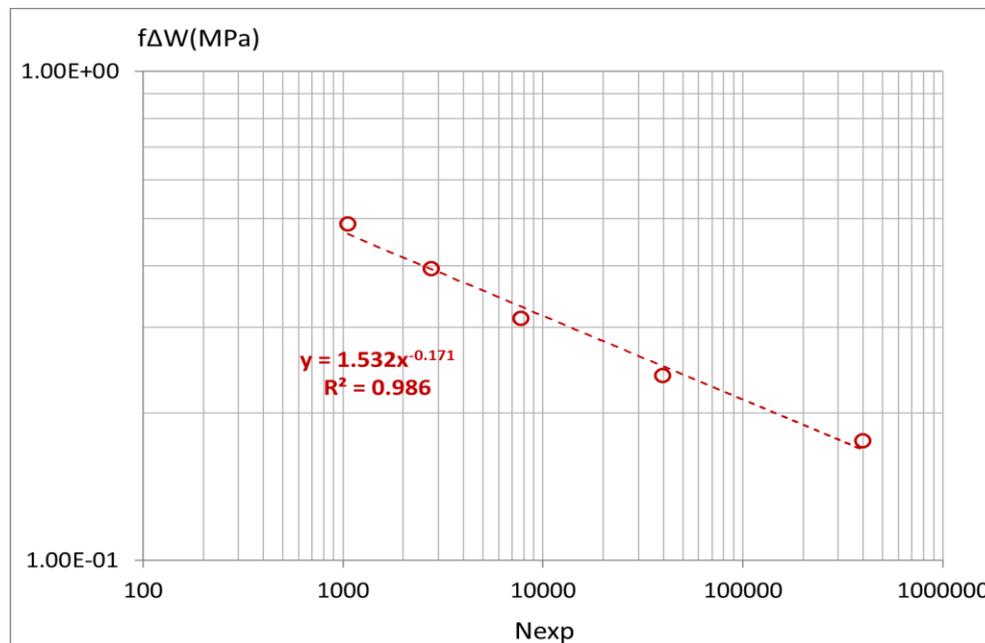


Figure III.3.6 : Identification curve from samples at 0° and tested at R = -1 and T = 110°C

κ	α
1.532	-0.171

Table 7 : Identified parameters of the fatigue criterion from the curve above

The methodology is applied to the same specimen as in the application of the extended TPM, including the mean stress effect correction function. The predicted fatigue lives are reported in **Figure III.3.7**.

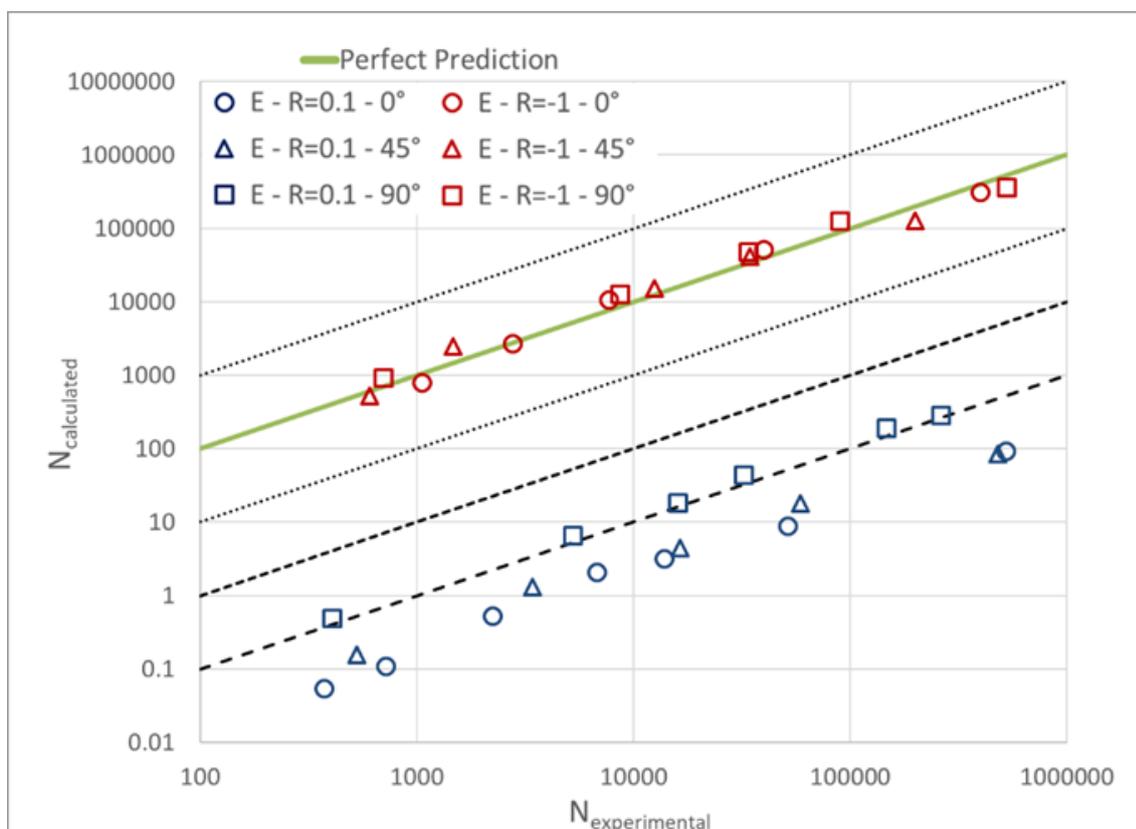


Figure III.3.7 : Results of the fatigue life assessment methodology at 110° in the elastic framework: simulated against experimental number of cycles to failure.

Results show a clear mean stress effect with a very important underestimate of the fatigue life of the specimen tested at $R = 0.1$. The difference to the perfect prediction is indeed larger than 3 decades. The orientation does not influence significantly the results for a given stress ratio.

Figure III.3.8 shows the results of the TPM in both the elastic and viscoelastic frameworks. The viscoelastic results are better since the difference to the perfect prediction is not larger than 1 decade approximately.

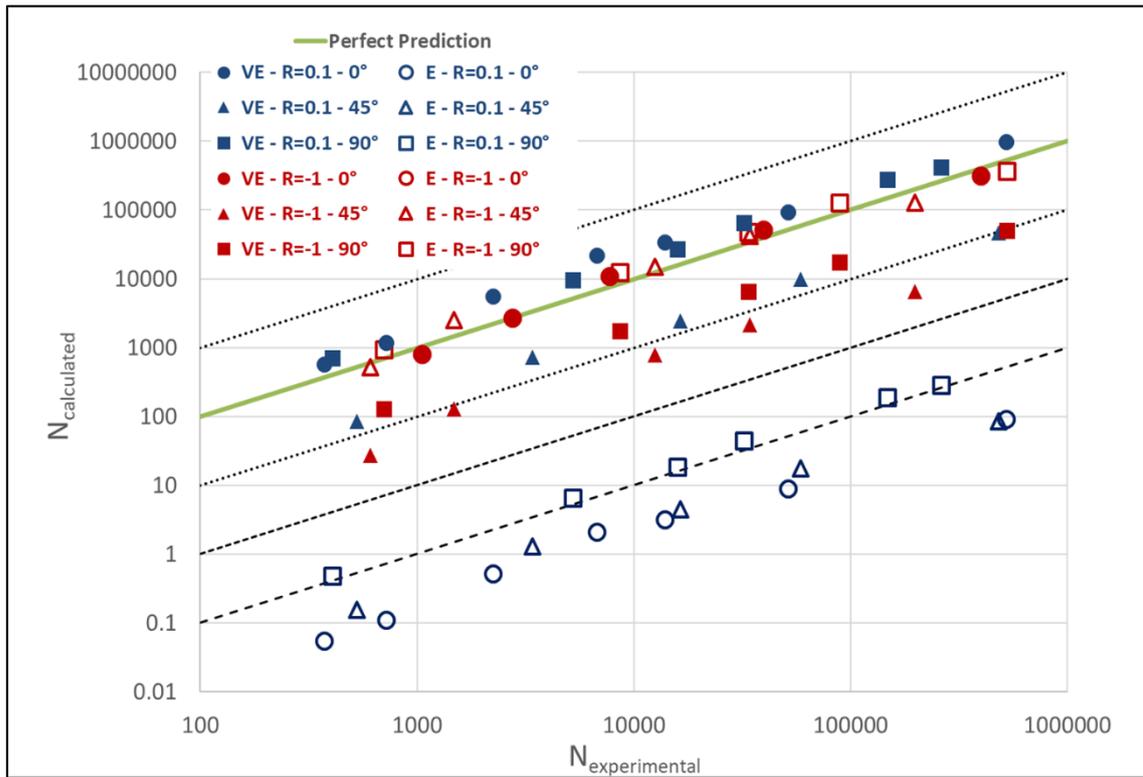


Figure III.3.8 : Comparison between the fatigue life assessment methodology at 110° in the elastic framework (full symbols) and the viscoelastic framework (empty symbols)

III.4 Conclusions

Afin de pouvoir prédire la durée de vie en fatigue de thermoplastiques renforcés par des fibres courtes à 110°C, un outil de dimensionnement a été développé.

La méthodologie s'appuie sur outil précédemment développé par Klimkeit et al. [Klimkeit et al., 2011b] à température ambiante. Cette méthode, appelée TPM avait été proposée dans le cadre élastique et validée sur éprouvette pour 2 matériaux (PBT-PET GF35 et PA66GF35), différents rapports de charges et trajets de chargement (traction, torsion, cisaillement). Elle consiste en une chaîne de calcul totalement intégrée de la simulation du procédé de fabrication à la prédiction de la durée de vie en fatigue. L'estimation de la durée de vie à l'aide d'un critère de fatigue dont les paramètres sont identifiables à l'aide d'une seule courbe de Wöhler en fait un outil simple et rapide, intéressant dans un contexte industriel.

A plus haute température, 110°C dans le cadre de cette thèse, le comportement de la matrice ne peut plus être considéré élastique pour le type de matériau étudié. Une extension de cette méthodologie est donc nécessaire.

Le comportement de la matrice thermoplastique est considéré viscoélastique-viscoplastique-endommageable comme vu dans le Chapitre I. Différents modèles ont été développés pour décrire ce comportement. Dans le cadre de cette thèse, et étant donné la volonté de développer un outil simple à identifier et simple à utiliser en industrie, le comportement du matériau est considéré viscoélastique.

Dans ce cadre, le développement de la TPM à 110°C fait face à plusieurs contraintes :

- Choix et identification de la loi viscoélastique pour la matrice thermoplastique ;
- Choix d'un nouveau critère de fatigue dans le cadre viscoélastique ;
- Définition d'un état et donc d'un cycle stabilisé nécessaire à l'application du critère de fatigue.

L'utilisation du logiciel Digimat® dans la chaîne de calcul a conduit à choisir une description de la loi viscoélastique sous forme de séries de Prony. Afin de réduire les temps de calculs au maximum, seules 3 branches sont considérées. Les paramètres de la loi ont été identifiés à l'aide des essais de fatigue en traction uniaxiale réalisés sur matériau composite. Afin de réduire le temps de simulation, la loi est identifiée de telle manière à reproduire rapidement un cycle stabilisé. La stabilisation des propriétés de boucles a été étudiée expérimentalement dans le Chapitre II. Les résultats indiquent que le 100^{ème} cycle expérimental est représentatif d'un état stabilisé dans la majorité des cas d'orientation d'éprouvette et de rapport de charge. En parallèle, des premières simulations cycliques ont montré que le second cycle simulé conduit à obtenir une boucle contrainte

déformation fermée. Afin de gagner du temps de simulation, la loi viscoélastique est donc identifiée de telle manière à reproduire dès le second cycle de simulation l'état du 100^{ème} cycle expérimental. L'identification des paramètres de la loi a été réalisée à l'aide des données expérimentales sur essais de fatigue en traction uniaxiale pour différentes orientations d'éprouvettes et rapports de charge. En raison de l'application dans la suite d'un critère en énergie dissipée, l'aire de boucle macroscopique dans la direction de chargement est le paramètre principal sur lequel s'est appuyée cette optimisation. Les erreurs relatives entre simulation et expérience sont comprises dans un intervalle [-30% ; 30%] en sous-estimant et surestimant les aires de boucle des éprouvettes orientées à 0° et 90° respectivement. Ceci devrait ainsi conduire à une mauvaise estimation de l'énergie dissipée à l'échelle d'un élément.

Une identification plus riche aurait consisté à considérer également des essais multiaxiaux sur composite permettant d'exacerber les effets de multiaxialité dans la matrice. Il faudrait pour cela multiplier les trajets de chargement (traction bi-axiale, torsion, cisaillement, combinaison traction-torsion). Le critère d'identification (ici l'aire de boucle macroscopique) pourrait également être porté à une échelle plus locale, à l'échelle d'élément. On pourrait imaginer suivre l'évolution de chaleur dissipée en cours d'essais en suivant l'évolution de la distribution de température sur l'éprouvette en s'appuyant sur les travaux de différents auteurs qui considèrent l'énergie dissipée peut être calculée directement du champ de température [Jégou et al., 2013; Leveuf et al., 2018; Marco et al., 2014]

Le critère de fatigue choisi est un critère en énergie dissipée. Il s'appuie sur les travaux de Jégou et al. [Jégou et al., 2013] avec l'intégration supplémentaire d'une fonction de correction de la contrainte moyenne développée par Kujawski and Ellyin [Kujawski and Ellyin, 1995]. Ce paramètre de correction est originellement calculé d'un point de vue macroscopique. La recherche d'un rapport de charge microscopique a conduit à montrer que celui-ci n'était pas différent de celui macroscopique dû au fait que l'équation d'équilibre dans le calcul éléments finis se fait à partir des champs locaux homogénéisés. Ceux-ci sont alors en phase avec le signal appliqué quel que soit le chargement élémentaire considéré (traction uniaxiale, equi-biaxiale et cisaillement).

L'énergie dissipée considérée en entrée du critère est calculée à partir d'un post-traitement des champs mécanique sur le second cycle de simulation. Le post-traitement consiste à moyenner l'énergie dissipée sur le volume de chaque élément puis de sélectionner l'élément présentant le maximum d'énergie, quantité en entrée du critère de fatigue. Pour réaliser ce calcul, on considère que l'énergie stockée est négligeable devant l'énergie dissipée et donc que l'énergie dissipée est égale à l'énergie reçue sur un cycle.

La méthodologie TPM à 110°C a été appliquée pour l'ensemble des essais de la base de données expérimentale : des éprouvettes découpées dans des plaques de PA66GF30 selon 3 orientations par rapport à la direction d'injection (0°, 45°, et 90°) puis testées en traction uniaxiale selon 2 rapports de charge ($R = 0,1$ et $R = -1$). Les paramètres du critère de fatigue ont été identifiés sur les éprouvettes 0° testées à $R = -1$.

Les résultats sont très satisfaisants avec des durées de vie prédites dans la limite d'une décade par rapport à la prédiction parfaite. Des effets d'orientation et de rapport de charge sont observés. La comparaison avec les résultats de prédiction obtenus sans fonction de correction de contrainte moyenne montre tout l'intérêt de son intégration. Un parallèle fait avec la qualité de la loi viscoélastique montre que celle-ci pourrait expliquer des effets d'orientation générés par une sous-estimation des aires de boucles macroscopiques pour les éprouvettes orientées à 45° et 90°.

Afin de quantifier l'apport du cadre viscoélastique à 110°C, la TPM telle que développée par Klimkeit et al. [Klimkeit et al., 2011b], dans le cadre élastique, a été appliquée. Les paramètres du critère de fatigue ont été identifiés pour les éprouvettes orientées à 0° et testées à $R = -1$. Les résultats montrent une très mauvaise prédiction de la durée de vie pour les éprouvettes testées à $R = 0,1$. Le peu d'effet d'orientation implique cependant que pour les éprouvettes testées à $R = -1$, les résultats sont satisfaisants.

La comparaison des cadres viscoélastiques et élastiques montre donc que le cadre viscoélastique apporte une véritable amélioration des prédictions à 110°C.

**CHAPITRE IV – INFLUENCE DE LA
PRÉDICTION D'ORIENTATION DES FIBRES
OBTENUE PAR SIMULATION D'INJECTION
SUR LA QUALITÉ DE PRÉDICTION DE
DURÉE DE VIE**

Les simulations du procédé d'injection ont été réalisées au sein du laboratoire mécanique de l'Institut Polytechnique de Milan en collaboration avec A. Bernasconi et E. Conrado. Les mesures expérimentales d'orientation des fibres dans la plaque étudiée ont été réalisées par P. Hine de l'université de Leeds (UK) spécialement pour le développement de cette étude. Dans le cadre de cette collaboration et d'une publication future, la partie IV.3 de ce chapitre est rédigée en anglais.

Les cartographies de l'orientation des fibres dans une pièce en entrée d'un outil de dimensionnement en fatigue est le principe même d'une méthodologie TPM. Dans le cadre de ce travail, cette information d'entrée est fournie par la simulation du procédé d'injection. Ce chapitre a deux objectifs. Il s'intéresse d'abord à l'obtention de telles cartographies avant de regarder l'influence de la qualité de prédiction de l'orientation des fibres sur le calcul de la durée de vie via la TPM dans le cadre viscoélastique.

Ce chapitre se découpe en trois parties. La première traite de la construction générale du modèle de simulation. L'utilisation de paramètres connus de simulation permet la conduite d'une étude de taille de maille et l'illustration de la distribution des fibres dans la plaque injectée.

L'identification des paramètres du modèle de calcul d'orientation est développée dans la deuxième partie. Cette identification s'appuie sur la comparaison entre la distribution numérique et celle obtenue expérimentalement sur une zone d'étude particulière et définie dans la première partie. La cartographie d'orientation des fibres dans la plaque obtenue par la simulation, ainsi correctement paramétrée, est celle qui a été intégrée, dans le Chapitre III, en entrée du modèle de prédiction de durée de vie en fatigue développé.

La troisième partie se concentre enfin sur l'influence de la qualité de prédiction d'orientation sur les prédictions de durée de vie obtenues par ce modèle. Cette dernière partie est rédigée en anglais.

IV.1 Simulation du procédé d'injection

L'obtention des cartographies d'orientation des fibres se fait ici via une simulation du procédé de fabrication de la pièce étudiée via le logiciel Moldflow®. Les résultats donnés dans cette partie sont issus de simulations réalisées sur une plaque de PA6GF30 injectée de même dimension. Les paramètres de simulation sont connus et issus de travaux de Bernasconi et Conrado présentés en conférence [Bernasconi et al., 2015].

IV.1.1 Description du modèle de simulation

Le principe est celui d'une simulation éléments finis des différentes étapes du procédé d'injection, incluant l'écoulement du polymère fondu contenant une fraction volumique globale fixée de fibres de verre à l'intérieur d'un moule, sous l'effet d'un chargement thermo-mécanique, puis son refroidissement.

La simulation du procédé d'injection nécessite deux familles de paramètres : les paramètres d'injection et des paramètres liés au calcul du tenseur d'orientation. La première famille de paramètres est connue et correspond aux paramètres fournis par le fabricant des plaques. La deuxième famille, en revanche, doit faire l'objet d'une analyse afin d'obtenir une cartographie décrivant au mieux l'orientation des plaques étudiées.

Cette deuxième famille de paramètres est liée au calcul même de l'orientation des fibres induite par les phénomènes rhéologiques régissant l'écoulement de la matière fondue dans le moule (voir partie I.1.4.1). L'utilisation du logiciel de simulation Modlflow® limite les lois de prédiction d'orientation de fibres courtes au modèle de Folgar-Tucker [Folgar and Tucker, 1984] et au modèle RSC (pour « *Reduced Strain Closure* ») développé à partir du premier [Wang et al., 2008].

Une étude réalisée par Bernasconi et al. [Bernasconi et al., 2015] comparant la qualité de prédiction d'orientation obtenue à partir des différents modèles conduit à préférer le modèle RSC.

