



**HAL**  
open science

# Fatigue de composites thermoplastiques à fibres courtes pour applications aéronautiques sous sollicitations de compression : loi de comportement et approche de dimensionnement

Vanessa Kwiatkowski

## ► To cite this version:

Vanessa Kwiatkowski. Fatigue de composites thermoplastiques à fibres courtes pour applications aéronautiques sous sollicitations de compression : loi de comportement et approche de dimensionnement. Matériaux et structures en mécanique [physics.class-ph]. ENSTA Bretagne - École nationale supérieure de techniques avancées Bretagne, 2023. Français. NNT : 2023ENTA0012 . tel-04738555

**HAL Id: tel-04738555**

**<https://theses.hal.science/tel-04738555v1>**

Submitted on 15 Oct 2024

**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 DE DOCTORAT DE

L'ECOLE NATIONALE SUPERIEURE  
DE TECHNIQUES AVANCEES BRETAGNE

ECOLE DOCTORALE N° 648

*Sciences pour l'Ingénieur et le Numérique*

Spécialité : Mécanique des solides, des matériaux, des structures et  
des surfaces

Par

**Vanessa KWIATKOWSKI**

**Fatigue de composites thermoplastiques à fibres courtes pour  
applications aéronautiques sous sollicitations de compression : loi de  
comportement et approche de dimensionnement**

Thèse présentée et soutenue à Brest, le 11 Juillet 2023

Unité de recherche : Institut de Recherche Dupuy de Lôme - UMR CNRS 6027

## Rapporteurs avant soutenance :

Habibou MAITOURNAM  
Nicolas SAINTIER

Professeur des Universités, ENSTA Paris, IMSIA  
Professeur des Universités, Arts et Métiers ParisTech, I2M

## Composition du Jury :

Président : Carole NADOT-MARTIN  
Examineurs : Jean-Luc BOUVARD  
                  Ida RAOULT  
Dir. de thèse : Yann MARCO  
Encadrant : Matthieu LE SAUX

Professeur des Universités, ENSMA, PPrime  
Professeur des Universités, Mines ParisTech, CEMEF  
Docteur, Ingénieur de Recherche, Safran Tech  
Professeur des Universités, ENSTA Bretagne, IRDL  
Maître de conférences de l'ENSTA Bretagne, IRDL

## Invité(s)

Sylvain LECLERCQ Docteur, Ingénieur R&T, Safran Landing Systems



---

# Remerciements

Avant toute chose, je souhaiterais remercier l'ensemble des membres du jury pour avoir accepté d'évaluer ce travail. Plus précisément, je remercie Carole Nadot-Martin d'avoir accepté de présider ce jury, Habibou Maitournam et Nicolas Saintier d'avoir rapporté mes travaux, et également Ida Raoult et Jean-Luc Bouvard d'avoir examiné ces travaux de thèse. Ce mémoire est le fruit de trois années de dur labeur au sein de l'Institut de Recherche Dupuy de Lôme, à Brest, en partenariat avec Safran Landing Systems (Vélizy-Villacoublay) qui a financé cette thèse. Je tiens à remercier Yann Marco, Matthieu Le Saux et Sylvain Leclercq de m'avoir fait confiance durant ces trois années et de m'avoir épaulé pour mener au mieux mes travaux. Je tiens également à remercier l'ensemble des membres de l'IRDL et du personnel du département mécanique de l'ENSTA Bretagne pour m'avoir apporté leur aide tant au niveau numérique qu'expérimental. Je voudrais également remercier ceux qui ont accepté de participer à mes pré-soutenances. Leurs conseils et leurs suggestions ont indéniablement amélioré la qualité de la présentation.

Je passe ensuite aux remerciements moins officiels. Je voudrais dire merci à Enora, Corentin, Ewann et Cyril (l'équipe du fun) avec qui j'ai pu passer ces trois années de thèse remplies de beaucoup de souvenirs (travail, soirées, jeux de société, voyages,...). Je tiens à donner une mention spéciale à Enora pour m'avoir supporté en tant que co-bureau mais également colocataire dans ce bel appartement du 4ème étage, et qui a été à mon écoute lors des moments les plus difficiles. Nos journées ont pu être parfois très productives (hum..). Je tiens aussi à remercier l'ensemble des personnes de l'IRDL (beaucoup trop de personnes à citer) avec qui j'ai pu passer de très bons moments hors du contexte professionnel : au Foyz, aux bars, aux conférences, à l'île de Batz, etc. Autrement qu'en tant que directeur de thèse, j'aimerais remercier Yann Marco pour ces très bon moments sur le dancefloor en festival électro et d'avoir supporté mes talents de T-Rex.

J'aimerais ensuite remercier l'ensemble de mes amis qui ont été présents tout au long de cette thèse, notamment ceux de Brest (Marine, Léo) pour ces soirées au 54. Je tiens à donner une mention spéciale à ma compagne qui m'a épaulé lors des moments les plus durs notamment au cours de la rédaction et de la préparation de la soutenance. Merci d'avoir été là pour moi.

Je tiens à finir par remercier ma famille pour m'avoir poussé jusqu'au bout pour réussir et d'être la personne que je suis maintenant.