Le modèle de simulation est un modèle 2D. Il est constitué de la plaque rattachée au seuil d'injection. Une zone transitoire entre les canaux d'injection et le seuil d'injection est également modélisée. Les canaux d'injection ne sont pas représentés. La zone d'intérêt pour l'étude est uniquement la plaque puisqu'il s'agit de la partie dans laquelle les éprouvettes sont découpées par la suite. Les dimensions de la plaque sont données dans la **Figure IV.1.1**. L'épaisseur de la plaque a été mesurée à 3,3mm.

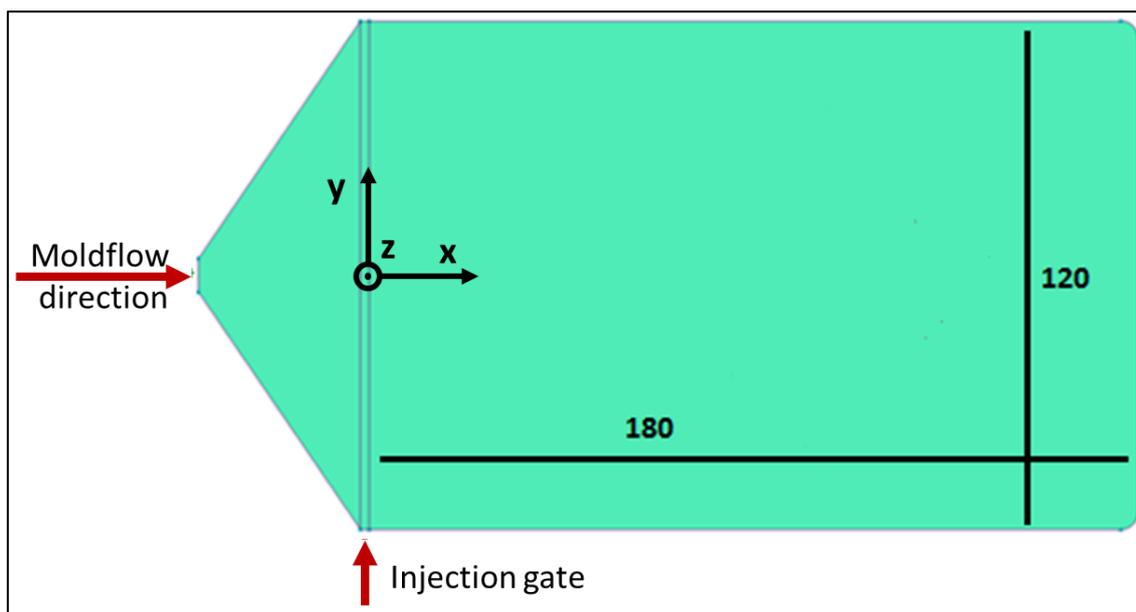


Figure IV.1.1 : Schéma de la plaque injectée

Le maillage est constitué d'éléments coques triangulaire. Chaque élément est constitué de 21 points d'intégration (IP) dans l'épaisseur. Ces points permettent la description de l'évolution de l'orientation des fibres dans l'épaisseur du matériau. Une représentation du maillage est proposée dans la **Figure IV.1.2**. Pour tous les éléments du modèle, les IP sont répartis de la même manière. Ainsi l'épaisseur de la plaque est discrétisée en couches planes définies par les points d'intégrations.

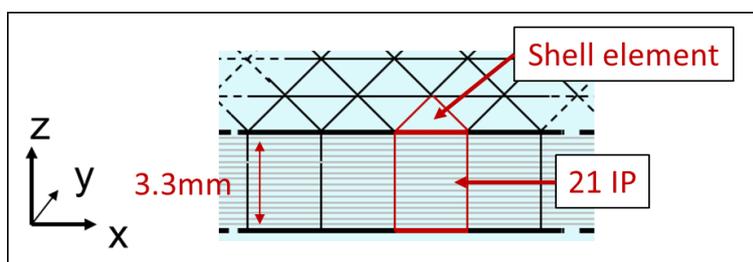


Figure IV.1.2 : Schéma d'une partie du maillage. Élément coque constitué de 21 points d'intégrations

En sortie de simulation, un tenseur d'orientation est donné par point d'intégration. La trace du tenseur d'orientation est égale à 1.

Pour un élément donné, un exemple de la distribution d'orientation dans l'épaisseur peut être donnée par le graphique de la **Figure IV.1.3** où sont représentées les valeurs des composantes diagonales a_{xx} , a_{yy} et a_{zz} du tenseur d'orientation en fonction de la position relative dans l'épaisseur de l'élément. L'évolution des composantes a_{xx} et a_{yy} permettent d'observer clairement la microstructure en couche dans l'épaisseur de la plaque injectée. En considérant uniquement la

composante a_{xx} dans l'épaisseur (x étant la direction d'injection), la couche de peau est comprise entre les positions relatives 0,9 et 0,2 (en valeur absolue, de chaque côté du plan médian) et la couche de cœur est représentée par le point en position 0. Les points en positions -1 et 1 représentent plutôt les couches en surface de la plaque tandis que les points en positions -0,1 et 0,1 représentent la transition entre les couches cœur et peau.

Si, par simplification, l'orientation des fibres est considérée parallèle et perpendiculaire à la direction d'injection respectivement dans les couches de peau et de cœur, les données obtenues par simulation montrent bien que cela se vérifie de manière générale mais non exacte. La **Figure IV.1.3** montre en effet que la composante a_{zz} est non nulle. Cependant, son évolution dans l'épaisseur est négligeable devant celles des autres composantes

Les simulations permettent d'obtenir une description limitée de la couche de cœur par seulement 1 point en considérant que les 2 points intermédiaires représentent seulement la transition entre les deux couches principales. Ceci est vrai quel que soit le choix des paramètres du modèle de calcul de l'orientation.

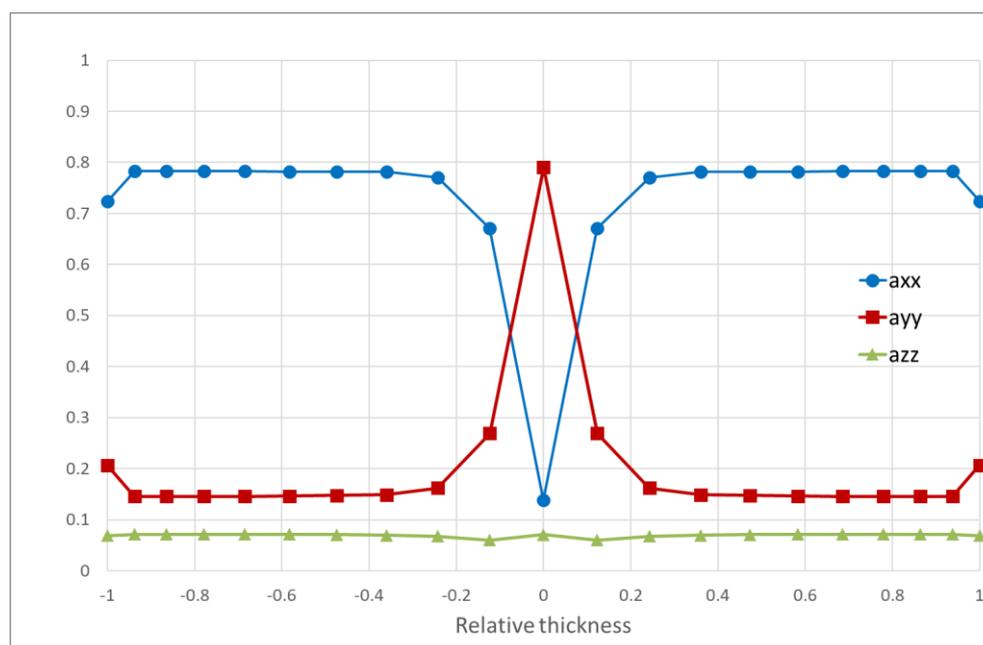


Figure IV.1.3 : Exemple de l'évolution dans l'épaisseur des composantes diagonales du tenseur d'orientation

IV.1.2 Taille de maille minimale

Afin de construire le modèle de simulation, la définition d'une taille de maille optimale est posée. Cette étude rentre dans le cadre plus large du développement de la TPM et de l'utilisation de méthode d'homogénéisation dans le processus. L'homogénéisation requiert la définition d'un

Volume Élémentaire Représentatif (VER). Ce volume doit être assez grand pour être représentatif du matériau étudié, en termes de morphologie microstructurale et de comportement mécanique, mais assez petit pour que la description des gradients mécaniques en sortie de simulation EF soit assez fine. Comme vu précédemment, la longueur moyenne de fibre est de $275\mu\text{m}$ pour le matériau étudié. Il apparaît donc nécessaire de ne pas prendre une taille de maille inférieure à cette longueur moyenne pour qu'un élément puisse contenir une fibre entière.

Une étude de convergence de taille de maille a été réalisée sur un modèle de plaque injectée de PA6GF30, de dimensions fixées, avec des paramètres d'injection et de simulation également fixés. L'évolution de la moyenne par couche de la composante α_{xx} dans l'épaisseur de la plaque a été étudiée en fonction de la taille de maille, sur différentes zones de la plaque. Les différentes zones sont des carrés de 8mm de côté définis sur la plaque comme sur la **Figure IV.1.4**. Les différentes tailles de mailles testées sont 0,25mm, 0,5mm, 1mm, 2mm, 4mm et 8mm.

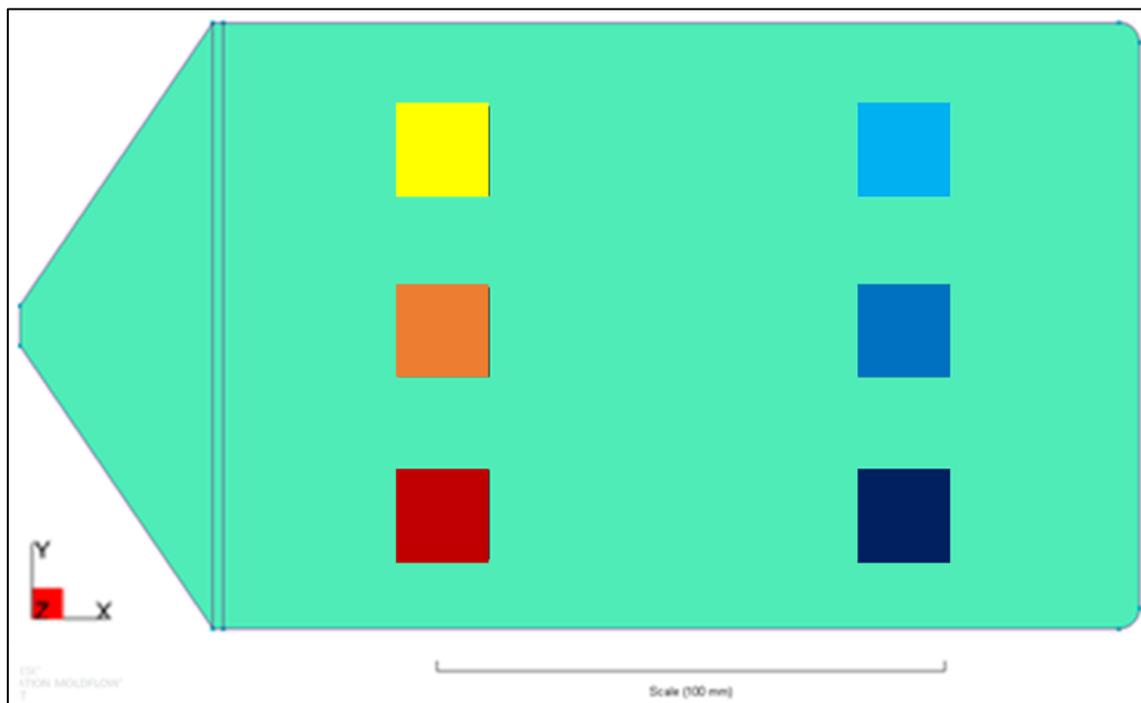


Figure IV.1.4 : Définition des zones de l'étude de recherche de la taille de maille optimale

L'évolution de la valeur α_{xx} moyennée sur une strate dans la couche de peau et au centre de la couche de cœur est donnée sur la **Figure IV.1.5** pour chacune des six zones. Chaque couleur de courbe correspond à la couleur de la zone donnée dans la **Figure IV.1.4**. Au niveau de la couche de peau, l'influence de la taille de maille diffère selon la position de la zone par rapport au seuil d'injection mais reste ces variations restent faibles. Une légère évolution est observée pour une taille de 0,25mm dans la zone la plus proche du point d'injection. Ailleurs, le changement de taille de maille n'influence que très peu l'orientation. Au niveau de la couche de cœur en revanche,

l'orientation évolue en fonction de la taille de maille. Si l'on considère séparément les deux groupes de zones, l'orientation dans la zone à l'aplomb du seuil d'injection diffère de celle des deux zones voisines situées latéralement. S'agissant de la convergence, les fluctuations sont importantes pour des mailles inférieures au millimètre. La prédiction d'orientation se stabilise ensuite pour des tailles de maille supérieures au mm, et ce pour toutes les zones considérées, mais ré-augmente ensuite pour des mailles de 8mm.

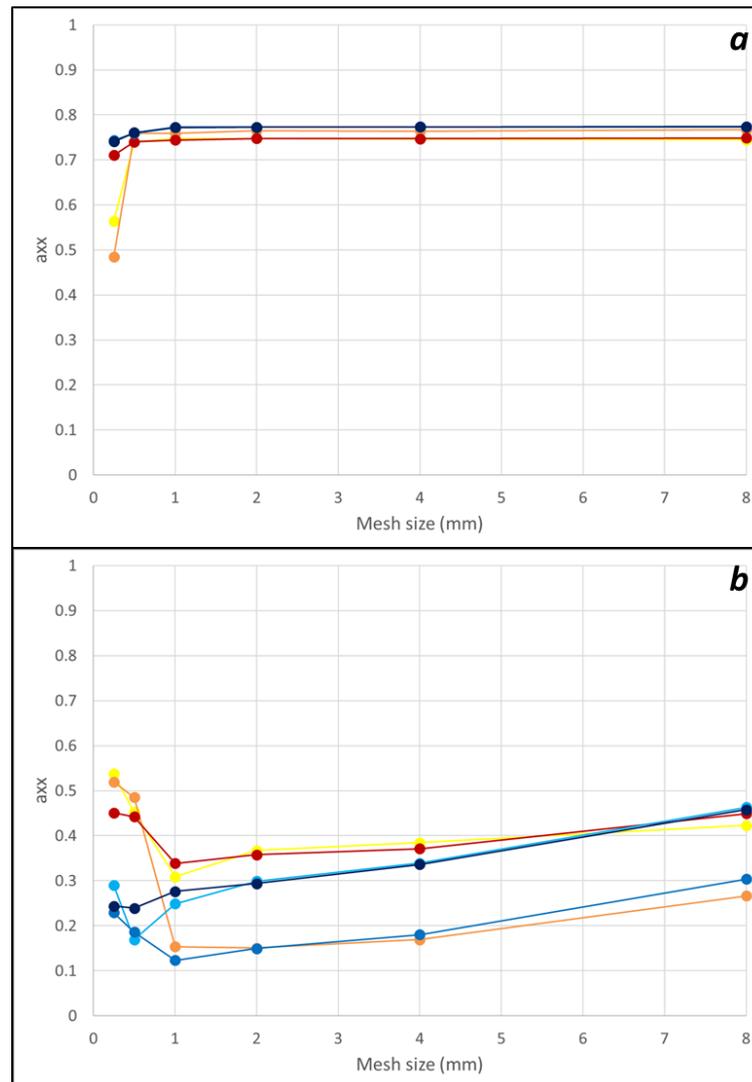


Figure IV.1.5 : Valeur de a_{xx} , sur une strate de la couche de peau (a) et au centre de la couche de cœur (b), moyennée sur chacune des zones d'études en fonction de la taille de maille. Epaisseur de plaque de 3,2mm.

Ces résultats conduisent à considérer que la taille de 1mm représente une taille de maille minimale à défaut d'être optimale. Afin de comprendre si cette taille de maille est absolue ou relative aux dimensions de la plaque, la même étude a été réalisée sur une plaque d'épaisseur double par rapport

à la première. Les tailles de maille étudiées dans ce deuxième cas sont : 0,5mm, 1mm, 2mm, 4mm, et 8mm.

Les résultats, donnés sous la même forme que les premiers, sont présentés dans la **Figure IV.1.6**.

Les évolutions obtenues sont similaires au premier cas. Dans la couche de peau, les fluctuations d'orientation prédites sont plus importantes dans les zones proches du seuil d'injection mais restent limitées. Dans les trois autres zones, la stabilité est nette dès les faibles tailles de maille. Pour ce qui est de la couche de cœur, la même différenciation de valeurs apparaît entre les zones à l'aplomb du seuil d'injection et les voisines, mais les résultats en matière de stabilisation ne sont pas modifiés. Une divergence des résultats paraît clair pour la taille de maille la plus faible (0,5mm). Les fluctuations claires pour les petites tailles de maille dans le cas de l'épaisseur de 3,2mm n'apparaissent pas aussi clairement ici. Il semblerait cependant que celles-ci se retrouvent, même légèrement, pour des tailles de maille inférieures à 2mm.

Ainsi la taille de maille minimale admissible pourrait être considérée égale au tiers de l'épaisseur de la plaque. Cette interprétation est discutable compte tenu du peu de données réalisées et donc disponibles pour cette petite étude. On considère ici, quoi qu'il en soit, que dans le cas de l'étude développée dans cette thèse, la taille minimale admissible est de l'ordre du millimètre. Dans la suite de l'étude, la taille de maille considérée sera donc bien de 1mm.

Cette étude apporte donc une partie de la réponse à la question de la taille du volume élémentaire représentatif. En effet, l'outil de simulation d'injection ne permet pas de considérer une taille de maille inférieure à 1mm dans le cas de l'étude mais cette limite basse n'apporte pas pour autant une réponse sur la taille optimale à considérer.

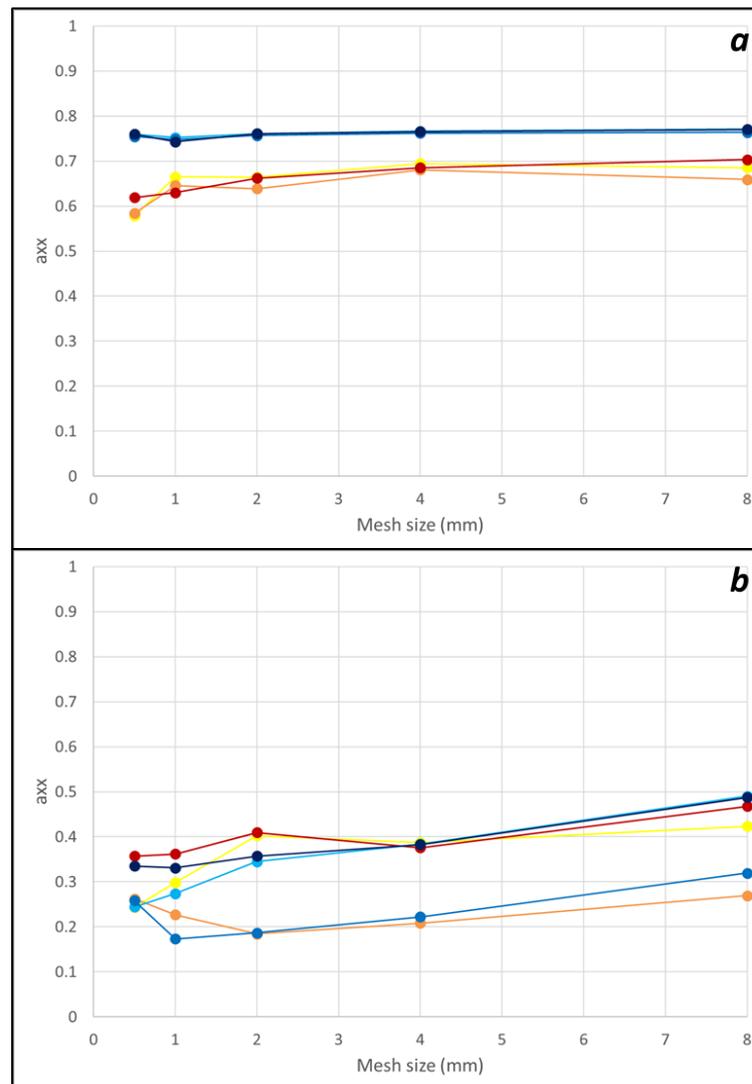


Figure IV.1.6 : Valeur de a_{xx} , sur une strate de la couche de peau (a) et au centre de la couche de cœur (b), moyennée sur chacune des zones d'études en fonction de la taille de maille. Epaisseur de plaque de 6,4mm.

IV.1.3 Homogénéité de l'orientation dans la plaque

L'observation des cartographies d'orientation obtenues après simulation sur la **Figure IV.1.7** montre que pour la couche de peau, l'orientation est assez homogène sur l'ensemble de la plaque. L'influence du seuil d'injection et des bords est faible. Ceci n'est pas le cas pour la couche de cœur qui présente des zones non-homogènes principalement situées à proximité du seuil d'injection et près des bords.

Afin de mieux délimiter ces zones non-homogènes, l'évolution de la valeur de la composante a_{xx} est étudiée, pour différentes couches, le long de la longueur de la plaque sur différents chemins

répartis dans la largeur. Le tracé des 5 chemins considérés est présenté dans la **Figure IV.1.8**. L'évolution de a_{xx} le long de ces chemins est représentée dans la **Figure IV.1.9** dans 2 plans, au cœur de la couche de peau et de la couche de cœur. Les échelles de représentation des deux dernières figures correspondent.

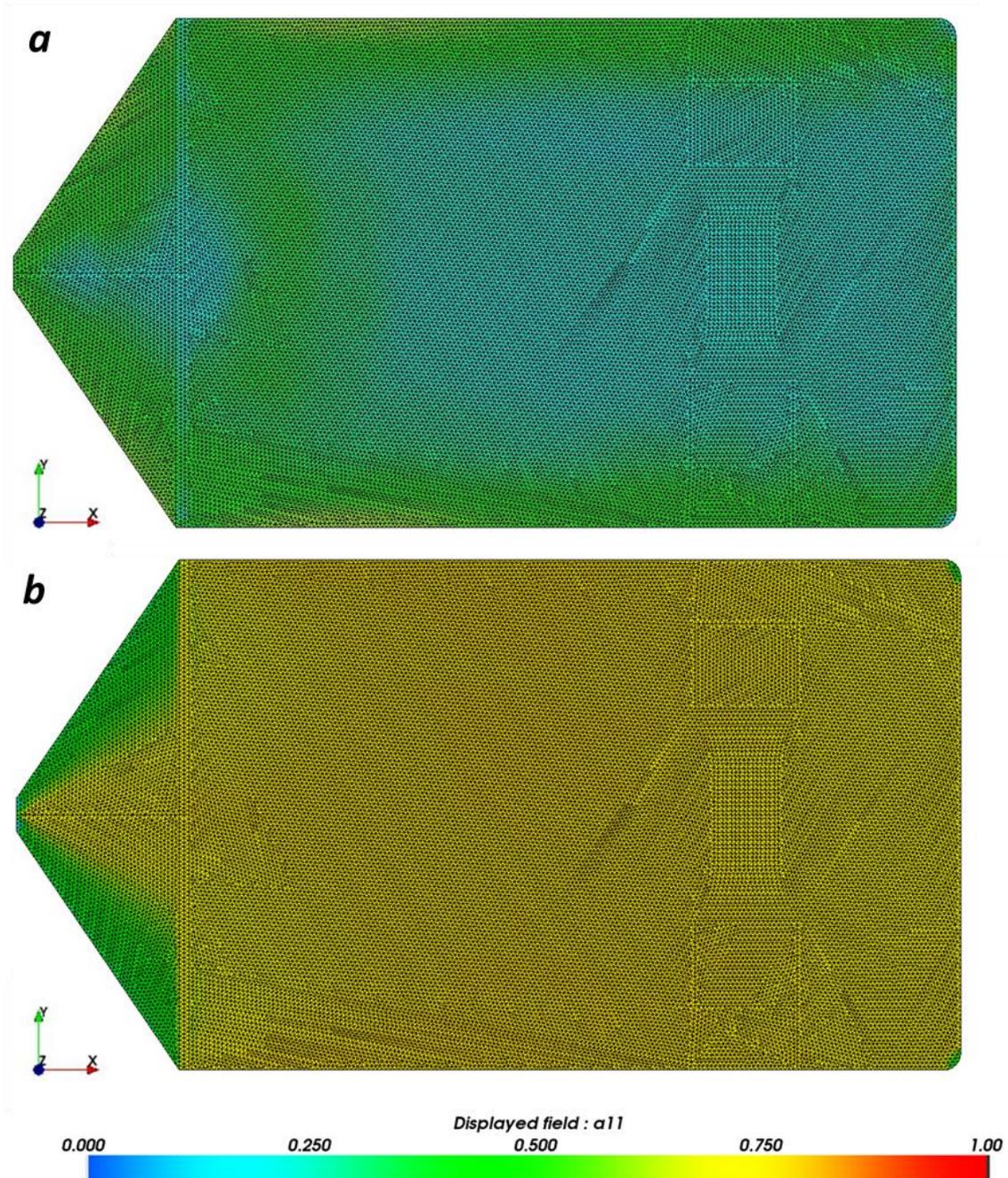


Figure IV.1.7 : Composante a_{xx} sur l'ensemble de la plaque sur un plan au cœur de la couche de cœur (a) et au cœur de la couche de peau (b)

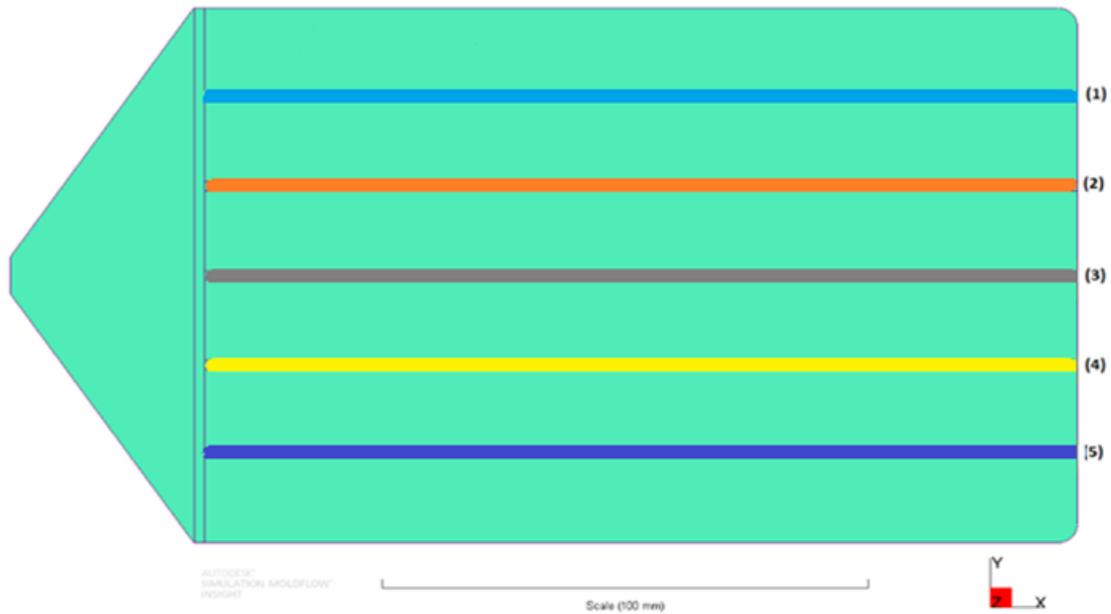


Figure IV.1.8 : Tracé des chemins sur lesquels est étudiée l'évolution de la composante a_{xx} du tenseur d'orientation le long de l'abscisse x

Les résultats confirment une zone perturbée proche du seuil d'injection autant pour la couche de peau que de cœur. Au-delà de cette zone, l'orientation des fibres dans la couche de peau est constante et homogène selon la largeur de la plaque. La délimitation de la zone non-homogène est définie à 50mm du seuil d'injection

Dans le cas de la couche de cœur, seul le chemin 3 (au milieu de la plaque) présente une stabilisation de l'orientation avec l'éloignement du seuil d'injection, également à 50mm du seuil d'injection. Dans les autres cas de chemin, l'orientation ne se stabilise pas et varie dans la largeur de la plaque. L'évolution de l'orientation pour différentes positions dans la largeur montre une asymétrie de la microstructure par rapport à l'axe médian $y=0$.

Ces données confirment bien la présence d'une zone pour laquelle l'orientation est non-homogène proche du seuil d'injection autant dans la couche de peau que de cœur. Au-delà de cette zone, l'orientation des fibres dans la couche de peau se stabilise et est homogène quel que soit leur position dans la largeur de la plaque. Ce n'est pas le cas de la couche de cœur pour laquelle l'orientation des fibres ne se stabilise qu'au milieu de la largeur de la plaque. L'asymétrie de l'orientation dans la largeur renforce le fait que la microstructure dépend fortement de la position dans la largeur de la plaque.

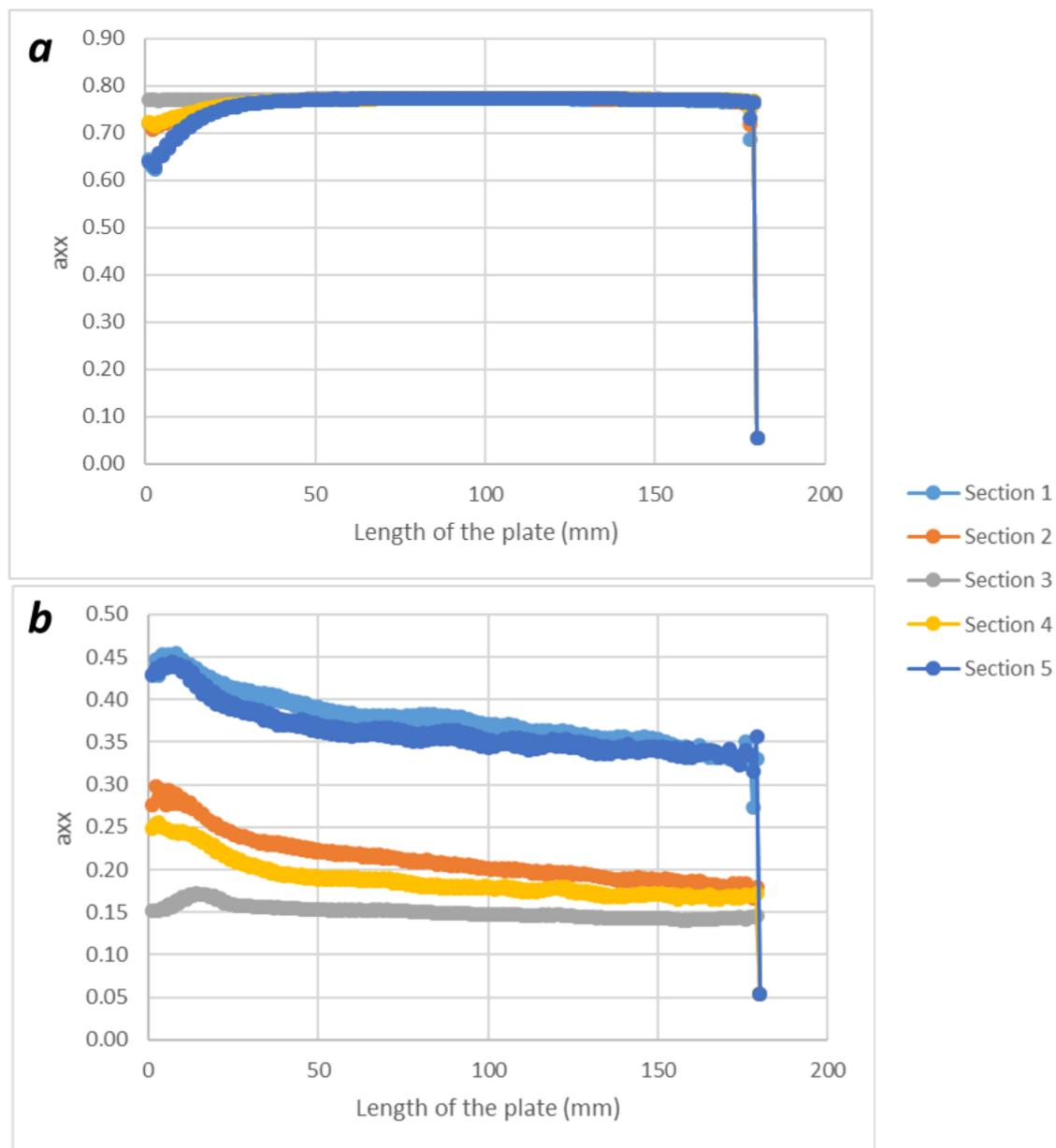


Figure IV.1.9 : Évolution de la composante a_{xx} le long de la longueur de la plaque sur différents chemins sur un plan (a) de la couche de peau et (b) de la couche de cœur

IV.1.4 Positionnement de la zone d'étude

Dans le cadre de ces travaux de dimensionnement en fatigue qui s'appuient sur l'étude d'éprouvettes découpées dans les plaques, la question de la reproductivité de la microstructure doit se poser. La démarche s'appuie sur une série d'essais associée à une unique simulation de microstructure. Il faut donc que celle-ci soit à la fois représentative de l'orientation réelle dans l'éprouvette et identique d'une éprouvette à l'autre. Il est également préférable qu'au niveau de la zone utile, par couche, l'orientation des fibres soit homogène. Cette dernière condition permet de s'assurer que la simulation conduise à une bonne prédiction sur l'ensemble de la zone de découpe

de l'éprouvette. De l'ensemble de ces conditions découle le choix de découpe des éprouvettes d'essais mécaniques dans les plaques et donc de la zone d'étude.

Comme précisé dans le Chapitre II, les éprouvettes sont découpées selon 3 orientations par rapport à la direction d'injection. Afin d'assurer la reproductivité de la microstructure au niveau de la zone utile pour l'ensemble des éprouvettes quelle que soit leur orientation, le centre de l'éprouvette doit toujours être positionné au même endroit de la plaque. Ces conditions impliquent donc qu'une seule éprouvette soit découpée par plaque, centrée sur l'axe de symétrie de la plaque afin d'éviter les variations d'orientation observées selon la largeur de la plaque.

Comme expliqué dans le Chapitre I, le procédé de fabrication implique la présence de marqueurs d'éjection, notamment au centre de la plaque. Pour éviter la présence d'un défaut sur la partie utile, la position de découpe de l'éprouvette est décalée du centre de la plaque. Pour assurer l'homogénéité de l'orientation par couche dans l'éprouvette et éviter la zone non-homogène proche du seuil d'injection, la position de découpe est choisie entre le marqueur d'éjection et l'extrémité de la plaque opposée au seuil d'injection (**Figure IV.1.10**).

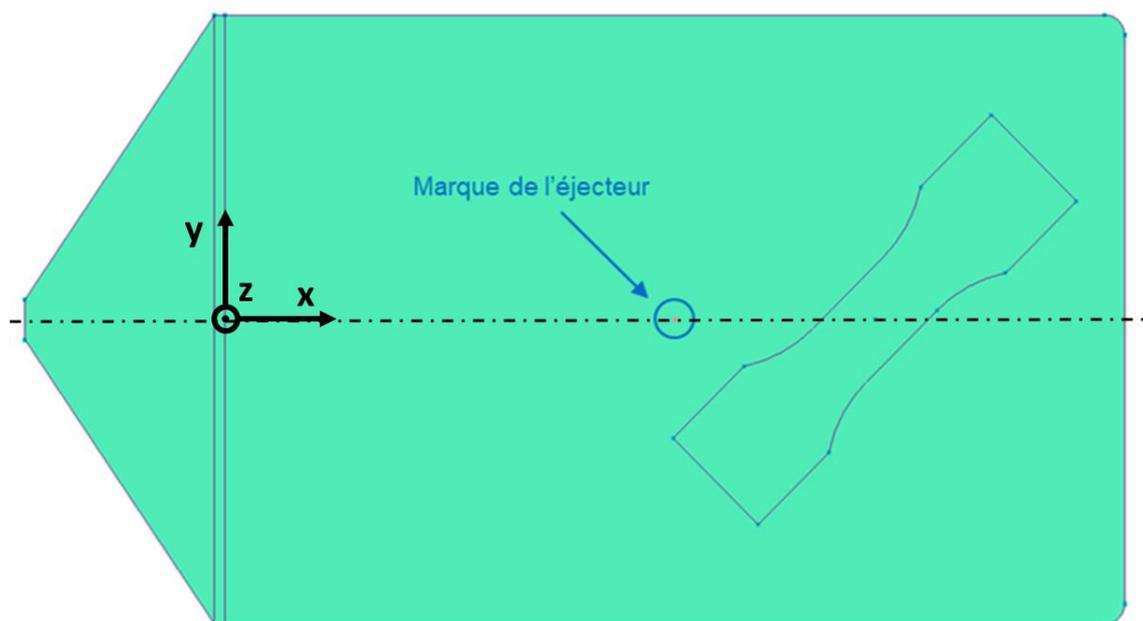


Figure IV.1.10 : Position de découpe de l'éprouvette dans la plaque injectée

La position du centre de l'éprouvette est donc définie telle que la distribution d'orientation dans l'épaisseur de la plaque autour de ce point est considérée homogène. La zone centrée sur ce point encadrant la zone utile de l'éprouvette quelle que soit son orientation est appelée zone d'intérêt.

IV.2 Obtention de la distribution d'orientation des fibres (FOD)

Cette partie s'intéresse maintenant plus particulièrement aux plaques injectées de PA66GF30 de l'étude. La zone de prélèvement des éprouvettes a été définie dans la partie précédente. On cherche maintenant à l'identifier les paramètres du modèle RSC de la simulation d'injection pour que celle-ci conduise à une distribution d'orientation des fibres identique à la réalité. Cette identification s'appuiera sur la comparaison entre des mesures expérimentales et la simulation.

IV.2.1 Description de la distribution d'orientation issue d'observations expérimentales

Le procédé expérimental permettant d'obtenir l'orientation des fibres à partir de l'observation microscopique d'une coupe de la plaque, expliqué dans la Chapitre I, a été réalisé par P. Hine de l'Université de Leeds (UK) sur différentes zones de la plaque à l'aide d'un outil d'analyse d'image 2D développé par Hine et al. [Hine et al., 1995, 1996]. La plaque de PA66GF30 injectée étudiée est identique à celles sur lesquelles sont prélevées par la suite les éprouvettes.

Les zones d'études, indiquées sur la **Figure IV.2.1**, correspondent à des surfaces d'observation révélées par des coupes dans le plan **YZ**. La longueur des surfaces observées est de 15mm. La distribution d'orientation est obtenue, par couche, en moyennant les orientations relevées sur la longueur de la zone.

Les zones A se situent à proximité du seuil d'injection, où la simulation prédit une orientation des fibres non-homogène par couche. Les observations issues de ces zones permettent de confirmer l'existence d'une telle non-homogénéité. Les zones B se situent à l'abscisse du point central de la zone de découpe des éprouvettes telle que définie dans la partie IV.1.4. Les zones numérotées 2 sont centrées sur l'axe de symétrie horizontal. La zone B2 est donc la zone d'intérêt évoquée précédemment.