# Table des matières

<b>Remerciements</b>	<b>iii</b>
<b>Introduction</b>	<b>1</b>
<b>1 Matériau et méthodes expérimentales</b>	<b>6</b>
1.1 Matériau et caractérisation microstructurale . . . . .	7
1.1.1 Matériau et procédé de mise en forme . . . . .	7
1.1.2 Observation par microscopie optique . . . . .	8
1.1.3 Observation par micro-tomographie à rayons X . . . . .	10
1.2 Caractérisation thermomécanique . . . . .	17
1.2.1 Essais de compression sur structures minces dans la littérature . . .	17
1.2.2 Géométrie des éprouvettes . . . . .	19
1.2.3 Machine d'essais . . . . .	22
1.2.4 Corrélation d'images numériques . . . . .	23
1.2.5 Thermographie infra-rouge . . . . .	28
1.2.6 Protocole expérimental de vérification du chargement en compression	37
1.3 Bilan . . . . .	40
<b>2 Tenue en fatigue</b>	<b>42</b>
2.1 État de l'art . . . . .	43
2.1.1 Tenue en fatigue et paramètres influents . . . . .	43
2.1.2 Critères de fatigue . . . . .	48
2.1.3 Mécanismes d'endommagement . . . . .	51
2.2 Essais de fatigue . . . . .	54
2.2.1 Conditions des essais . . . . .	54
2.2.2 Courbes de fatigue . . . . .	56
2.2.3 Évolution des grandeurs mécaniques . . . . .	58
2.2.4 Conclusions . . . . .	62

---

2.3	Critères de fatigue . . . . .	62
2.3.1	Critère de fatigue basé sur la contrainte . . . . .	63
2.3.2	Critère de fatigue basé sur la déformation . . . . .	65
2.3.3	Critère de fatigue basé sur une variable énergétique . . . . .	66
2.3.4	Critère de fatigue basé sur une combinaison d'énergies . . . . .	68
2.3.5	Discussion . . . . .	69
2.4	Caractérisation rapide de la durée de vie en fatigue par la méthode d'auto- échauffement . . . . .	71
2.4.1	Construction des courbes d'auto-échauffement . . . . .	71
2.4.2	Conditions des essais . . . . .	73
2.4.3	Résultats des essais d'auto-échauffement . . . . .	76
2.4.4	Lien entre la fatigue et l'auto-échauffement . . . . .	77
2.4.5	Discussion . . . . .	82
2.5	Analyse de l'endommagement . . . . .	83
2.5.1	Préparation des échantillons . . . . .	83
2.5.2	Analyse des images segmentées . . . . .	84
2.5.3	Bilan . . . . .	86
2.6	Bilan . . . . .	86
<b>3</b>	<b>Caractérisation et modélisation du comportement en compression</b>	<b>88</b>
3.1	Analyse de la réponse mécanique . . . . .	89
3.1.1	Essais de compression monotone . . . . .	91
3.1.2	Essais de fluage simple . . . . .	93
3.1.3	Essais de fluage-recouvrance-cyclique . . . . .	94
3.1.4	Essais anhystériques . . . . .	98
3.1.5	Essais cycliques . . . . .	99
3.1.6	Bilan . . . . .	102
3.2	Modélisation du comportement des thermoplastiques renforcés de fibres courtes . . . . .	103
3.2.1	Approches phénoménologiques . . . . .	103
3.2.2	Approches micromécaniques . . . . .	106
3.2.3	Bilan . . . . .	113
3.3	Présentation de la loi de comportement . . . . .	114
3.3.1	Formulation générale . . . . .	114
3.3.2	Comportement élastique . . . . .	117

---

3.3.3	Comportement plastique . . . . .	118
3.3.4	Comportement viscoélastique . . . . .	120
3.3.5	Orientation des fibres . . . . .	120
3.3.6	Densité d'énergie intrinsèque cyclique . . . . .	121
3.4	Démarche d'identification de la loi de comportement . . . . .	121
3.4.1	Optimisation de la représentation des éprouvettes pour les simulations . . . . .	122
3.4.2	Présentation de la démarche globale d'identification des paramètres	130
3.4.3	Identification du bloc élastique . . . . .	131
3.4.4	Identification du bloc viscoélastique . . . . .	132
3.4.5	Identification du bloc plastique . . . . .	138
3.4.6	Bilan . . . . .	144
3.5	Validation des paramètres de la loi de comportement . . . . .	145
3.5.1	Essais de compression monotone . . . . .	145
3.5.2	Essais FRC et ANH . . . . .	146
3.5.3	Essais cycliques . . . . .	148
3.6	Bilan . . . . .	153
<b>4</b>	<b>Démarche de dimensionnement en fatigue : cas applicatif et perspectives</b>	<b>157</b>
4.1	Prévision de la durée de vie en fatigue . . . . .	158
4.1.1	Critères de fatigue basés sur les grandeurs expérimentales prises sur les premiers cycles . . . . .	158
4.1.2	Prévision de la durée de vie à partir des critères de fatigue et de la loi de comportement . . . . .	163
4.1.3	Bilan . . . . .	171
4.2	Analyse de la courbe d'auto-échauffement par le modèle . . . . .	174
4.3	Bilan . . . . .	176
	<b>Conclusion</b>	<b>178</b>
	<b>Annexes</b>	<b>189</b>
A	Annexe : Étapes de polissage d'échantillons avant observations au microscope optique . . . . .	190
B	Annexe : Étapes de polissage pour l'amincissement d'éprouvettes . . . . .	190
C	Annexe : Thermographie infra-rouge . . . . .	192
D	Annexe : Évaluation du NETD (Noise Equivalent Temperature Difference)	193