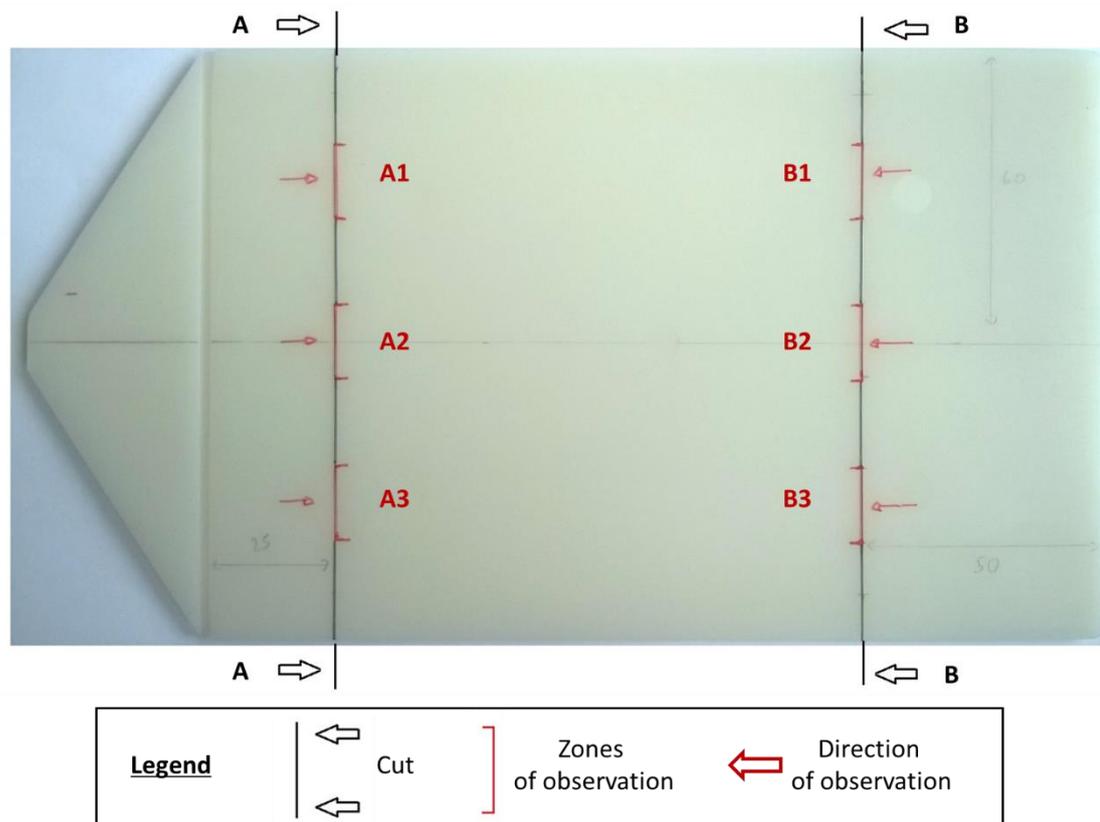


Figure IV.2.1 : Répartition des zones d'étude pour l'estimation expérimentale de l'orientation des fibres

Les résultats d'observation sont donnés par la **Figure IV.2.2** sous forme de graphiques donnant l'évolution de la moyenne sur chacune des zones de la première composante a_{xx} du tenseur d'orientation, en fonction de l'épaisseur relative. Afin d'observer les variations de microstructure dans la largeur de la plaque, les données sont regroupées en deux graphiques, un premier pour les zones A et un second pour les zones B.

Les résultats permettent d'observer nettement les deux types de couche principaux (cœur et peau). Les données extrêmes (épaisseurs relatives -1 et 1) représentent les couches de surface affectées par les effets de bord. La distribution d'orientation observée n'est cependant pas symétrique par rapport au plan **XY** médian de la plaque.

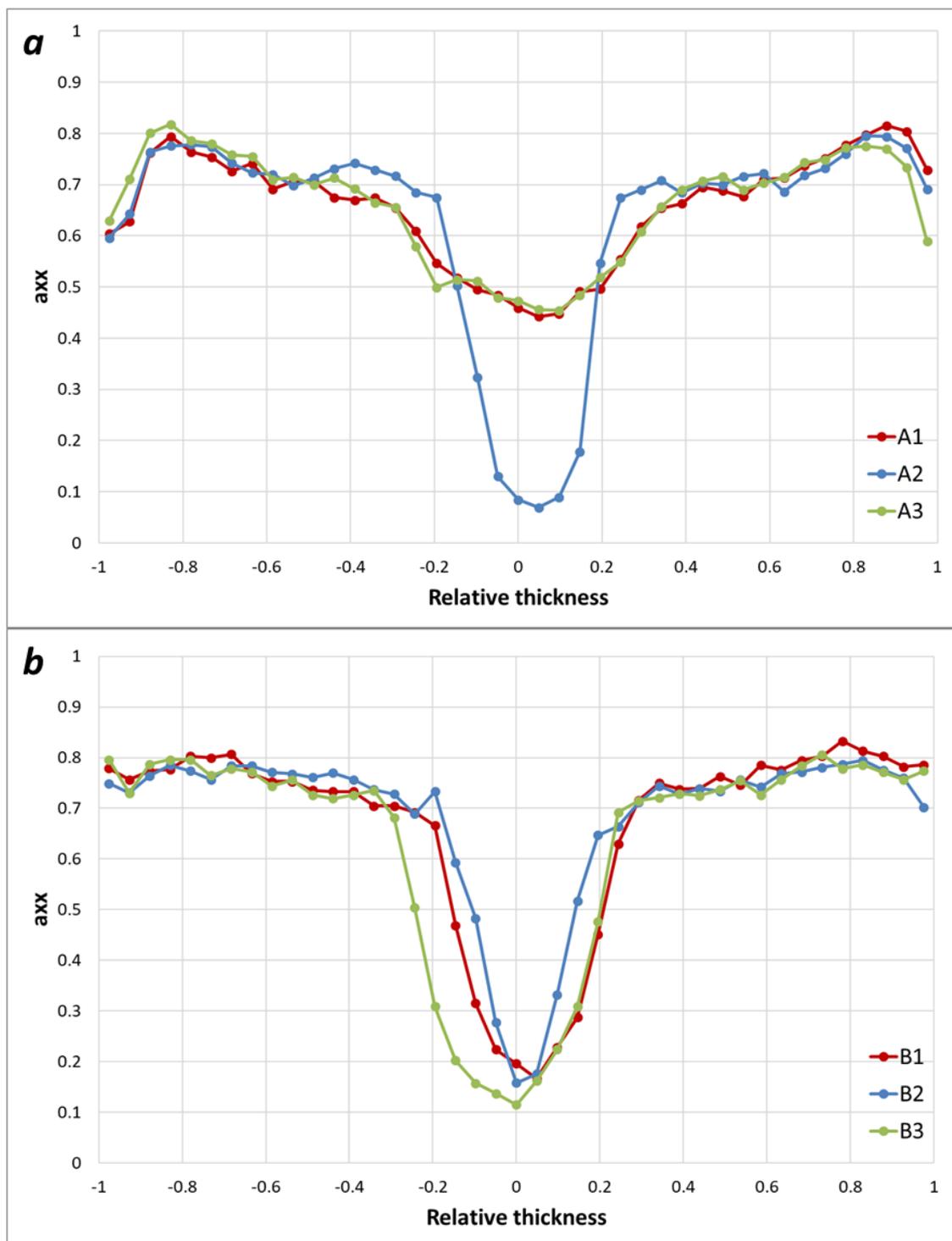


Figure IV.2.2 : Évolution de la composante α_{xx} du tenseur d'orientation en fonction de l'épaisseur relative de la plaque dans différentes zones.

Résultats obtenus par observation de coupes au niveau des zones A (a) et B (b) réalisées dans le cadre de l'étude par P. Hine.

Pour chaque zone d'observation, les valeurs de α_{xx} mesurées dans la couche de peau varient faiblement d'une zone à l'autre et restent contenues entre 0.7 et 0.8 environ. Les valeurs dans la

couche de cœur varient, dans la partie A de 0.08 dans la zone A2 à 0.45 dans les zones A1 et A3, et dans la partie B de 0.11 dans la zone B1 à 0.16 dans les zones B2 et B3.

Ces résultats confirment donc les observations issues des résultats de simulation numérique. Les zones A se trouvent dans une partie de la plaque où l'orientation des fibres, particulièrement dans la couche de cœur, n'est pas homogène. La zone à l'aplomb du seuil d'injection se distingue des deux autres.

Les zones B présentent des orientations plus homogènes, particulièrement dans la couche de peau. La description de la couche de cœur (épaisseur et degré d'orientation) présente des variations mais qui restent négligeables par rapport aux zones de la partie A.

Ces données issues d'un procédé expérimental d'observation permettent donc de confirmer qualitativement les grandes tendances observées à partir de résultats de simulations d'injection (voir partie IV.1.3). Elles sont également le support qui permettra par la suite de déterminer les paramètres d'injection conduisant à une prédiction de la microstructure de la plaque la plus proche possible de la réalité.

Comme énoncé dans la partie IV.1.4, une zone d'étude préférentielle est définie. Il s'agit de la zone B2 qui correspond au centre de la position de découpe des éprouvettes. Les paramètres de simulation identifiés doivent donc conduire à une bonne description de l'orientation des fibres dans cette zone en particulier.

Afin de compléter la description de l'orientation déjà obtenue expérimentalement pour cette zone, une autre observation est réalisée sur un plan perpendiculaire au premier (soit un plan XZ). Les résultats obtenus (composantes a_{xx} , a_{yy} , et a_{zz}) à partir de cette nouvelle observation sont reportés avec les anciennes sur la **Figure IV.2.3**. Ces deux configurations sont appelées C^{YZ} et C^{XZ} .

Les résultats témoignent d'une très légère différence de description de la microstructure. Ceci est remarquable au niveau de la couche de cœur puisque si son épaisseur reste constante, les valeurs de a_{xx} mesurées varient de 0.10 à 0.16. Dans la couche de peau, mise à part deux points pour lesquels la différence est de près de 0.1, le reste des valeurs est compris dans un intervalle de 0.04.

Les observations sur la coupe **XZ** présentent une microstructure dans laquelle les orientations des fibres sont plus proches de la microstructure théorique $0^\circ - 90^\circ$ que sur la coupe **YZ**.

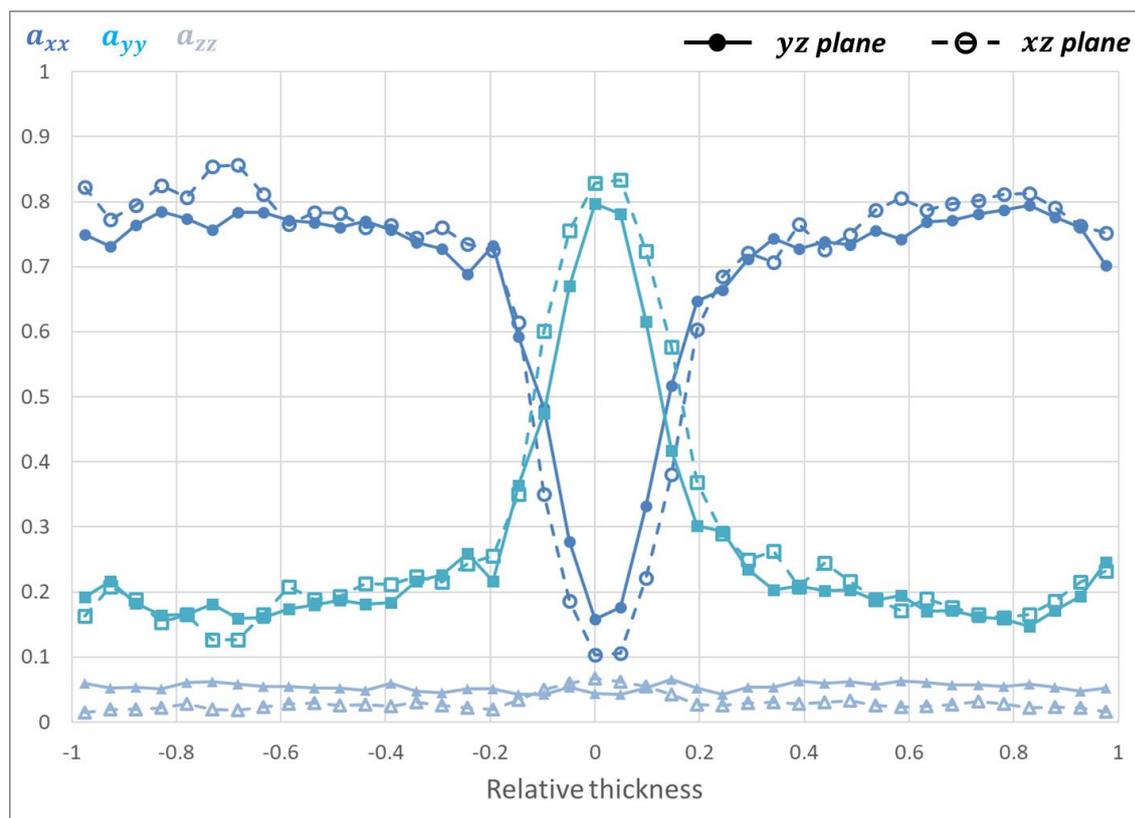


Figure IV.2.3 : Évolution des composantes a_{xx} , a_{yy} et a_{zz} selon l'épaisseur relative de la plaque au niveau de la zone B2 – Résultats issus d'observations réalisées selon les plans de coupe yz et xz respectivement représentés par des symboles pleins et lignes continues et par des symboles vides et lignes discontinues

IV.2.2 Identification des paramètres de simulation

L'identification des paramètres de simulation se fait par comparaison des distributions d'orientation des fibres dans l'épaisseur issues d'observations expérimentales et de résultats de simulation. Les grandeurs considérées sont les composantes diagonales du tenseur d'orientation moyennées sur les zones prédéfinies et présentées dans la **Figure IV.2.1**.

Comme expliqué dans la partie IV.1.4, une zone d'intérêt (B2) est définie par rapport à la position de découpe de l'éprouvette. L'identification est donc menée de façon à minimiser les écarts entre expérience et simulation dans cette zone. Afin de coller à la méthode expérimentale, la distribution d'orientation prédite est moyennée, par couche, sur une zone de longueur 15mm (identique à la zone observée) et d'une largeur de 1mm (comprenant donc 1 élément).

Les données d'observation sur les 2 coupes **YZ** et **XZ** sont utilisées. Idéalement, la distribution d'orientation simulée doit représenter une moyenne des données dans ces deux plans.

Par soucis de vérification, une fois les paramètres identifiés sur la zone B2, la comparaison entre les résultats d'observation et les résultats numériques sera réalisée sur l'ensemble des zones.

Les valeurs des paramètres du modèle RSC, données dans la **Table 8**, sont obtenus par itération. La distribution d'orientation dans la direction d'injection dans la zone d'intérêt est donnée par la **Figure IV.2.4**.

k	C_I
0.41	0.009

Table 8 : Paramètres du modèle RSC identifiés

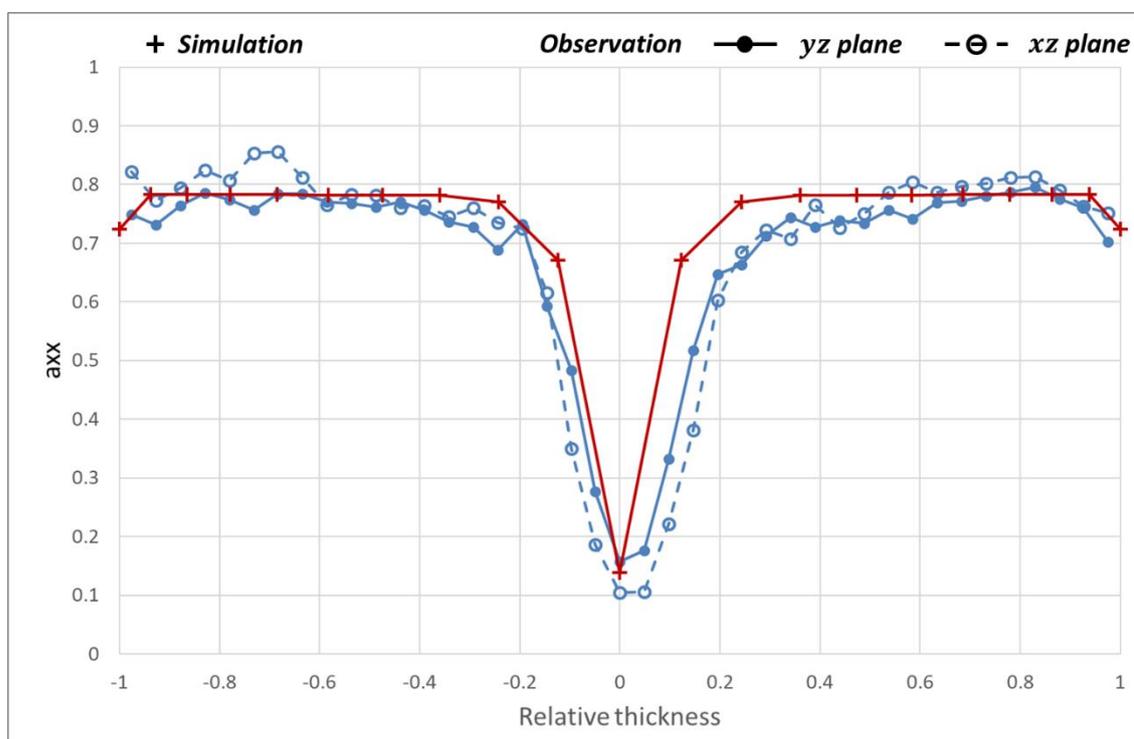


Figure IV.2.4 : Distribution de l'orientation des fibres dans la direction d'injection (a_{xx}) selon l'épaisseur de la plaque au niveau de la zone d'intérêt B2 obtenue par simulation et par observations

La solution numérique obtenue représente un bon compromis dans les couches de cœur et de peau. La variation de l'orientation dans la couche de cœur pour les données expérimentales n'est cependant pas captée par la simulation. La simulation ne permet également pas de décrire correctement l'épaisseur de la couche de cœur. Cela est exacerbé par le fait que contrairement à l'observation, la solution numérique est symétrique par rapport au plan **XY** médian de la plaque.

Les comparaisons entre les distributions d'orientation obtenues numériquement et expérimentalement sur l'ensemble des zones d'observation sont reportées dans la **Figure IV.2.5**.

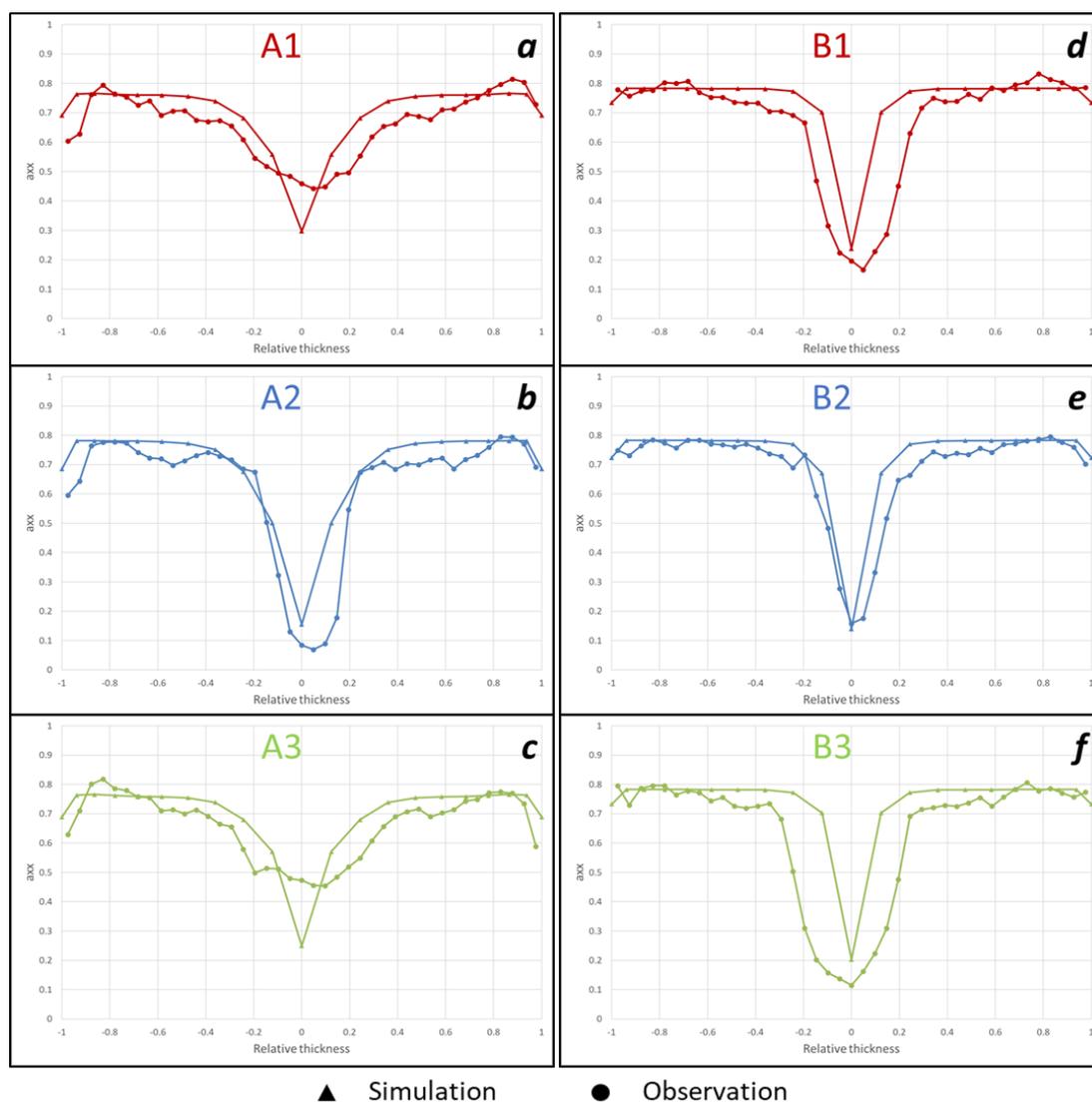


Figure IV.2.5 : Comparaison des composantes α_{xx} moyennées sur différentes zones de la plaque en fonction de l'épaisseur relative – Résultats issus d'observations expérimentales et de la simulation du procédé d'injection (a, b, et c : zones A1, A2, et A3 – d, e, et f : zones B1, B2, et B3)

L'analyse des résultats de comparaison entre la solution numérique et les données d'observation sur l'ensemble de la plaque montre toute la difficulté de prédire correctement la distribution d'orientation des fibres dans l'ensemble de la plaque. Ceci est particulièrement vrai pour la couche de cœur. Son épaisseur et l'orientation des fibres dans celle-ci varie plus fortement que ce qui est prédit.

La cartographie ici obtenue est celle utilisée en entrée de la TPM développée dans le Chapitre III.

IV.3 Influence of the simulated microstructure on the fatigue life assessment

The fibre orientation distribution of the specimen is the input data of any TPM fatigue life estimate methodology. The previous observations showed that a good description of the microstructure is not easy to obtain. The following issue is thus to know the influence of the quality of the fibre orientation determination on the assessment of the fatigue life. It could originate from experimental measurements or numerical simulation of the process. The latter framework is retained here, and the study is conducted in the same specimens as investigated so far.

IV.3.1 Fibre orientation distribution (FOD) in the plate

In section IV.2.2, the obtained simulated description of the microstructure corresponded to an average of the experimental observations. In the case of the observed distribution, a_{xx} varies of approximately 0.1. In order to take into account this variation, 2 other simulations were run. These lead to describe respectively the top and bottom limits of a_{xx} in the shell layer. The top limit of the observed distribution is called C^+ , the bottom limit is called C^- . The distribution identified before (see section IV.2.2) is called C^m .

The component a_{xx} along the relative thickness, for the simulated configuration C^+ , C^m , and C^- and the observed ones C^{YZ} , and C^{XZ} , is shown in **Figure IV.3.1**. The values of a_{xx} measured for each configuration are given in **Table 9**.

In the shell layer, the difference of a_{xx} between C^+ and C^- is approximately 0.1. In terms of orientations, the fibres are closer to the injection direction in C^+ than in C^- . In the core layer, the difference between the two limit configurations is much lower (approximately 0.03) and will be neglected in the following. The difference between both configurations relies therefore mainly on the predicted orientation in the shell layer.

	Shell	Core
C-	0.73	0.14
C ^m	0.78	0.14
C+	0.83	0.11
Cyz	0.69 - 0.80	0.16
Cxz	0.7 - 0.85	0.10

Table 9 : Values of a_{xx} in the shell and core layers for the simulated configuration C⁺, C^m, and C⁻, and the observed ones C^{YZ}, and C^{XZ} (the values for the observed FOD are given with an interval for the shell layer and the minimum value in the core layer)

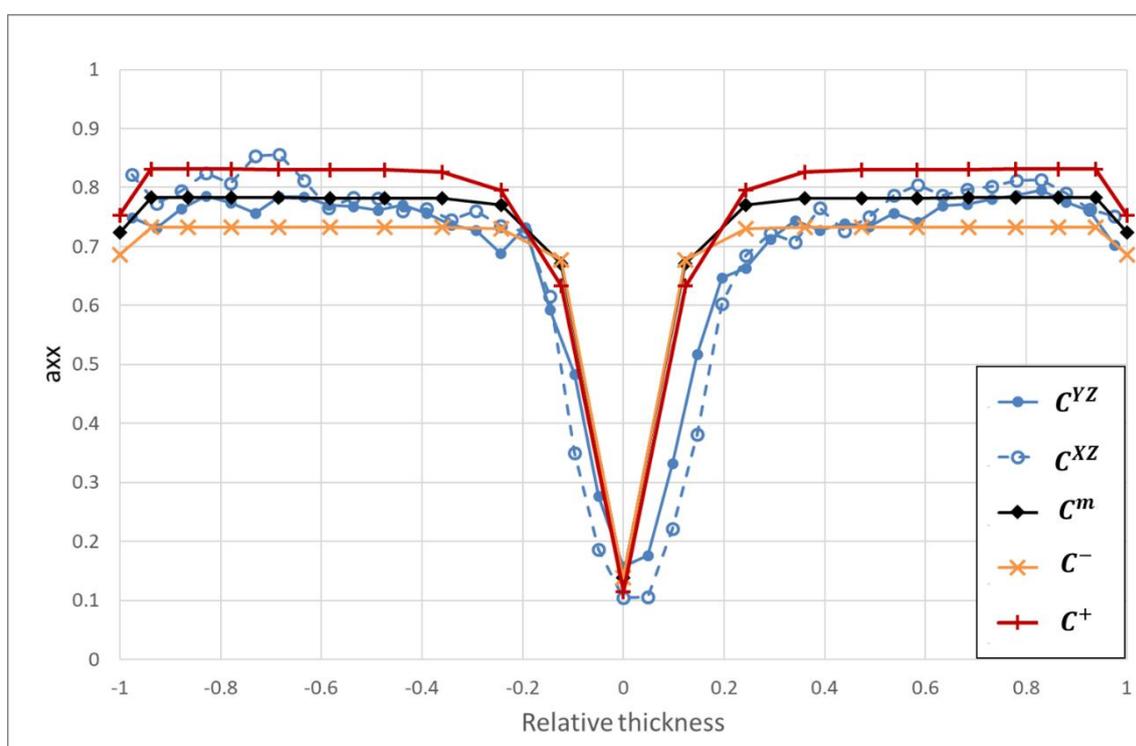


Figure IV.3.1 : Evolution of a_{xx} along the relative thickness of the plate in zone B2 for the simulated configurations C⁻, C^m, and C⁺ and the observed ones C^{YZ}, and C^{XZ}

The differences of orientation distribution, mainly in the shell layer, between the different FOD configuration, should lead to differences on the mechanical response of the material and therefore the predicted fatigue lives.

The component a_{xx} represents the distribution of orientation in the direction \mathbf{X} . $a_{xx} = 1$ and $a_{xx} = 0$ mean that the fibres are perfectly aligned in the direction \mathbf{X} or in the perpendicular direction (\mathbf{Y}) respectively. $a_{xx} = 0.5$ represent a randomly oriented distribution. As a_{xx} increases from C⁻ to C^m and then to C⁺, the probability of alignment of the fibres increases accordingly.

From a macroscopic point of view, the variation of a_{xx} should lead to the variation of the mechanical response in terms of stiffness of each specimen orientation. From a microscopic point of view, the variation of orientation of the fibres should induce more complex stress states.

For the specimen oriented at 0° , even if the loading is nevertheless undergone mainly by the fibres, the local stress state would be obviously less mono-oriented while a_{xx} decreases. For the specimen oriented at 45° and 90° , a decreasing of a_{xx} should lead to an amplification of the local shear stress fields. For these orientations, the matrix mainly undergoes the loading. The presence of the fibres amplifies the local multi-axial state.

In the next section, the mechanical consequences of the variation of FOD between the different configurations will be studied through an energetic analysis.

IV.3.2 Energetic analysis

In section III.2, the TPM at 110°C was developed and identified using the configuration C^m . The same methodology is used here using the configurations C^- and C^+ . From the FE results, the input quantity of the fatigue criterion $f\Delta^*$ is computed for all the different samples conditions (orientation, stress ratio and stress amplitude).

As $f\Delta^*$ is the driving parameters of the fatigue life assessment, the energetic analysis gives all the tools needed to observe, study and understand the influence of the simulated microstructure. Several indicators will be created in order to conduct the analysis considering the mean stress and orientation effect.

The predicted fatigue lives for each FOD configurations will be nevertheless given in the next section.

The evolutions of $f\Delta^*$ as a function of the experimental number of cycles to failure is plotted in **Figure IV.3.2**. For each FOD configuration, the graph displays 6 curves: 2 stress ratio and 3 sample orientations.

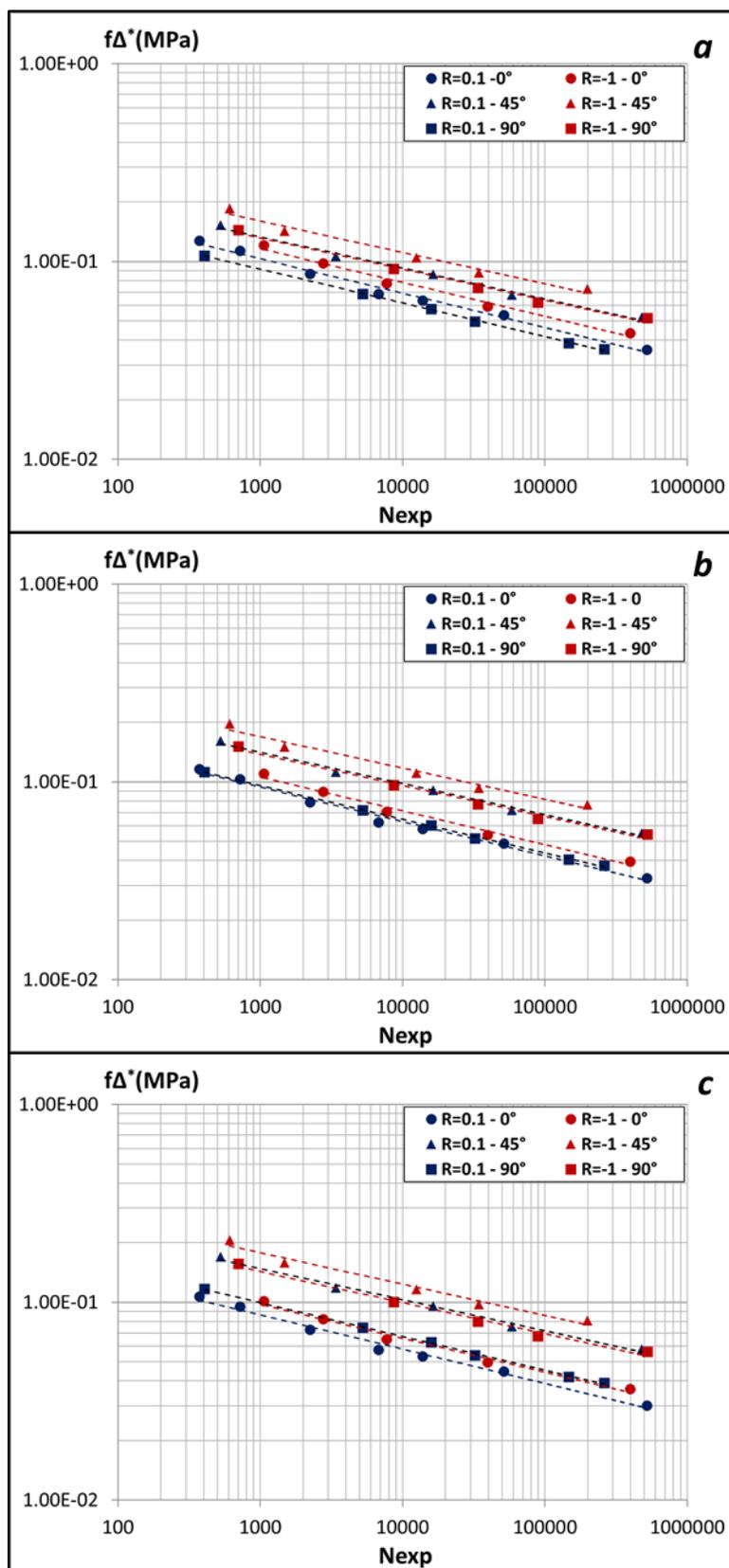


Figure IV.3.2 : Input quantity of the fatigue criterion as a function of the experimental number of cycles to failure for configurations C^- (a), C^m (b), and C^+ (c)

The obtained graphs are similar to that in **Figure III.2.6** (section III.2.5) and can be used to identify parameters C and b of the fatigue criterion (equation (IV.3-1)) from a power regression. As graphs are plotted in log scales, the straight curves follow equation (IV.3-2).

$$f\Delta^* = CN^{-b} \quad (IV.3-1)$$

$$\log(f\Delta^*) = -b \log(N) + \log(C) \quad (IV.3-2)$$

In log scale, $-b$ is the slope of the line and $\log(C)$ the intercept.

Values of parameters b and C are given in **Table 10**, for each configuration, stress ratio and sample orientation. The slope is approximately the same whatever the FOD configuration or the sample condition; only the intercept is different. This should mean that the evolution of the maximum dissipated energy is the same regardless the FOD configuration. Only the level of energy is different. This is at least true in the case of the present study considering only uniaxial tensile fatigue tests and with a given viscoelastic law.

The analysis of the results will be therefore relying on the parameter C .

The observation of the **Figure IV.3.2** show differences between the different configurations that should lead to different quality of fatigue life assessment. The interpretation of the influence of the FOD configuration on the fatigue life driving parameter $f\Delta^*$ observed here will be done thanks to the quantitative data given in **Table 10**.

To do so, different indicators are created:

- c_R is given by equation (IV.3-3). For each specimen orientation for a given FOD configuration, it is the ratio between the parameters C at $R = 0.1$ et $R = -1$.
For example, $c_R(0^\circ - C^+)$ is the ratio between the parameters C for the configuration C^+ , the sample orientation 0° and respectively the stress ratios $R = 0.1$ and $R = -1$.
It will lead to understand the mean stress effect.
- $c_{45^\circ/0^\circ}$ is given by equation (IV.3-4). For each stress ratio for a given FOD configuration, it is the ratio between the parameters C at 45° and 0° .
For example, $c_{45^\circ/0^\circ}(0^\circ - C^+)$ is the ratio between the parameters C for the configuration C^+ , the stress ratio $R = 0.1$ and respectively the sample orientation 45° and 0° .
- $c_{90^\circ/0^\circ}$ is given by equation (IV.3-5). It is the same as $c_{45^\circ/0^\circ}$ only replacing 45° by 90° .
- $c_{45^\circ/90^\circ}$ is given by equation (IV.3-6). It is the same as $c_{45^\circ/0^\circ}$ only replacing 0° by 90° .

$$C_R = \frac{C_{R=0.1}}{C_{R=-1}} \quad (IV.3-3)$$

$$C_{45^\circ/0^\circ} = \frac{C_{45^\circ}}{C_{0^\circ}} \quad (IV.3-4)$$

$$C_{90^\circ/0^\circ} = \frac{C_{90^\circ}}{C_{0^\circ}} \quad (IV.3-5)$$

$$C_{45^\circ/90^\circ} = \frac{C_{45^\circ}}{C_{90^\circ}} \quad (IV.3-6)$$

		fΔ*					
		C	b	C _R	C _{45°/0°}	C _{90°/0°}	C _{45°/90°}
C-	R=0.1 - 0°	0.34	-0.17	0.90			
	R=0.1 - 45°	0.40	-0.16	0.83	1.16		1.33
	R=0.1 - 90°	0.30	-0.17	0.76		0.87	
	R=-1 - 0°	0.38	-0.17				
	R=-1 - 45°	0.48	-0.16		1.26		1.22
	R=-1 - 90°	0.39	-0.16			1.03	
Cm	R=0.1 - 0°	0.31	-0.17	0.90			
	R=0.1 - 45°	0.42	-0.16	0.83	1.34		1.35
	R=0.1 - 90°	0.31	-0.17	0.76		1.00	
	R=-1 - 0°	0.35	-0.17				
	R=-1 - 45°	0.51	-0.16		1.46		1.24
	R=-1 - 90°	0.41	-0.16			1.18	
C+	R=0.1 - 0°	0.29	-0.17	0.90			
	R=0.1 - 45°	0.44	-0.16	0.83	1.53		1.36
	R=0.1 - 90°	0.32	-0.17	0.76		1.13	
	R=-1 - 0°	0.32	-0.17				
	R=-1 - 45°	0.53	-0.16		1.67		1.25
	R=-1 - 90°	0.43	-0.16			1.34	

Table 10 : Values of parameters *C* and *b* of the fatigue criterion for each FOD configuration, stress ratio and sample orientation, and ratios *C_R*, *C_{45°/0°}*, *C_{90°/0°}*, and *C_{45°/90°}*

First the data will be interpreted for a given FOD configuration, then the focus will be on the differences between the configurations.

Analysis of the data considering a given FOD configuration

For each configurations and stress ratio, *C* is higher for the samples oriented at 45° than the ones oriented at 90° and even more at 0°. This can be explained by the fact that at 45°, the shear stress fields are amplified comparing to 0° and 90°, which leads to a higher computed maximum energy.

For each configuration and specimen orientation, C is higher at $R = -1$ than at $R = 0.1$. This is the consequence of the mean stress effect. The studied parameter $f\Delta^*$ is based on the dissipated energy with a correction of the mean stress effect. Because of this correction, one should not conclude on the origin of this stress effect based on the data available. However, resolution of equation (IV.3-1) gives $f > 1$ in the case of $R = 0.1$ and $f = 1$ in the case of $R = -1$. The dissipated energy is well indeed higher for stress ratio $R = -1$. Considering that the hysteresis area of the macroscopic stress strain loops presented in Chapter II represent the dissipated energy, this latter observation is consistent with experimental data.

For each configuration, c_R decreases with the increasing of the sample's orientation. It means that the mean stress effect is higher for the samples oriented at 90° than at 45° and even more at 0° . For the specimen oriented at 0° , the loading is mainly undergone by the elastic fibres. The mean stress should indeed not affect the value of the computed energy a lot. In the opposite, for the specimen oriented at 90° , the loading is mainly undergone by the viscoelastic matrix, which explain the difference. The specimens oriented at 45° represent an in-between fibre orientation distribution, and so display in-between results.

For each configuration, $c_{45^\circ/0^\circ}$ increases between $R = 0.1$ and $R = -1$. The orientation effect between specimen oriented at 45° and the reference 0° is amplified at $R = -1$. This is consistent once again with the fact that at 45° , the viscoelastic matrix undergoes the loading more than at 0° . The same case is observed for $c_{90^\circ/0^\circ}$, which is consistent for the same reasons. $c_{45^\circ/90^\circ}$ decreases between $R = 0.1$ and $R = -1$ in contrary. It shows once again the in-between situation represented by the orientation 45° with both fibres and matrix undergoing the loading, leading to a complex local stress state.