E	Annexe : Essais de fatigue interrompus pour la compréhension de la cinétique de ruine . . . . .	194
	<b>Bibliographie</b>	<b>207</b>

# Table des figures

1	Logigramme du manuscrit de thèse. . . . .	5
2	Résultats de DMA du PEEK CF, obtenus par Safran, sur une éprouvette de 3 mm d'épaisseur pour une fréquence de 1 Hz. . . . .	7
3	Observation de la microstructure du PEEK CF30 au microscope optique Keyence sur une partie de l'épaisseur (entre 1373 $\mu\text{m}$ et 3495 $\mu\text{m}$ ) avec un zoom sur la peau (rectangle violet) pour observer la forme des fibres. . . .	8
4	Répartition de la longueur des fibres sur 1018 individus (à gauche) et répartition du diamètre des fibres sur 476 individus (à droite). . . . .	9
5	Schéma d'un système de micro-tomographie à rayons X. . . . .	11
6	Exemple d'images obtenues par micro-tomographie à rayons X sur une portion de l'épaisseur d'un échantillon observé. . . . .	11
7	Orientation d'une fibre dans la base ( $e_1, e_2, e_3$ ). . . . .	12
8	Segmentation des fibres sur une image obtenue par micro-tomographie à partir d'un seuil appliqué à l'histogramme de niveau de gris, issue de [Imaging, 2019]. . . . .	13
9	Distribution des composantes diagonales (à gauche) et des composantes hors-diagonale (à droite) du tenseur d'orientation des fibres le long de l'épaisseur de quatre échantillons prélevés à différentes positions dans deux plaques. . . . .	15
10	Image après un premier post-traitement réalisé par Novitom Advanced 3D avec les différentes phases à distinguer : fibre, matrice et cavités. . . . .	16
11	Étapes de segmentation d'une image brute obtenue par micro-tomographie à rayons X avec l'algorithme de <i>random walk</i> en s'appuyant sur l'histogramme du niveau de gris normé pour définir les marqueurs permettant d'initialiser l'algorithme. . . . .	17
12	Dispositif anti-flambement ASTM D6641 pour l'étude des propriétés en compression de matériaux composites à matrice polymère (à gauche) et géométrie des éprouvettes, de type barreau (à droite) [D6641, 2021]. . .	18

13	Géométrie des éprouvettes prélevées dans une plaque injectée avec une orientation de $0^\circ$ et $90^\circ$ par rapport à la direction d'injection, avec représentation de la longueur libre entre les mors pour les essais de traction et de compression. . . . .	20
14	Composantes diagonales du tenseur d'ordre 2 d'orientation des fibres selon l'épaisseur des plaques de 5 mm d'épaisseur ; les zones de peau en bleu correspondent à l'épaisseur des deux éprouvettes amincies d'environ 1,2 mm d'épaisseur ( <i>Ep. 1</i> et <i>Ep. 2</i> ). . . . .	20
15	Schéma de la découpe (selon le trait en pointillés rouges) de l'éprouvette d'épaisseur 5 mm pour obtenir deux éprouvettes distinctes d'épaisseur 2,5 mm. . . . .	21
16	Empreintes en matériau plastique imprimées en 3D utilisées dans le protocole d'amincissement des éprouvettes : empreinte pour le polissage du cœur (en haut), empreinte pour le polissage de la sur-peau (en bas). . . . .	21
17	Éprouvettes amincies issues d'une même éprouvette complète. . . . .	22
18	Configuration expérimentale : système de caméras optiques sur la gauche et caméra infra-rouge sur la droite. . . . .	23
19	Côté de l'éprouvette peint avec des motifs aléatoires avec des peintures noire et blanche pour la stéréo-corrélation d'images. . . . .	26
20	Images prises par la caméra de gauche avec un exemple d'une imagerie (en rouge de taille 21 pixels x 21 pixels) positionnée sur la longueur libre de l'éprouvette ; zoom sur les motifs du mouchetis compris dans l'imagerie. . . . .	27
21	Image de la tranche de l'éprouvette pour le suivi de marqueurs par stéréo-corrélation d'images, avec les marqueurs numériques placés (à gauche) et schématisation de l'éprouvette avec les marqueurs, la direction de chargement et les déformations longitudinales calculées entre les marqueurs (à droite). . . . .	28
22	Schématisme des stratégies de résolution spatiale de l'équation de la chaleur selon une approche 0D, une approche 1D ou une approche 2D, inspirée de [Munier et al., 2014]. . . . .	31
23	Évolution de la température moyenne au cours d'un essai cyclique non mené à la rupture de l'éprouvette, inspirée des résultats de [Serrano, 2015]. . . . .	32
24	Positionnement de l'éprouvette dans les mors hydrauliques pour les essais de compression (autre côté de l'éprouvette peint en noir pour les mesures infra-rouges et avec des marqueurs à haute émissivité pour la compensation de mouvement). . . . .	35
25	Champ de température obtenu par caméra infra-rouge sur le côté de l'éprouvette durant un essai cyclique en compression. . . . .	36
26	Désalignement des mors d'une machine hydraulique observé pendant un essai quasi-statique en compression. . . . .	38