Evolution of the data between the different FOD configurations

According to results in **Figure IV.3.2**, the configuration C^+ displays a stronger orientation effect than the configuration C^- . The configuration C^m is intermediate.

For both stress ratios, the values of C decreases between C^- and C^m and then C^+ for the specimen oriented at 0° while it increases for the specimen at 45° and 90° . The increasing of a_{xx} in the same way leads to a stronger alignment of fibres and a lower stress on the matrix for the specimen orientated at 0° . The elastic behaviour of the glass fibre being not dissipative, all that lead to the decreasing of C . For the specimen oriented at 45° and 90° , it would lead to a higher stress on the matrix inducing the increasing of C . This observation is logically associated to the increasing of

c_{45-0° and c_{90-0° from C^- to C^m and then C^+ . However, the fact that c_{45-0° almost stagnates for a given stress ratio explains that variations of orientation distribution in the shell layer does affect the local response of the specimen oriented at 45° and 90° but does not capture potential variations of evolution of the dissipation between these two orientations. The manner $f\Delta^*$ is obtained (averaged in the volume of the element – see section III.2.4) can also hide the differences that could occur locally.

According to results in **Figure IV.3.2**, the mean stress effect does not seem affected by the FOD.

For each orientation, the values of c_R is indeed the same for all the different configurations. The question on the influence of the microstructure on the mean stress effect was not raised from now on due to the fact that only one FOD configuration was considered. This fact that no variation of this effect is observed using different configuration seems strange since the local mechanical fields should be different from one FOD configuration to another. Different sources within the modelling itself could explain this potential error.

The side study around the question of the existence of a local stress ratio is developed in Chapter III. It considers a composite material with the same viscoelastic law for the matrix that the one identified in section III.1.2.1 and a very low elastic modulus for the fibres in order that it does not govern the mechanical response of the composite material. The fibres are considered mono-oriented through de thickness. Different fatigue loading types (uniaxial and biaxial tensile and shear) are tested for a stress ratio of $R = -1$. The FE simulation is run with load control. The results show that whatever the loading type, the local homogenised stresses are in phase with the applied load and respect the applied stress ratio $R = -1$. The homogenised strains are not in phase (late) and the strain ratio (constructed like the stress ratio as the ratio between the minimum and maximum strain) is not equal to -1 . Due to the load control of the FE simulation, the notion of a local stress ratio does not make sense numerically.

The consequences of this study on the question in this present section are that whatever the local fibre orientation and the loading type, the stress ratio is the same as the macroscopic applied one. This explains the fact that the mean stress effect is not affected by the change of the FOD configuration.

The energetic analysis showed that the fatigue life driving parameter $f\Delta^*$ for each specimen orientation and stress ratio is affected by the FOD distribution. The orientation effect is amplified when the fibres are the more likely oriented in the direction of injection (configuration C^+). The

results of the analysis lead to consider that the mean stress effect stays the same whatever the FOD distribution. However, the FE simulation is responsible for the synchronisation in time and ratio of the local stress fields to the macroscopic applied stress.

The assessment of the fatigue lives using the different considered FOD configuration should lead to the same results.

IV.3.3 Influence of the microstructure on the prediction of the fatigue life

In this section, the influence of the FOD configuration on the predicted fatigue life will be analysed.

IV.3.3.1 Identification of the fatigue criterion parameters

The energetic analysis in section IV.3.2 gave one curve of identification per stress ratio, sample orientation and FOD configuration (**Figure IV.3.2**). In Chapter III, the parameters of the fatigue criterion were identified from the curve $R = -1 - 0^\circ$ (samples oriented at 0° and tested at $R = -1$). For a given FOD configuration, the parameter C being different from one condition to another and the parameters b the same, the quality of the fatigue life prediction for one condition depends directly on the ratio between C of the given condition and C of the identification. The identification consists therefore in choosing a condition for which the parameter C is approximatively the mean of all the other parameters. As for the configuration C^m , for both configurations C^- and C^+ the condition $R = -1 - 0^\circ$ is mean, according to both **Figure IV.3.2** and **Table 10**.

For each FOD configuration, the identified parameters of the fatigue criterion are given in the Table 11.

	C	b
C-	0.38	-0.17
Cm	0.35	-0.17
C+	0.32	-0.17

Table 11 : Parameters of the fatigue life criterion for each FOD configuration, C^- , C^m , and C^+

IV.3.3.2 Fatigue life assessment for each FOD configuration

The fatigue lives of the specimen are assessed for all conditions (orientation and stress ratio) using each FOD configuration and the criterion parameters identified accordingly.

The predicted fatigue lives for each configuration are given in **Figure IV.3.3** (Configuration C^-), **Figure IV.3.4** (Configuration C^m), and **Figure IV.3.5** (Configuration C^+). The graph giving the results for the configuration C^m is the same as in **Figure III.3.4** in section III.3.2.

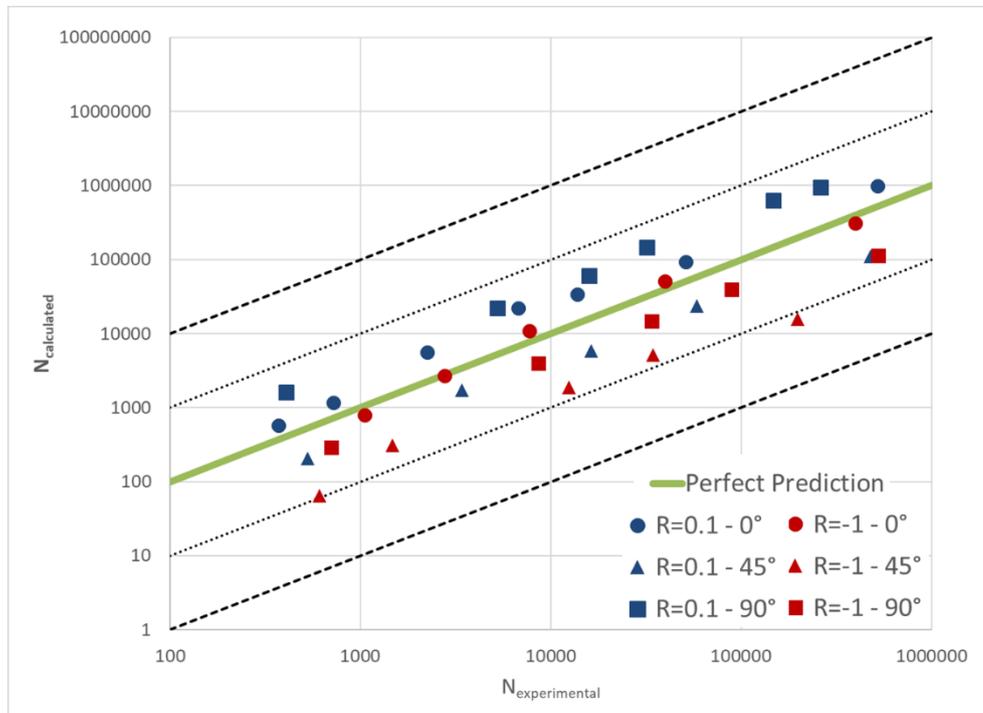


Figure IV.3.3 : Quality of the fatigue life's assessment methodology at 110° in the viscoelastic framework with the FOD configuration C^- . Simulated against experimental number of cycles to failure

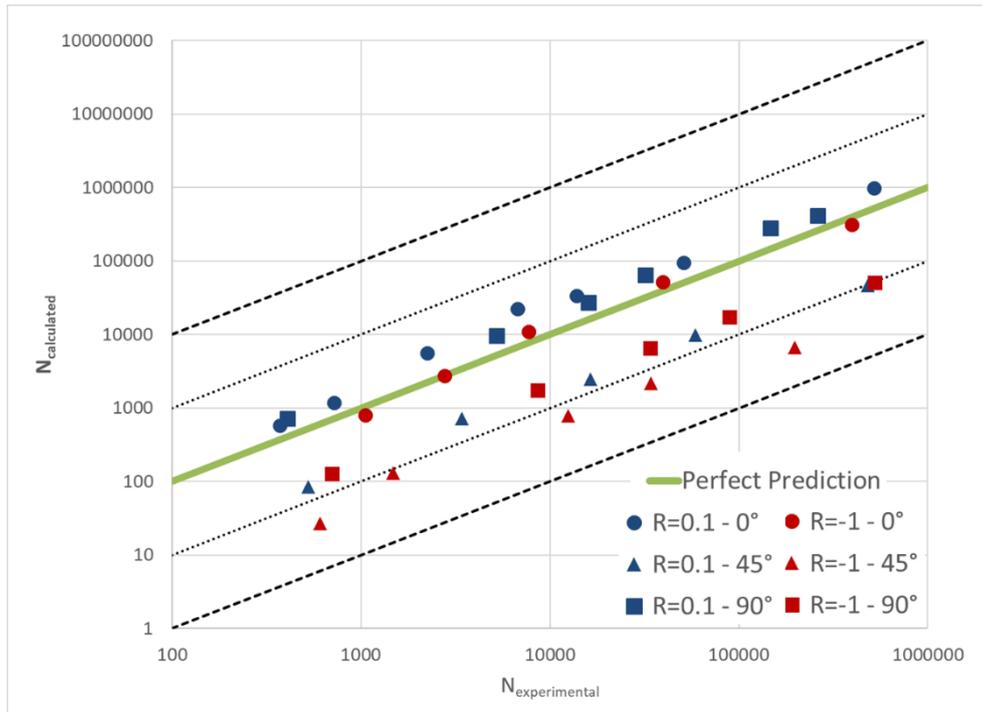


Figure IV.3.4 : Quality of the fatigue life's assessment methodology at 110° in the viscoelastic framework with the FOD configuration C^m . Simulated against experimental number of cycles to failure

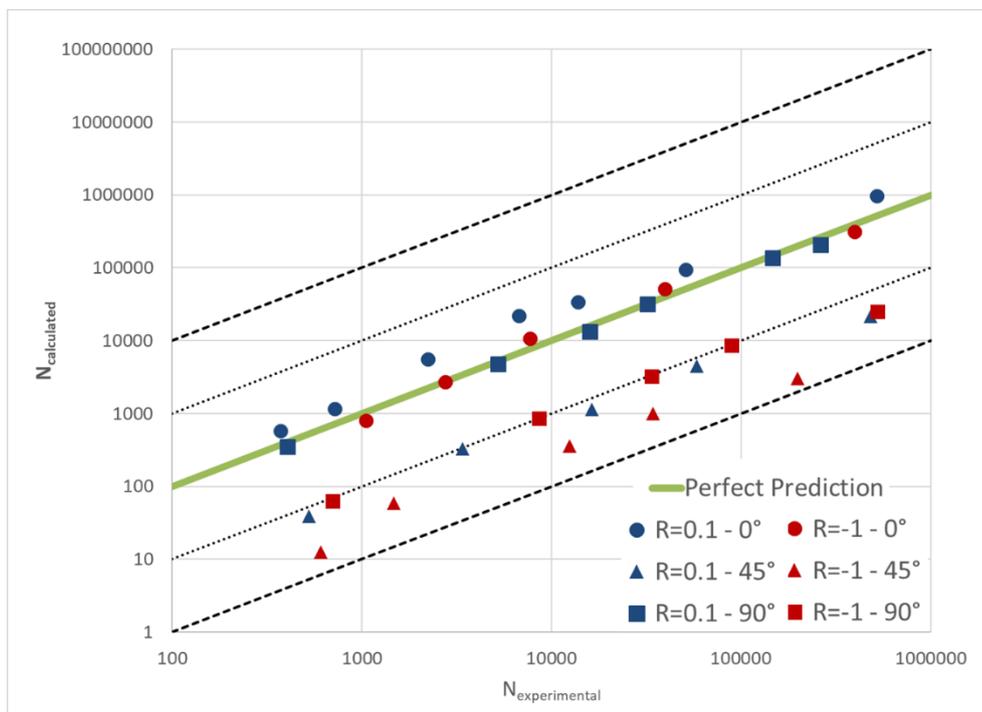


Figure IV.3.5 : Quality of the fatigue life's assessment methodology at 110° in the viscoelastic framework with the FOD configuration C^+ . Simulated against experimental number of cycles to failure

The comparison between the results for each FOD configuration confirms the energetic analysis interpretations done in section IV.3.2.

Due to the amplification of the orientation effect for the configuration \mathcal{C}^+ in comparison to the configurations \mathcal{C}^m and \mathcal{C}^- , the prediction of fatigue life is the worse. For \mathcal{C}^- , the predicted fatigue lives are within 1 decade from the perfect prediction. For \mathcal{C}^+ , the predicted fatigue lives are between -2 and +1 decades from the perfect prediction.

As expected, considering the load-controlled FE analysis, the mean stress effect stays the same.

The fatigue criterion parameters used in the extended TPM methodology can be identified from only one SN curve. If these parameters are known for a given material, they could potentially be used without re-identification for the same material. The simulated microstructure does affect the prediction of fatigue life. The underlying question is to know if using a FOD configuration, coming from a different injection simulation than the one that was used for the identification of the fatigue criterion's parameters, will affect the fatigue life prediction. To answer this question, the fatigue criterion, identified from the configuration \mathcal{C}^m , is applied to the configurations \mathcal{C}^- and \mathcal{C}^+ . The parameters of the criterion are given in **Table 11**.

Results are displayed in **Figure IV.3.6**. The full symbols are the results displayed in **Figure IV.3.3** and **Figure IV.3.5** and obtained by identifying the criterion parameters for each FOD configuration. The empty symbols are the results of the application of the fatigue criterion identified from the configuration \mathcal{C}^m .

As expected by considering the energetic analysis done in section IV.3.2, the modification of the fatigue criterion parameters leads to a translation of the curves. For a given experimental number of cycles to failure, the simulated fatigue life is either underestimated (for the configuration \mathcal{C}^-) or overestimated (for the configuration \mathcal{C}^+). However, it does not modify the conclusions done before from the energetic analysis for both configurations \mathcal{C}^- and \mathcal{C}^+ .

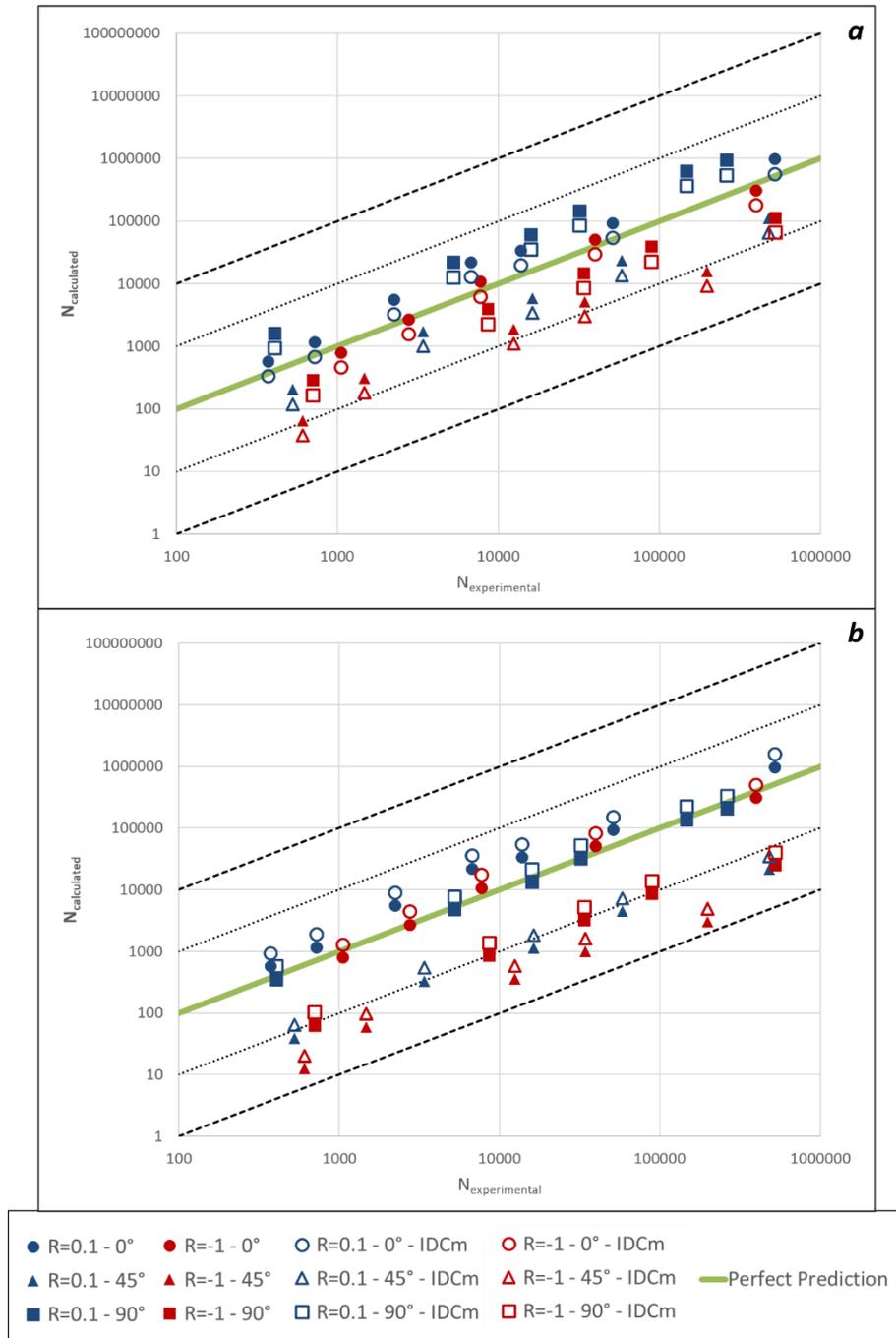


Figure IV.3.6 : Comparison of the quality of the fatigue life assessment between the application of a fatigue criterion identified using the configuration C^m and identified using the configuration C^- (a) or C^+ (b). Simulated against experimental number of cycles to failure

IV.4 Conclusions

L'étude de l'influence de la microstructure simulée sur la qualité de prédiction de la durée de vie est étudiée dans cette partie. Cette étude a été permise grâce à la collaboration avec A. Bernasconi et E. Conrado de l'Institut Polytechnique de Milan (Italie). Elle est basée sur la réalisation, à Milan, d'une série de simulations d'injection des plaques servant par la suite à la confection des éprouvettes d'essais.

Le logiciel Moldflow® est utilisé pour réaliser ces simulations. Les paramètres du modèle sont découpés en deux sous-familles. La première est liée aux paramètres d'injection qui sont pris identiques à ceux fournis par le fabricant des plaques. La deuxième est liée au calcul du tenseur d'orientation de second ordre \mathbf{a} , dont les valeurs diagonales, comprises entre 0 et 1, représentent la direction des fibres dans les directions \mathbf{X} , \mathbf{Y} , et \mathbf{Z} . Ce calcul est réalisé via un modèle RSC (Reduced Strain Closure) qui comprend 2 paramètres à identifier.

Le modèle choisi est un modèle 2D constitué d'éléments coques triangulaires comprenant 21 points d'intégration dans l'épaisseur. En chaque point d'intégration est calculé un tenseur d'orientation permettant de rendre compte de l'évolution de la distribution d'orientation particulière (sous forme de couches peau et cœur) dans l'épaisseur de la plaque. La répartition dans l'épaisseur des points d'intégration étant la même d'un élément à l'autre, 21 couches peuvent être définies dans l'épaisseur, à l'échelle de la plaque.

La question de la taille de maille du modèle a d'abord été posée. L'étude sous-jacente consiste à définir une taille de maille optimale permettant de représenter un volume élémentaire. Ceci signifie que cette maille doit être assez grande pour être représentative de la microstructure du matériau mais pas non plus trop grande pour pouvoir capter les effets de gradients locaux, faibles dans le cas d'éprouvettes haltères mais potentiellement plus marqué dans le cas de pièces présentant des singularités géométriques. L'étude réalisée porte sur l'évolution des composantes diagonales du tenseur d'orientation, moyennées par couche sur différentes zones données sur la plaque, en fonction de la taille de maille. Pour une plaque d'une épaisseur de 3,3mm, les valeurs considérées ont tendance à diverger pour des tailles de maille inférieures à 1mm. Au-dessus, les valeurs considérées n'évoluent pas. Une taille de maille minimale est ainsi définie et est égale à environ 1mm.