---

27	Cas d'un essai de compression considéré comme <b>non-uniaxial</b> : champs de déformation transverse (gauche), champs de déformation longitudinale (milieu) et champs d'amplitude de couplage thermo-élastique (droite), avec les profils associés le long de l'épaisseur pour un niveau de contrainte normalisée en valeur absolue de 0,86 (X et Y correspondant à l'épaisseur et à la longueur de l'éprouvette, respectivement ; le chargement est appliqué selon Y). . . . .	39
28	Cas d'un essai de compression considéré comme <b>uniaxial</b> : champs de déformation transverse (gauche), champs de déformation longitudinale (milieu) et champs d'amplitude de couplage thermo-élastique (droite), avec les profils associés le long de l'épaisseur pour un niveau de contrainte normée en valeur absolue de 0,83 (X et Y correspondant à l'épaisseur et à la longueur de l'éprouvette, respectivement ; le chargement est appliqué selon Y). . . . .	40
29	Évolution du module sécant en fonction du nombre de cycles pendant un essais de fatigue sur un matériau PEEK CF30 [Leveuf et al., 2018]. . . . .	44
30	Vitesse de déformation moyenne, liée au fluage, cyclique en fonction du nombre de cycles jusqu'à la rupture pour un PA6GF30 testé en fatigue à 23°C dans la gamme de fréquence 1-4 Hz, issue de [Bernasconi and Kulin, 2009].	47
31	Calcul des différentes grandeurs mécaniques : module sécant, densité d'énergie d'hystérésis, densités d'énergies cyclique et élastique, et densité d'énergie de fluage cyclique. . . . .	50
32	<i>Scenario</i> d'endommagement et de propagation d'une fissure en fatigue dans le cas de chargements en traction pour un polyamide renforcé par des fibres de verre (GF, « Glass Fiber ») courtes (reproduit à partir de [Noda et al., 2001]). . . . .	53
33	Représentation des mécanismes d'endommagement en fatigue pour un chargement cyclique en traction, observés par micro-tomographie à rayons X, dans un matériau PA-6 renforcé de fibres courtes de verre (issue de [Rolland et al., 2018]). . . . .	54
34	Exemple de courbe de chargement en contrainte pour une fréquence de 4 Hz pour les différents rapports de charge testés, pour une même contrainte maximale (à gauche) et une même amplitude de contrainte (à droite). . . . .	55
35	Rupture d'une éprouvette sous chargement de compression-compression (à gauche) et sous chargement de traction-compression (à droite). . . . .	56

36	Résultats des essais de fatigue en contrainte maximale en valeur absolue <i>a)</i> et en amplitude de contrainte <i>b)</i> pour des rapports de charge $R = 3$ et $R = 10$ en compression-compression pour des éprouvettes à $0^\circ$ et $90^\circ$ et des rapports de charge $R = -\infty$ en compression-compression, $R = 0$ en traction-traction et $R = -1$ en traction-compression pour des éprouvettes à $0^\circ$ , et une fréquence de 4Hz, et les tendances associées (en utilisant une loi de puissance de Basquin) (les flèches à droite indiquent que l'essai a été interrompu avant la rupture de l'éprouvette). . . . .	57
37	Diagramme de Haigh pour des rapports de charge $R = 3$ et $R = 10$ en compression-compression pour des éprouvettes à $0^\circ$ et $90^\circ$ et des rapports de charge $R = -\infty$ en compression-compression, $R = 0$ en traction-traction et $R = -1$ en traction-compression pour des éprouvettes à $0^\circ$ , et une fréquence de 4Hz . . . . .	58
38	Courbe contrainte déformation pour une orientation à $0^\circ$ , un rapport de charge $R = 10$ et une fréquence de 4 Hz (avec une représentation de quelques cycles). . . . .	59
39	Évolution du module sécant <i>a)</i> , de la densité d'énergie cyclique <i>b)</i> , de l'incrément cyclique de déformation moyenne <i>c)</i> , de la densité d'énergie de fluage cyclique liée au rochet <i>d)</i> et de la densité d'énergie d'hystérésis <i>e)</i> en fonction du nombre de cycles pour des éprouvettes à $0^\circ$ et $90^\circ$ et des rapports de charge $R = 3$ , $R = 10$ en compression-compression et un rapport de charge $R = -1$ en traction-compression pour des éprouvettes à $0^\circ$ , et une fréquence de chargement de 4 Hz. . . . .	61
40	Évolution des incréments cycliques des déformations minimale, moyenne et maximale au cours des cycles écoulés pour une orientation d'éprouvette de $0^\circ$ , un rapport de charge $R = 3$ , une contrainte maximale en valeur absolue appliquée $ \sigma _{max} = 0,83$ , et une fréquence de chargement de 4 Hz; zoom sur les incréments cycliques de déformations pour un intervalle de nombre de cycles compris entre $10^3$ cycles et $10^4$ cycles; schématisation de l'effet de différence de l'incrément cyclique de déformations minimale et maximale sur la densité d'énergie cyclique. . . . .	62
41	Rapport entre l'amplitude de contrainte et la contrainte ultime en fonction du nombre de cycles à rupture, avec comparaison à la prévision du critère de fatigue associé représentée par une droite noire (à gauche) et prévision du nombre de cycles à rupture, à partir du critère de fatigue se basant sur une loi puissance en fonction de $\sigma_a/\sigma_U$ , en fonction du nombre de cycles à rupture expérimental pour des éprouvettes à $0^\circ$ et $90^\circ$ et des rapports de charge $R = 3$ et $R = 10$ (en haut) et en incluant les données pour des éprouvettes à $0^\circ$ et un rapport de charge $R = -1$ (en bas). . . . .	64