Des premières simulations réalisées sur un cas pour lequel les paramètres de simulation (deuxième famille) étaient déjà connus, ont été reproduites. Les résultats ont permis d'observer la distribution d'orientation des fibres dans l'ensemble de la plaque. De ces observations a découlé la définition de deux zones. La première, proche du seuil d'injection, dans laquelle la distribution par couche

n'est pas homogène et ce principalement au niveau de la couche de cœur. La deuxième, plus éloignée, dans laquelle la distribution d'orientation est beaucoup plus homogène. Cette première étude a permis de définir une zone d'intérêt au niveau de laquelle l'orientation est homogène par plaque et qui sera donc la zone de découpe des éprouvettes d'essais. Les variations importantes d'orientation dans l'ensemble de la plaque poussent à considérer qu'une seule découpe d'éprouvette par plaque afin de garantir la reproductivité de la microstructure en son centre, au niveau de la zone utile.

Dans le cas de l'étude, les paramètres de simulation pour le matériau support, le PA66GF30 sous forme de plaques injectées, ont été identifiés. Cette identification a été permise grâce à des observations expérimentales réalisées par P. Hine (Université de Leeds, UK) en différentes zones prédéfinies de la plaque. Une de ces zones est située au centre de la zone d'intérêt définie auparavant. Les résultats obtenus sont les composantes diagonales du tenseur d'orientation dans l'épaisseur de la plaque au niveau de chaque zone d'étude. Ces observations expérimentales ont permis dans un premier temps de confirmer la tendance des résultats de simulation en termes de distribution d'orientation des fibres dans la plaque et donc de zone d'homogénéité. L'identification des paramètres de simulation a été réalisée en s'appuyant sur les résultats au niveau de la zone d'intérêt. La comparaison entre distribution d'orientation dans l'épaisseur, simulée et observée, a ensuite été réalisée sur l'ensemble des zones de la plaque.

Les données d'observations présentent des variations d'orientation dans la couche de peau, contrairement à la solution numérique qui donne une orientation constante. L'identification des paramètres a donc été réalisée de telle sorte que la solution numérique présente une valeur moyenne de ces variations.

La solution numérique obtenue au niveau de la zone d'intérêt est satisfaisante. Cependant, les prédictions d'orientation obtenues dans les autres zones d'études sont moins bonnes. L'ensemble de ces résultats montrent la difficulté de prédire correctement la distribution d'orientation des fibres dans l'ensemble de la plaque et plus particulièrement au niveau de la couche de cœur.

Les cartographies d'orientation des fibres dans la plaque, qui sont utilisées pour le développement de la TPM à 110°C (Chapitre III), ont été ainsi réalisées.

Compte tenu de la difficulté de prédire correctement les distributions d'orientation dans la plaque, la question de l'influence de la microstructure obtenue par simulation sur la qualité de prédiction de durée de vie en fatigue s'est posée et a été démontrée.

Pour réaliser cette étude, deux autres cartographies ont été réalisées. Les deux ont été identifiées sur la zone d'intérêt à partir des mêmes données d'observation. Compte tenu des variations

d'orientations mesurées expérimentalement dans la couche de peau, ces deux nouvelles configurations tentent d'encadrer ces variations.

Trois configurations conduisant à des distributions d'orientation des fibres différentes sont donc disponibles. La méthodologie TPM a été déroulée pour les deux nouvelles configurations (la première avait déjà été utilisée dans le cadre du développement de la TPM dans le Chapitre III) jusqu'au post-traitement des champs de simulation élément finis donnant la quantité en entrée du critère de fatigue. Dans un premier temps une analyse énergétique est réalisée. Elle s'appuie sur l'étude du paramètre $f\Delta^*$, pilote de la durée de vie dans le modèle développé. Les courbes obtenues pour chaque configuration FOD, orientation d'éprouvette et rapport de charge de $f\Delta^*$ en fonction du nombre de cycles à rupture expérimental ont permis une analyse quantitative s'appuyant sur différents indicateurs. Les résultats montrent l'amplification de l'effet d'orientation lorsque la distribution d'orientation présente un alignement plus important des fibres dans la direction d'injection dans la couche de peau. L'effet de contrainte moyenne ne semble au contraire pas affecté par ces variations d'orientations.

Les sources de ces effets sont multiples et dévoilent certaines limites du modèle développé. Dans un premier temps, la variation de distribution des fibres a un effet très local puisque modifie les champs locaux de contrainte et déformation. Or une analyse basée sur une grandeur $f\Delta^*$ moyennée sur le volume de l'élément gomme les aspects locaux de la réponse mécanique en conduisant notamment à masquer les différences entre les orientations 45° et 90° . Dans un second temps, le calcul par éléments finis piloté en charge conduit à une synchronisation du champ de contrainte local au chargement macroscopique appliqué et au rapport de charge appliqué.

Ces résultats sont confirmés par la qualité de prédiction de durée de vie obtenus en identifiant les paramètres du critère de fatigue à partir des éprouvettes orientées à 0° et testées à $R = -1$ pour chacune des configurations. L'effet d'orientation plus important pour une configuration conduit à une plus mauvaise prédiction des durées de vie.

Une dernière analyse réalisée consiste à étudier l'influence du choix d'identification des paramètres du critère de fatigue. Les paramètres du critère identifiés dans le déroulement de la TPM à partir de la première cartographie créée ont été appliqués aux deux nouvelles cartographies. Le résultat présente une translation de la prédiction qui reste identique quelle que soit la condition (orientation d'éprouvette et rapport de charge). Dans la limite des différences de microstructure créées entre les cartographies, les paramètres du critère de fatigue n'affectent que très peu la qualité de prédiction, qui reste qualitativement la même que celle obtenue à partir de chacune des cartographies.

CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES

Conclusions

L'objectif de ces travaux de thèse est de proposer un modèle de dimensionnement en fatigue pour des pièces en thermoplastiques renforcés de fibres de verre courtes à 110°C. Le modèle développé s'appuie sur une approche par critère de fatigue dans une démarche complètement intégrée, de la simulation du procédé de fabrication par injection d'une pièce à la prédiction de sa durée de vie. La grandeur critique en entrée de ce critère est issue d'une description micromécanique du comportement. À haute température, le principal enjeu des travaux est l'intégration du comportement viscoélastique du matériau.

La méthodologie employée s'appuie sur les travaux de Klimkeit et al. qui avaient proposé une démarche TPM (« Through Process Modelling ») similaire, validée sur éprouvettes à température ambiante, dans le cadre élastique pour différents matériaux, trajets de chargement et rapports de charge [Klimkeit, 2009; Klimkeit et al., 2011b]. Cette approche est fondée sur le chainage de trois logiciels commerciaux Moldflow®-Digimat®-Abaqus®.

Construction d'une base de données expérimentale

Dans un premier temps, une base de données expérimentale a été construite. L'intérêt de la construction d'une telle base de données est multiple, pour (i) l'identification des paramètres du modèle, (ii) la justification de la démarche de dimensionnement par critère de fatigue et (iii) la validation sur éprouvette de l'ensemble de la démarche.

Cette base de données expérimentale est composée d'essais de fatigue en traction uniaxiale à 110°C, réalisés sur des éprouvettes découpées dans des plaques injectées de PA66GF30 selon différentes orientations par rapport à la direction d'injection et testées pour 2 rapports de charge ($R = 0.1$ et $R = -1$).

La réalisation de ces essais a permis, dans un premier temps, la construction des courbes de Wöhler associées à chaque condition d'essais (orientation et rapport de charge) donnant donc accès au nombre de cycle à rupture expérimental.

Un autre résultat important de l'étude expérimentale est lié à la définition d'un état stabilisé, s'appuyant sur l'étude des évolutions des aires de boucle, modules sécants et déformations moyennes. L'analyse des résultats ne permet pas de définir le premier cycle stabilisé mais de trouver un cycle représentatif d'un état stabilisé pour l'ensemble des conditions d'essais. Ce cycle est ainsi défini comme le 100ème cycle expérimental. Il est stabilisé au sens de l'évolution de l'aire de boucle et du module sécant mais pas de la déformation moyenne. Ceci est de moindre importance dans le

cas présent car le critère de fatigue n'implique pas directement le niveau de déformation.

Un phénomène de thermo-oxydation, observé par changement de couleur des éprouvettes passant plus de 5 jours dans l'enceinte climatique a fait l'objet d'une étude particulière. L'utilisation d'un critère de fatigue nécessite en toute rigueur que soit stabilisée la grandeur mécanique équivalente en entrée du critère. Ainsi, un changement de comportement dû à l'oxydation selon les durées d'essai remettrait fortement en cause l'application d'une approche par critère et donc la fiabilité de l'ensemble de la méthodologie dans le cas où les aspects du comportement qui sont affectés sont ceux qui pilotent la durée de vie en fatigue. Pour s'assurer de la faible influence de l'oxydation observée sur le comportement du matériau au cours du temps, une étude a été réalisée. Les résultats de celle-ci amènent à considérer que dans le cadre temporel des essais de fatigue, la thermo-oxydation n'a pas d'influence de premier ordre sur les propriétés mécaniques au bout de 6 jours de vieillissement.

Simulation du procédé d'injection

La distribution d'orientation des fibres dans la pièce étudiée est le paramètre d'entrée du modèle de comportement, permettant ainsi la prise en compte de la microstructure hétérogène locale induite par le procédé d'injection.

Les cartographies d'orientation sont obtenues par simulation d'injection sous la forme d'un tenseur d'orientation de second ordre par point d'intégration du modèle. Dans le cadre de ces travaux de thèse, les simulations ont été réalisées à l'institut Polytechnique de Milan (Italie), en collaboration avec A. Bernasconi et E. Conrado. L'objectif de ces travaux était d'obtenir une cartographie d'orientation prédisant correctement la distribution d'orientation des fibres dans la plaque de PA66GF30 injectée, matériau support de l'étude globale.

Le modèle numérique considéré est un modèle en coque. Le maillage est constitué d'éléments coques triangulaire avec 21 points d'intégrations dans l'épaisseur permettant ainsi de connaître les évolutions des orientations de fibres dans l'épaisseur. La taille de maille retenue est de 1mm. Il a été établi qu'il s'agit de la taille minimale admissible en dessous de laquelle les prédictions d'orientation divergent d'une taille de maille à l'autre.

Afin d'identifier les paramètres attachés au calcul de l'orientation des fibres selon un modèle RSC (« Reduced Strain Closure »), des observations expérimentales ont été réalisées par P. Hine de l'Université de Leeds (Grande Bretagne) sur différentes zones de la plaque. Celles-ci permettent la reconstruction du tenseur d'orientation moyenné par couche à partir des dimensions des ellipses caractéristiques de la coupe des fibres selon un plan donné. La zone sur laquelle s'est appuyée

l'identification est une zone correspondant à la position de découpe de l'éprouvette et pour laquelle la distribution d'orientation est homogène par couche.

À partir de ces paramètres identifiés, une cartographie de prédiction d'orientation des fibres dans la plaque a été produite et est utilisée dans le cadre du développement de l'outil de dimensionnement.

L'étude des résultats de simulation, s'appuyant sur les observations expérimentales, montre qu'il est difficile de prédire correctement les orientations sur l'ensemble de la plaque. La description de la couche de cœur, en termes d'épaisseur et d'orientation est notamment un point délicat. Cependant les prédictions d'orientation dans la couche de peau sont satisfaisantes.

Estimation des propriétés effectives locales et simulation mécanique des chargements de fatigue : intégration d'une loi de comportement viscoélastique pour la matrice thermoplastique

L'estimation des propriétés effectives locales est réalisée, par homogénéisation, par le logiciel Digimat®. L'intégration de la viscoélasticité dans le modèle est permise par la définition d'une loi de comportement pour la matrice et via une méthode d'homogénéisation adéquate. Pour une première approche dans ce cadre, le choix d'une loi linéaire, disponible dans Digimat®, sous forme de séries de Prony est réalisé. L'objectif est ici de modéliser une loi de comportement homogénéisée prenant en compte la microstructure particulière de la pièce étudiée et conduisant à une stabilisation cyclique nécessaire pour l'application du critère de fatigue.

Afin de construire une loi simple et ne conduisant pas à des temps de calculs coûteux en temps, les séries de Prony impliquent 3 branches. La distribution (poids et temps de relaxation des modules de cisaillement et de compressibilité) a été identifiée en s'appuyant sur des essais cycliques en traction uniaxiale sur matériaux composites. Ces essais uniaxiaux à l'échelle macroscopique ne génèrent pas suffisamment d'effets de multiaxialité (bien que présents à l'échelle des constituants) pour permettre une identification distincte des composantes déviatorique et hydrostatique du comportement de la matrice. Les poids et temps de relaxation ont donc été considérés égaux pour les modules de cisaillement et de compressibilité.

L'étude de l'évolution des paramètres de boucles contrainte – déformation axiales macroscopiques réalisée à partir des données de la base expérimentale en fatigue a conduit à considérer le 100ème cycle expérimental comme représentatif de l'état stabilisé. Afin d'éviter la simulation de 100 cycles pour atteindre un état stabilisé, la loi de comportement de la matrice a été identifiée de telle manière à ce que la seconde boucle contrainte – déformation macroscopique simulée ait les mêmes

propriétés que le 100ème cycle expérimental. Il va de soi que, dans ces conditions, l'évolution de la déformation moyenne ne peut être captée ; seuls l'aire de boucle et le module sécant pourront être considérés.

Une fois la loi de la matrice identifiée, chaque cas d'essais (pour les trois orientations d'éprouvette et pour les 2 rapports de charge) a été simulé par éléments finis sur deux cycles à une fréquence de 2Hz, le processus d'homogénéisation viscoélastique étant appelé à chaque pas de temps du calcul.

Application d'un critère de fatigue en énergie dissipée

En s'appuyant sur les travaux de Jégou et al. [Jégou et al., 2013], le critère choisi est un critère en énergie dissipée. Cette quantité physique est calculée à partir des champs de contrainte et de déformation au cours du second cycle simulé. En considérant, au cours du cycle, l'énergie stockée nulle, l'énergie dissipée est finalement égale à l'énergie reçue. Afin de prendre en compte les effets de contrainte moyenne, une fonction macroscopique de correction f est appliquée [Kujawski and Ellyin, 1995].

L'énergie dissipée est calculée par post-traitement des champs de contrainte et déformation locaux en sortie de simulation EF sur le second cycle. Pour chaque élément, l'énergie est moyennée sur le volume de l'élément. L'énergie moyenne maximale Δ^* obtenue sur l'ensemble des éléments est la quantité en entrée du critère de fatigue.

L'identification des paramètres du critère s'appuie sur l'évolution de la quantité $f\Delta^*$ en fonction du nombre de cycle à rupture expérimental. Les courbes obtenues pour chaque orientation d'éprouvette et rapport de charge présentent, en échelle logarithmique, les mêmes pentes. Il en découle que la dispersion de niveaux d'énergie entre les différentes courbes impacte directement la dispersion des résultats de prédiction de durée de vie. Pour garantir une qualité de prédiction correcte pour toutes les conditions, la courbe moyenne sur l'ensemble de ces conditions est choisie pour identifier le critère. Ainsi, la courbe des éprouvettes orientées à 0° et chargées à $R = -1$ est choisie pour l'identification des paramètres du critère.

Estimation de durée de vie

La validation de la démarche consiste à obtenir puis analyser les prédictions de durée de vie, via l'outil TPM à 110°C , pour l'ensemble des conditions d'essais. Les résultats sont satisfaisants conduisant à des prédictions comprises entre -1 et +1 décade de la prédiction parfaite. Des effets d'orientation et contrainte moyenne sont observés.

Concernant les effets d'orientation, différentes sources d'erreur sont relevées. En premier lieu, les erreurs relatives, calculées dans le cadre de l'identification de la loi, sur l'aire et le module sécant des boucles contrainte – déformation macroscopiques montrent que la loi viscoélastique entraîne une surestimation du module sécant des éprouvettes orientées à 0° et une sous-estimation de ceux des éprouvettes à 90° . On peut alors craindre que cela entraîne une sur et sous-estimation des rigidités locales et donc exacerbe, inversement, les variations d'énergies dissipées entre les différentes orientations.

Les effets de contrainte moyennes sont moindres et sont finalement bien corrigés par la fonction ajoutée. En effet, les prédictions obtenues par l'application du critère sans fonction correctrice, identifié à partir des éprouvettes orientées à 0° et chargées à $R = -1$, présentent des résultats bien plus mauvais. Les durées de vie des éprouvettes chargées à $R = 0.1$ sont largement surestimées, jusqu'à +2 décades par rapport à la prédiction parfaite.

Afin de quantifier l'apport de la prise en compte de la viscoélasticité dans la TPM pour des applications à 110°C , les résultats ont été confrontés à ceux de la TPM dans sa version élastique originale développée par Klimkeit [Klimkeit, 2011b]. Les propriétés élastiques de la matrice à 110°C sont fournies par le fournisseur tandis que le critère en énergie élastique est identifié sur les données des éprouvettes orientées à 0° et chargées à $R = -1$. Les résultats obtenus dans le cadre élastique sont fortement dispersés et présentent un fort effet de contrainte moyenne. Ceci conduit à une sous-estimation de la durée de vie des éprouvettes à $R = 0,1$ de plus de 3 décades en identifiant les paramètres du critère sur les éprouvettes orientées à 0° et chargées à $R = -1$. À haute température, le cadre élastique ne permet donc pas de capter l'effet de contrainte moyenne et donc l'influence du fluage induit.

Influence de la qualité de prédiction d'orientation sur l'estimation de la durée de vie

L'influence de la qualité de la prédiction d'orientation en entrée du modèle de dimensionnement, sur les durées de vie prédites en fatigue, est étudiée en utilisant 3 cartographies d'orientation différentes en entrée du modèle de dimensionnement.

Ces différences concernent surtout la qualité de prédiction d'orientation des couches de peau.

Les résultats montrent une amplification de l'effet d'orientation lorsque la distribution présente un alignement plus important des fibres dans la direction d'injection dans la couche de peau (a_{xx} surestimé dans la couche de peau). L'effet de contrainte moyenne ne semble au contraire pas affecté par ces variations d'orientations. Une modification de la distribution d'orientation locale modifiant l'état de contrainte local, on pourrait s'attendre à une évolution du rapport de charge

localement. Cependant, en pilotant le calcul par éléments finis en contrainte, le champ de contrainte homogénéisé local est en phase avec la contrainte appliquée et présente le même rapport de charge, quel que soit le trajet de chargement (uniaxial, equi-biaxial ou cisaillement). La variation de la distribution d'orientation n'influence donc pas l'effet de rapport de charge.

Perspectives

Une des principales limites de cette étude est que seuls des essais de fatigue en traction uniaxiale aient été pris en compte. La diversification des cas de chargement présenterait différents avantages dans la construction de la loi de comportement – pour mieux rendre compte des états locaux multiaxiaux – d’une part, et dans la validation de la démarche globale, d’autre part.

Différentes perspectives de travaux futurs sont ici proposées.

Amélioration de la loi de comportement

La diversification des cas de chargements (torsion, cisaillement, traction-torsion) permettrait d’enrichir la loi de comportement affectée à la matrice en distinguant les parts déviatorique et sphérique du comportement.

Afin de prendre en compte l’influence de la haute température, l’intégration de la viscoélasticité est une première étape. L’intégration d’un cadre viscoélastique-viscoplastique, dont l’efficacité a été démontrée, pourrait constituer une suite logique.