42	Incrément cyclique de déformation moyenne (à mi-vie) en fonction du nombre de cycles à rupture, avec comparaison à la prévision du critère de fatigue associé représentée par une droite noire (à gauche) et prévision du nombre de cycles à rupture, à partir du critère de fatigue se basant sur une loi puissance en fonction de $d\varepsilon_{moy}/dN$ , en fonction du nombre de cycles à rupture expérimental (à droite) pour des éprouvettes à $0^\circ$ et $90^\circ$ et des rapports de charge $R = 3$ et $R = 10$ (en haut) et en incluant le rapport de charge $R = -1$ (en bas). . . . .	65
43	Densité d'énergie cyclique (à mi-vie) en fonction du nombre de cycles à rupture, avec comparaison à la prévision du critère de fatigue associé représentée par une droite noire (à gauche) et prévision du nombre de cycles à rupture, à partir du critère de fatigue avec une seule variable énergétique $W_c \left(\frac{N_r}{2}\right)$ , en fonction du nombre de cycles à rupture expérimental (à droite) pour des éprouvettes à $0^\circ$ et $90^\circ$ et des rapports de charge $R = 3$ et $R = 10$ (en haut) et en incluant le rapport de charge $R = -1$ (en bas). . . . .	67
44	Densité d'énergie de fluage cyclique (à mi-vie) en fonction du nombre de cycles à rupture, avec comparaison à la prévision du critère de fatigue associé représentée par une droite noire (à gauche) et prévision du nombre de cycles à rupture, à partir du critère de fatigue se basant sur une loi puissance en fonction de $W_{cr} \left(\frac{N_r}{2}\right)$ , en fonction du nombre de cycles à rupture expérimental (à droite), pour des éprouvettes à $0^\circ$ et $90^\circ$ et des rapports de charge $R = 3$ et $R = 10$ . . . . .	68
45	Prévision du nombre de cycles à rupture, à partir du critère de fatigue IDAFIP se basant sur l'association de $W_{cr} \left(\frac{N_r}{2}\right)$ et $W_c \left(\frac{N_r}{2}\right)$ , en fonction du nombre de cycles à rupture expérimental pour des éprouvettes à $0^\circ$ et $90^\circ$ et des rapports de charge $R = 3$ et $R = 10$ en compression-compression (à gauche) et en incluant un rapport de charge en traction-compression $R = -1$ (à droite). . . . .	69
46	Histogramme du pourcentage de données comprises dans la bande de facteur $n = 3$ pour chacun des critères étudiés, avec le nombre de paramètres associés entre parenthèses, pour seulement les rapports de charge en compression-compression ( $R = 3$ et $R = 10$ ) (à gauche) et en incluant le rapport de charge $R = -1$ (à droite). . . . .	70
47	Évolution temporelle de la variation de la température $\theta$ dans la région d'intérêt pour un essai cyclique en compression avec une fréquence de chargement de 2 Hz. . . . .	72
48	Évolution de la température moyenne mesurée sur la région d'intérêt lors de la phase de refroidissement après 30 cycles pour des orientations $0^\circ$ (à gauche) et $90^\circ$ (à droite), un rapport de charge $R = 3$ et une fréquence de 4 Hz ; approximation des courbes par une fonction exponentielle (équation 42). . . . .	73

49	Courbes d'auto-échauffement pour $R = 10$ en compression-compression, pour différentes histoires de chargement et des fréquences de 2 Hz et 4 Hz, avec comparaison à l'énergie dissipée par cycle obtenue pour des essais sans bloc de chargement à des niveaux de contrainte inférieure. . . . .	74
50	Évolution de la température au cours des cycles pour des orientations de $0^\circ$ et $90^\circ$ par rapport à la direction d'injection, des rapports de charge $R = 10$ et $R = 3$ , et une fréquence de sollicitation de 4 Hz. . . . .	75
51	Comparaison de l'énergie dissipée cyclique obtenue à l'état transitoire et à l'état dit stabilisé avec $\bar{\theta} = \bar{\theta}_{max}$ et $\bar{\theta} = \bar{\theta}_\infty$ pour des orientations de $0^\circ$ et $90^\circ$ et des rapports de charge $R = 3$ et $R = 10$ et une fréquence de chargement de 4 Hz. . . . .	76
52	Courbes d'auto-échauffement en contrainte maximale en valeur absolue (à gauche) et en amplitude de contrainte (à droite) pour des rapports de charge $R = 3$ et $R = 10$ et des éprouvettes d'orientation $0^\circ$ et $90^\circ$ et des rapports de charge $R = 0$ , $R = -1$ et $R = -\infty$ pour des éprouvettes d'orientation $0^\circ$ , et une fréquence de chargement de 4 Hz. . . . .	77
53	Énergie dissipée par cycle en fonction du nombre de cycles à rupture pour des rapports de charge $R = 0$ , $R = -1$ , $R = -\infty$ , $R = 3$ et $R = 10$ et des éprouvettes d'orientation $0^\circ$ (à gauche) et des rapports de charge $R = 3$ et $R = 10$ pour des éprouvettes d'orientation $90^\circ$ (à droite), et une fréquence de chargement de 4 Hz ; comparaison entre les résultats expérimentaux et les prévisions par le critère de fatigue (un jeu de paramètres pour chaque condition) ; prévision par auto-échauffement représentée par des symboles pleins pour l'orientation $0^\circ$ et des symboles vides pour l'orientation $90^\circ$ . . .	78
54	Courbe d'auto-échauffement pour $R = 10$ , une éprouvette $0^\circ$ avec trois régimes et deux couples $(\Delta^*, N_r)$ identifiés (à gauche) ; courbes d'auto-échauffement pour des rapports de charge $R = 0$ , $R = -1$ , $R = -\infty$ , $R = 3$ et $R = 10$ et des éprouvettes d'orientation $0^\circ$ et des rapports de charge $R = 3$ et $R = 10$ pour des éprouvettes d'orientation $90^\circ$ avec trois régimes identifiés (à droite). . . . .	79
55	Approximation de la courbe d'auto-échauffement par une fonction polynomiale d'ordre quatre pour une éprouvette $0^\circ$ et une fréquence de chargement de 4 Hz . . . . .	80
56	Résultats des essais de fatigue (symboles) pour $R = 0$ , $R = -\infty$ , $R = 10$ , $R = -1$ et $R = 3$ , et les orientations $0^\circ$ et $90^\circ$ , avec une fréquence de chargement de 4 Hz ; comparaison avec les prévisions (lignes) par le critère basé sur l'énergie dissipée (un jeu de paramètres par condition expérimentale) déterminé à partir des résultats d'auto-échauffement en considérant que la transition entre les deux premiers régimes de dissipation correspond à une durée de vie en fatigue de $10^6$ <b>cycles</b> (les symboles noirs vides correspondent aux points associés à $(\Delta_{10^6}^*, N_{r10^6})$ et $(\Delta_B^*, N_{rB})$ ) (à gauche) ; comparaison entre les nombres de cycles à la rupture expérimentaux et prévus par le critère (à droite). . . . .	81

57	Résultats des essais de fatigue (symboles) pour $R = 0$ , $R = -\infty$ , $R = 10$ , $R = -1$ et $R = 3$ , et les orientations $0^\circ$ et $90^\circ$ , avec une fréquence de chargement de $4 \text{ Hz}$ ; comparaison avec les prévisions (lignes) par le critère basé sur l'énergie dissipée (un jeu de paramètres par condition expérimentale) déterminé à partir des résultats d'auto-échauffement en considérant que la transition entre les deux premiers régimes de dissipation correspond à une durée de vie en fatigue de <b><math>10^7</math> cycles</b> (les symboles noirs vides correspondent aux points associés à $(\Delta_{10^7}^*, N_{r10^7})$ et $(\Delta_B^*, N_{rB})$ ) (à gauche); comparaison entre les nombres de cycles à la rupture expérimentaux et prévus par le critère (à droite). . . . .	82
58	Prévision du nombre de cycles à rupture, à partir du critère de fatigue IDAFIP se basant sur l'association de $W_{cr}$ (à mi-vie) et $\Delta^*$ , en fonction du nombre de cycles à rupture expérimental pour des éprouvettes à $0^\circ$ et $90^\circ$ et des rapports de charge $R = 3$ et $R = 10$ en compression-compression (à gauche) et en incluant un rapport de charge en traction-compression $R = -1$ (à droite) . . . . .	83
59	Endommagements (identifiés par segmentation d'images de tomographie aux rayons X) en bout de fibres dans la peau d'un échantillon d'orientation $0^\circ$ testé en fatigue pendant $5 \times 10^5$ cycles et non rompu, pour un rapport de charge $R = 10$ , une fréquence de chargement de $4 \text{ Hz}$ et une contrainte maximale en valeur absolue normalisée de $0,80$ . . . . .	85
60	Exemple d'essais réalisés pour caractériser le comportement du PEEK CF30 pour des éprouvettes d'orientation $0^\circ$ : essais de compression monotone à différentes vitesses de chargement (en haut à gauche), essai FRC en compression (en haut à droite), essai ANH en compression-traction (en bas à gauche) et essais FRC en traction (en bas à droite). . . . .	91
61	Courbes contrainte-déformation pour les essais de compression monotone (jusqu'au niveau de chargement le plus élevé pour lequel le chargement est bien uniaxial) à différentes vitesses de chargement normalisées $\{0,001; 0,01\}$ pour les éprouvettes de $5 \text{ mm}$ d'épaisseur d'orientation $0^\circ$ et $90^\circ$ . . . . .	92
62	Comparaison des courbes contrainte-déformation en valeur absolue pour des essais monotones en traction et en compression sur des éprouvettes de $5 \text{ mm}$ d'épaisseur pour des orientations de $0^\circ$ et $90^\circ$ . . . . .	93
63	Evolutions de la contrainte et de la déformation en fonction du temps pour des essais de fluage simple sur des éprouvettes de $5 \text{ mm}$ d'épaisseur pour des orientations $0^\circ$ (à gauche) et $90^\circ$ (à droite), avec un temps de fluage de $13 \text{ min}$ et une vitesse de charge et de décharge $ \dot{\sigma} _{norm} = 0,01$ . . . . .	93
64	Vitesse de déformation lors des phases de fluage sur éprouvette de $5 \text{ mm}$ d'épaisseur à une contrainte en valeur absolue normalisée de $0,79$ et une orientation de $0^\circ$ (à gauche) et pour une contrainte en valeur absolue normalisée de $0,55$ et une orientation de $90^\circ$ (à droite). . . . .	94