Une méthode plus précise d’identification de la loi retenue pour la matrice serait également nécessaire. L’observation des champs de température en cours d’essais associés à l’énergie dissipée, comme on peut le retrouver chez plusieurs auteurs dans le cadre de la fatigue des thermoplastiques renforcés fibres courtes [Jégou et al., 2013; Leveuf et al., 2018; Marco et al., 2014] pourrait conduire à un critère local d’identification des paramètres de la loi de comportement en comparant les champs de dissipation expérimentaux et numériques.

La nécessité d’intégrer la distribution d’orientation des fibres d’une pièce injectée en entrée de la loi de comportement est aujourd’hui actée. Cependant, sur des géométries complexes de pièces, la microstructure ne se limite pas simplement à la distribution d’orientation mais également de longueur et taux de fibres. Ces paramètres influencent la durée de vie en fatigue et leur variation locale pourrait engendrer des phénomènes multiaxiaux encore non modélisés à l’échelle de la pièce.

Amélioration de la prise en compte de la microstructure

La prédiction d’une telle microstructure nécessiterait le développement d’outils de prédiction plus complexes. Par observation expérimentale, la tomographie pourrait très bien permettre de reconstruire cette microstructure en utilisant des outils d’analyse d’image précis. Cela permettrait de donner le choix ensuite de travailler en champs complets ou de redéfinir, par point, un tenseur

d'orientation, la longueur moyenne pondérée et le taux de fibres. Cela permettrait également de calibrer un outil de simulation du procédé d'injection rendant compte de l'ensemble de ces paramètres.

Amélioration du critère de fatigue

Les critères énergétiques semblent aujourd'hui les plus à même de prédire correctement les durées de vie des thermoplastiques renforcés. Parmi eux, ceux basés sur l'énergie dissipée sont largement utilisés.

La valeur du FIP, ici l'énergie dissipée, en entrée du critère dépend de la loi de comportement mais également du volume d'intégration de cette énergie. Étant donnée la microstructure complexe et la présence de gradients de champs au sein d'échantillons de géométrie complexe ou de pièces industrielles, il serait nécessaire de définir un volume d'intégration optimal vis-à-vis de l'évolution de la grandeur énergétique. Cette recherche pourrait s'appuyer sur l'observation des champs de température en cours d'essais conduisant à une estimation des champs d'énergie dissipée expérimentaux telle que proposée par [Jégou et al., 2013; Leveuf et al., 2018; Marco et al., 2014].

Enfin, la forme du critère doit être affinée pour mieux intégrer l'effet de contrainte moyenne.

RÉFÉRENCES

Advani, S.G., and Tucker, C.L. [1987]. The Use of Tensors to Describe and Predict Fiber Orientation in Short Fiber Composites. *Journal of Rheology* 31, 751–784.

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, Thèse de Doctorat, 2014.

Arif, M.F., Meraghni, F., Chemisky, Y., Despringre, N., and Robert, G. [2014a]. In situ damage mechanisms investigation of PA66/GF30 composite: Effect of relative humidity. *Composites Part B: Engineering* 58, 487–495.

Arif, M.F., Saintier, N., Meraghni, F., Fitoussi, J., Chemisky, Y., and Robert, G. [2014b]. Multiscale fatigue damage characterization in short glass fiber reinforced polyamide-66. *Composites Part B: Engineering* 61, 55–65.

Barbouchi, S. [2007]. Effect of water on the fatigue behaviour of a pa66/glass fibers composite material. *Journal of Materials Science* 42, 2181–2188.

Belmonte, E., De Monte, M., Hoffmann, C.-J., and Quaresimin, M. [2017a]. Damage initiation and evolution in short fiber reinforced polyamide under fatigue loading: Influence of fiber volume fraction. *Composites Part B: Engineering* 113, 331–341.

Belmonte, E., De Monte, M., Hoffmann, C.-J., and Quaresimin, M. [2017b]. Damage mechanisms in a short glass fiber reinforced polyamide under fatigue loading. *International Journal of Fatigue* 94, 145–157.

Benaarbia, A., Chrysochoos, A., and Robert, G. [2015a]. Influence of relative humidity and loading frequency on the PA6.6 thermomechanical cyclic behavior: Part II. Energy aspects. *Polymer Testing* 41, 92–98.

Benaarbia, A., Chrysochoos, A., and Robert, G. [2015b]. Thermomechanical behavior of PA6.6 composites subjected to low cycle fatigue. *Composites Part B: Engineering* 76, 52–64.

Bernasconi, A., and 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* 30, 154–161.

Bernasconi, A., Rossin, D., and Armani, C. [2007a]. Analysis of the effect of mechanical recycling upon tensile strength of a short glass fibre reinforced polyamide 6,6. *Engineering Fracture Mechanics* 74, 627–641.

Bernasconi, A., Davoli, P., Basile, A., and Filippi, A. [2007b]. Effect of fibre orientation on the fatigue behaviour of a short glass fibre reinforced polyamide-6. *International Journal of Fatigue* 29, 199–208.

Bernasconi, A., Davoli, P., and Armani, C. [2010]. Fatigue strength of a clutch pedal made of reprocessed short glass fibre reinforced polyamide. *International Journal of Fatigue* 32, 100–107.

- Bernasconi, A., Conrado, E., Cavallaro, A., and Hine, P. [2015]. A local stress analysis of the effect of fibre orientation on the fatigue behaviour of short fibre reinforced polyamide (abstract). (Copenhagen).
- Camacho, C.W., Tucker, C.L., Yalvaç, S., and McGee, R.L. [1990]. Stiffness and thermal expansion predictions for hybrid short fiber composites. *Polymer Composites* 11, 229–239.
- Chaichanawong, J., Thongchuea, C., and Areerat, S. [2016]. Effect of moisture on the mechanical properties of glass fiber reinforced polyamide composites. *Advanced Powder Technology* 27, 898–902.
- Cosmi, F., and Bernasconi, A. [2013]. Micro-CT investigation on fatigue damage evolution in short fibre reinforced polymers. *Composites Science and Technology* 79, 70–76.
- De Monte, M., Moosbrugger, E., and Quaresimin, M. [2010a]. 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* 41, 1368–1379.
- De Monte, M., Moosbrugger, E., Jaschek, K., and Quaresimin, M. [2010b]. Multiaxial fatigue of a short glass fibre reinforced polyamide 6.6 – Fatigue and fracture behaviour. *International Journal of Fatigue* 32, 17–28.
- Despringre, N. [2015]. Analysis and modeling of the damage and deformation mechanisms under multiaxial fatigue of thermoplastic composites: polyamide reinforced by short fibers. Thèse. Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers – ENSAM, 2015.
- Despringre, N., Chemisky, Y., Bonnay, K., and Meraghni, F. [2016]. Micromechanical modeling of damage and load transfer in particulate composites with partially debonded interface. *Composite Structures* 155, 77–88.
- Digimat [2016]. Digimat - User's Manual - v2016.
- DREAL [2018]. Les enjeux de la mobilité durable - DREAL Centre-Val de Loire.
- Eberhardt, C., and 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* 61, 1389–1400.
- Eberhardt, C.N., and Clarke, A.R. [2002]. Automated reconstruction of curvilinear fibres from 3D datasets acquired by X-ray microtomography. *Journal of Microscopy* 206, 41–53.
- Ferreno, D., Carrascal, I., Ruiz, E., and 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* 30, 420–428.
- Fitoussi, J., Bocquet, M., and Meraghni, F. [2013]. Effect of the matrix behavior on the damage of ethylene–propylene glass fiber reinforced composite subjected to high strain rate tension. *Composites Part B: Engineering* 45, 1181–1191.

- Folgar, F., and Tucker, C.L. [1984]. Orientation Behavior of Fibers in Concentrated Suspensions. *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 3, 98–119.
- Handa, K., Kato, A., and Narisawa, I. [1999]. Fatigue characteristics of a glass-fiber-reinforced polyamide. *Journal of Applied Polymer Science* 72, 1783–1793.
- Hill, R. [1948]. A Theory of the Yielding and Plastic Flow of Anisotropic Metals. *Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences* 193, 281–297.
- Hine, P., Parveen, B., Brands, D., and Caton-Rose, F. [2014]. Validation of the modified rule of mixtures using a combination of fibre orientation and fibre length measurements. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 64, 70–78.
- Hine, P.J., Davidson, N., Duckett, R.A., and Ward, I.M. [1995]. Measuring the fibre orientation and modelling the elastic properties of injection-moulded long-glass-fibre-reinforced nylon. *Composites Science and Technology* 53, 125–131.
- Hine, P.J., Davidson, N., Duckett, R.A., Clarke, A.R., and Ward, I.M. [1996]. Hydrostatically extruded glass-fiber-reinforced polyoxymethylene. I: The development of fiber and matrix orientation. *Polymer Composites* 17, 720–729.
- Horst, J.J. [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* 29, 525–531.
- Jeffery, G.B. [1922]. The motion of ellipsoidal particles immersed in a viscous fluid. *Proc. R. Soc. Lond. A* 102, 161–179.
- Jégou, L., Marco, Y., Le Saux, V., and Calloch, S. [2013]. Fast prediction of the Wöhler curve from heat build-up measurements on Short Fiber Reinforced Plastic. *International Journal of Fatigue* 47, 259–267.
- Kammoun, S., Doghri, I., Adam, L., Robert, G., and Delannay, L. [2011]. First pseudo-grain failure model for inelastic composites with misaligned short fibers. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 42, 1892–1902.
- Kammoun, S., Doghri, I., Brassart, L., and Delannay, L. [2015]. Micromechanical modeling of the progressive failure in short glass–fiber reinforced thermoplastics – First Pseudo-Grain Damage model. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 73, 166–175.
- Klimkeit, B. [2009]. Etude expérimentale et modélisation du comportement en fatigue multiaxiale d'un polymère renforcé pour application automobile. Thèse, ENSMA, 2009.
- Klimkeit, B., Castagnet, S., Nadot, Y., Habib, A.E., Benoit, G., Bergamo, S., Dumas, C., and Achard, S. [2011a]. Fatigue damage mechanisms in short fiber reinforced PBT+PET GF30. *Materials Science and Engineering: A* 528, 1577–1588.

- Klimkeit, B., Nadot, Y., Castagnet, S., Nadot-Martin, C., Dumas, C., Bergamo, S., Sonsino, C.M., and Büter, A. [2011b]. Multiaxial fatigue life assessment for reinforced polymers. *International Journal of Fatigue* 33, 766–780.
- Krairi, A., Doghri, I., and Robert, G. [2016]. Multiscale high cycle fatigue models for neat and short fiber reinforced thermoplastic polymers. *International Journal of Fatigue* 92, 179–192.
- Kujawski, D., and Ellyin, F. [1995]. A unified approach to mean stress effect on fatigue threshold conditions. *International Journal of Fatigue* 17, 101–106.
- Launay, A. [2011]. Short glass fiber reinforced thermoplastics: cyclic behavior, fatigue and life duration. Theses. Ecole Polytechnique (EDX), 2011.
- Launay, A., Maitournam, M.H., Marco, Y., Raoult, I., and Szymyka, F. [2011]. Cyclic behaviour of short glass fibre reinforced polyamide: Experimental study and constitutive equations. *International Journal of Plasticity* 27, 1267–1293.
- Launay, A., Marco, Y., Maitournam, M.H., and Raoult, I. [2013a]. Modelling the influence of temperature and relative humidity on the time-dependent mechanical behaviour of a short glass fibre reinforced polyamide. *Mechanics of Materials* 56, 1–10.
- Launay, A., Maitournam, M.H., Marco, Y., and Raoult, I. [2013b]. Multiaxial fatigue models for short glass fiber reinforced polyamide – Part I: Nonlinear anisotropic constitutive behavior for cyclic response. *International Journal of Fatigue* 47, 382–389.
- Launay, A., Maitournam, M.H., Marco, Y., and Raoult, I. [2013c]. Multiaxial fatigue models for short glass fibre reinforced polyamide. Part II: Fatigue life estimation. *International Journal of Fatigue* 47, 390–406.
- Leveuf, L., Marco, Y., Le Saux, V., Navrátil, L., Leclercq, S., and Olhagaray, J. [2018]. Fast screening of the fatigue properties of thermoplastics reinforced with short carbon fibers based on thermal measurements. *Polymer Testing* 68, 19–26.
- Lielens, G. [1999]. Micro–macro modeling of structured materials. Ph.D. thesis, UCL/ FSA, Louvain-la-Neuve, Belgium.
- Mallick, P.K., and 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* 26, 941–946.
- Marco, Y., Le Saux, V., Jégou, L., Launay, A., Serrano, L., Raoult, I., and Calloch, S. [2014]. Dissipation analysis in SFRP structural samples: Thermomechanical analysis and comparison to numerical simulations. *International Journal of Fatigue* 67, 142–150.
- Megally, A. [2005]. Étude et modélisation de l'orientation de fibres dans des thermoplastiques renforcés, Thèse, 2005.
- Moldflow [2018a]. Moldflow's fiber orientation models (Theory), Moldflow Flex 2016, Autodesk Knowledge Network.

Moldflow [2018b]. Reduced Strain Closure model (Theory), Moldflow Flex 2016, Autodesk Knowledge Network.

Mori, T., and Tanaka, K. [1973]. Average stress in matrix and average elastic energy of materials with misfitting inclusions. *Acta Metallurgica* 21, 571–574.

Mortazavian, S., and Fatemi, A. [2015a]. Fatigue behavior and modeling of short fiber reinforced polymer composites including anisotropy and temperature effects. *International Journal of Fatigue* 77, 12–27.

Mortazavian, S., and Fatemi, A. [2015b]. Effects of fiber orientation and anisotropy on tensile strength and elastic modulus of short fiber reinforced polymer composites. *Composites Part B: Engineering* 72, 116–129.

Nouri, H., Meraghni, F., and Lory, P. [2009]. Fatigue damage model for injection-molded short glass fibre reinforced thermoplastics. *International Journal of Fatigue* 31, 934–942.

Pierard, O., Friebel, C., and Doghri, I. [2004]. Mean-field homogenization of multi-phase thermo-elastic composites: a general framework and its validation. *Composites Science and Technology* 64, 1587–1603.

Rolland, H., Saintier, N., and Robert, G. [2016]. Damage mechanisms in short glass fibre reinforced thermoplastic during in situ microtomography tensile tests. *Composites Part B: Engineering* 90, 365–377.

Rolland, H., Saintier, N., Wilson, P., Merzeau, J., and 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* 109, 170–186.

Rolland, H., Saintier, N., Raphael, I., Lenoir, N., King, A., and Robert, G. [2018]. Fatigue damage mechanisms of short fiber reinforced PA66 as observed by in-situ synchrotron X-ray microtomography. *Composites Part B: Engineering* 143, 217–229.

Schossig, M., Bierögel, C., Grellmann, W., and Mecklenburg, T. [2008]. Mechanical behavior of glass-fiber reinforced thermoplastic materials under high strain rates. *Polymer Testing* 27, 893–900.

Sonsino, C.M., and Moosbrugger, E. [2008]. Fatigue design of highly loaded short-glass-fibre reinforced polyamide parts in engine compartments. *International Journal of Fatigue* 30, 1279–1288.

Thomason, J.L. [2008]. The influence of fibre length, diameter and concentration on the modulus of glass fibre reinforced polyamide 6,6. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 39, 1732–1738.

Trotignon, J.-P., Verdu, J., Dobracginsky, A., and Piperaud, M. [1996]. *Précis de Matières Plastiques, Structures-Propriétés, Mise en oeuvre, Normalisation* (Paris).

Vincent, M., Giroud, T., Clarke, A., and Eberhardt, C. [2005]. Description and modeling of fiber orientation in injection molding of fiber reinforced thermoplastics. *Polymer* 46, 6719–6725.

Wang, J., O’Gara, J.F., and Tucker, C.L. [2008]. An objective model for slow orientation kinetics in concentrated fiber suspensions: Theory and rheological evidence. *Journal of Rheology* 52, 1179–1200.

Wang, Z., Zhou, Y., and Mallick, P.K. [2002]. Effects of temperature and strain rate on the tensile behavior of short fiber reinforced polyamide-6. *Polymer Composites* 23, 858–871.

Zhou, Y., and 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.

Approche intégrée pour estimer la durée de vie en fatigue de pièces thermoplastiques renforcées fibres courtes dans un cadre viscoélastique à haute température

L'utilisation des thermoplastiques renforcés de fibres de verre courtes pour la fabrication de pièces de structure dans l'industrie des transports est croissante pour des applications structurales en environnements chauds. La conception de telles pièces nécessite le développement d'un outil de dimensionnement en fatigue à hautes températures. La prise en compte de la distribution d'orientation des fibres (DOF), dû au procédé d'injection, hétérogène est essentielle.

Ces travaux de thèse, cofinancés par la Direction Générale de l'Armement et la région Poitou-Charentes, proposent une approche complètement intégrée de la simulation du procédé d'injection à la prédiction de durée de vie en fatigue, dans un cadre viscoélastique, de pièces injectées en thermoplastiques renforcés, à 110°C.

Différentes étapes jalonnent la structure de l'outil numérique qualifié de « Through Process Modelling » (TPM). A partir de la connaissance de la DOF au sein d'une pièce obtenue par simulation du procédé d'injection, les propriétés effectives anisotropes locales sont estimées par homogénéisation viscoélastique. Les champs mécaniques hétérogènes, associés à différents types/niveaux de chargement et obtenus par simulation éléments finis, sont post-traités pour extraire la grandeur mécanique équivalente en entrée d'un critère de fatigue énergétique fournissant la durée de vie de la pièce pour chacune de ces conditions de chargement.

L'identification des paramètres du critère de fatigue, puis la validation de l'ensemble de la méthodologie, s'appuient sur des essais de fatigue en traction uniaxiale à 110°C. Ces essais sont réalisés, en enceinte climatique, sur éprouvettes découpées dans des plaques injectées de PA66GF30 selon différentes orientations par rapport à la direction d'injection, pour 2 rapports de charge ($R = 0,1$ et $R = -1$) et à 2Hz.

Les prédictions de durées de vie sont très satisfaisantes. L'influence de la qualité de prédiction de la DOF en entrée de la chaîne de calcul sur les résultats est aussi discutée.

Mots-clés : Matières plastiques renforcées à la fibre de verre ; Durée de vie (ingénierie) ; Matériaux—Fatigue ; Viscoélasticité ; Matériaux—Effets des hautes températures ; Éléments finis, Méthode des ; Endommagement, Mécanique de l' (milieux continus).

Integrated approach for the fatigue life assessment of short glass fibres reinforced thermoplastics parts in a viscoelastic framework at high temperature

The employment of short glass fibres reinforced thermoplastics is increasing in the automotive industry for hot environment applications. The design of components in such conditions and with this type of materials under fatigue loading must be optimized using a fatigue life assessment methodology. The heterogeneous fibres orientation distribution (FOD), due to the injection process should be considered. This work, funded by the Direction Générale de l'Armement et Région Poitou-Charentes, suggests an integrated approach from the injection process simulation to the assessment of the fatigue life at 110°C of injected components in a viscoelastic framework.

The methodology here advanced is called “Through Process Modelling” (TPM). From the FOD in the component given by the injection simulation, the anisotropic effective local properties are estimated using viscoelastic homogenisation. The heterogeneous mechanical fields obtained by finite element simulations, for different types/levels of loading, are post-processed in order to get the input equivalent mechanical quantity of an energetic fatigue criterion giving the fatigue life of the component in each of these loading conditions.

The identification of the fatigue criterion parameters and the validation of the whole methodology rely on an experimental fatigue database for a PA66GF30. Uniaxial tensile fatigue tests are carried out at 110°C in a climatic chamber, for 2 stress ratios ($R = 0,1$ and $R = -1$) and at 2Hz. They are performed for specimens cut out from injected plates with different orientations with respect to the flow direction. The methodology leads to very good predictions. The influence of the prediction of the FOD, input of the calculation chain, on the results is discussed.

Keywords: Glass reinforced plastics ; Service life (Engineering) ; Materials—Fatigue ; Viscoelasticity ; Materials at high temperatures ; Finite element method ; Continuum damage mechanics.