65	Résultats des essais FRC en compression pour des éprouvettes d'orientations $0^\circ$ (à gauche) et $90^\circ$ (à droite) d'épaisseur 5 mm, avec une durée des phases de fluage et de recouvrance de 13 min et une vitesse de charge-décharge de $ \dot{\sigma} _{norm} = 0,01$ . . . . .	95
66	Courbes contrainte-déformation des essais FRC en compression pour des éprouvettes d'orientations $0^\circ$ et $90^\circ$ d'épaisseur 5 mm, avec une durée des phases de fluage et de recouvrance de 13 min et une vitesse de charge/décharge $ \dot{\sigma} _{norm} = 0,01$ . . . . .	95
67	Déformation résiduelle obtenue pour les essais FRC en compression à l'issue des phases de recouvrement en fonction de la contrainte lors des phases de fluage pour chacun des deux paliers, pour des éprouvettes d'orientation $0^\circ$ et $90^\circ$ d'épaisseur 5 mm ; ligne noire correspondant à l'incertitude de calcul de la déformation par stéréo-corrélation d'images à $\pm 5 \times 10^{-4}$ (-). . . . .	96
68	Agrandissement des résultats en déformation des essais FRC en compression pour une éprouvette d'orientation $90^\circ$ d'épaisseur 5 mm, avec une durée des phases de fluage et de recouvrance de 13 min et une vitesse de charge/décharge $ \dot{\sigma} _{norm} = 0,01$ ; observation des résultats pour les niveaux de contrainte les plus faibles (à gauche) et les niveaux de contrainte les plus élevés (à droite). . . . .	97
69	Résultats en déformation des essais FRC en traction pour des éprouvettes d'orientation $0^\circ$ (à gauche) et d'orientation $90^\circ$ (à droite), d'épaisseur 5 mm, avec une durée des phases de fluage et de recouvrance de 13 min et une vitesse de sollicitation $ \dot{\sigma} _{norm} = 0,01$ . . . . .	98
70	Résultat en déformation des essais ANH en compression puis traction pour des éprouvettes d'orientations $0^\circ$ (à gauche) et $90^\circ$ (à droite) d'épaisseur 5 mm, avec une durée des phases de fluage de 13 min puis 30 min pour les trois niveaux de chargement les plus élevés en valeur absolue et une vitesse de charge/décharge de $ \dot{\sigma} _{norm} = 0,01$ . . . . .	99
71	Module sécant <i>a</i> ), aire de boucle d'hystérésis <i>b</i> ) et déformation moyenne <i>c</i> ) au cours des blocs de 30 cycles appliqués lors d'un essai d'auto-échauffement pour différentes contraintes maximales (en valeur absolue) appliquées, un rapport de charge $R = 10$ , des éprouvettes de 5 mm d'épaisseur et d'orientation $0^\circ$ et une fréquence de chargement de 2 Hz. . . . .	100
72	Déformation résiduelle obtenue à l'issue du recouvrement entre deux blocs successifs pour les essais d'auto-échauffement en compression en fonction du niveau de chargement maximal en valeur absolue atteint pour un rapport de charge $R = 10$ , des éprouvettes d'orientation $0^\circ$ et $90^\circ$ d'épaisseur 5 mm ; la ligne noire à correspond à l'incertitude sur la mesure de la déformation à $\pm 5 \times 10^{-4}$ (-); comparaison avec les résultats des essais FRC. . . . .	101

73	Déformation minimale sans la partie élastique et déformation résiduelle en fonction de la contrainte maximale en valeur absolue (toutes les déformations sont en valeur absolue) et évolution du module sécant en fonction de la contrainte maximale en valeur absolue lors d'un essai d'auto-échauffement pour une orientation $0^\circ$ , un rapport de charge $R = 3$ et une fréquence $4 \text{ Hz}$ ; la ligne noire correspond à l'incertitude de calcul des déformations. . . . .	102
74	Schéma rhéologique du modèle proposé par [Détrez, 2008] distinguant les mécanismes en fonction de la phase cristalline et amorphe. . . . .	104
75	Schéma rhéologique 1D du modèle proposé par [Leveuf et al., 2020]. . . . .	106
76	Illustration de l'homogénéisation en deux étapes pour l'élasticité : décomposition en composites UD, évaluation des propriétés de chaque composite UD avec la méthode de Mori-Tanaka, calcul des propriétés macroscopiques en moyennant les tenseurs de rigidité des composites UD. . . . .	110
77	Dépendance des coefficients du tenseur de Hill aux valeurs propres du tenseur d'orientation d'ordre 2 en fonction de la valeur du paramètre $k$ . . . . .	119
78	Présentation des quatre représentations utilisées pour étudier l'influence du gradient de microstructure selon l'épaisseur et des conditions aux limites; $U_i$ avec $i = \{x; y; z\}$ représente le déplacement des nœuds selon $i$ . . . . .	124
79	Courbes contrainte/déformation dans le domaine supposé élastique linéaire obtenues par simulation par éléments finis pour un essai de compression monotone sur des éprouvettes de 5 mm d'épaisseur d'orientations de $0^\circ$ et $90^\circ$ , une vitesse de sollicitation de $ \dot{\sigma} _{norm} = 0,01$ ; comparaison représentation éprouvette complète (gradient) et représentation homogène à l'échelle du VER. . . . .	125
80	Histogramme de l'erreur relative sur le module d'Young par rapport à la représentation éprouvette complète avec gradient de distribution d'orientation des fibres selon l'épaisseur et conditions aux limites les plus proches de la réalité, pour les orientations $0^\circ$ et $90^\circ$ . . . . .	126
81	Courbes contrainte/déformation dans le domaine supposé élastique linéaire obtenues par simulation par éléments finis pour un essai de compression monotone sur des éprouvettes de 5 mm d'épaisseur d'orientations de $0^\circ$ et $90^\circ$ , une vitesse de sollicitation de $ \dot{\sigma} _{norm} = 0,01$ ; comparaison représentation éprouvette complète (gradient) et représentation éprouvette complète (homogène). . . . .	127
82	Courbes contrainte/déformation obtenues par simulation par éléments finis d'un essai FRC sur des éprouvettes de 5 mm d'épaisseur d'orientations de $0^\circ$ et $90^\circ$ , une vitesse de sollicitation de $ \dot{\sigma} _{norm} = 0,01$ ; comparaison représentation éprouvette complète (gradient) et représentation zone utile. . . . .	128
83	Courbes contrainte/déformation obtenues par simulation par éléments finis d'un essai FRC sur des éprouvettes de 5 mm d'épaisseur d'orientations de $0^\circ$ et $90^\circ$ , une vitesse de sollicitation de $ \dot{\sigma} _{norm} = 0,01$ ; comparaison représentation éprouvette complète (gradient) et représentation allumette. . . . .	129

84	Comparaison des courbes contrainte/déformation expérimentales et obtenues à partir du modèle pour des essais de compression monotone pour des éprouvettes d'épaisseur 5 mm, et de traction pour des éprouvettes amincies d'orientation 0° et 90°. . . . .	132
85	Viscosité en fonction de la vitesse de déformation viscoélastique moyenne identifiée à partir d'un essai FRC et d'essais cycliques réalisés sur des éprouvettes de 5 mm orientées à 0° et 90° à des niveaux de contrainte inférieurs à la limite d'élasticité globale, en supposant une viscosité constante pour chaque essai. . . . .	134
86	Courbes contrainte/déformation obtenues expérimentalement et avec le modèle viscoélastique pour une éprouvettes de 5 mm avec une orientation 0°, un rapport de charge $R = 10$ et un niveau de contrainte $ \sigma _{max_{norm}} = 0,34$ . . . . .	135
87	Densité d'énergie dissipée par cycle (calculée du 4 <sup>ème</sup> au 14 <sup>ème</sup> cycle) en fonction de la contrainte maximale en valeur absolue appliquée pour des éprouvettes de 5 mm d'épaisseur d'orientation 0° (à gauche) et 90° (à droite), un rapport de charge $R = 10$ et une fréquence de chargement de 4Hz; comparaison des résultats expérimentaux et des prévisions du modèle viscoélastique (sans plasticité), et du modèle visco-élasto-plastique sans couplage et avec couplage entre la rigidité viscoélastique et l'écroutissage. . . . .	136
88	Module sécant (au 10 <sup>ème</sup> cycle) en fonction de la contrainte maximale en valeur absolue appliquée pour des éprouvettes de 5 mm d'épaisseur d'orientation 0° (à gauche) et 90° (à droite), un rapport de charge $R = 10$ et une fréquence de chargement de 4Hz; comparaison des résultats expérimentaux et des prévisions du modèle viscoélastique (sans plasticité), et du modèle visco-élasto-plastique sans couplage et avec couplage entre la rigidité viscoélastique et l'écroutissage. . . . .	136
89	Densité d'énergie cyclique (au 10 <sup>ème</sup> cycle) en fonction de la contrainte maximale en valeur absolue appliquée pour des éprouvettes de 5 mm d'épaisseur d'orientations 0° (à gauche) et 90° (à droite), un rapport de charge $R = 10$ et une fréquence de chargement de 4Hz; comparaison des résultats expérimentaux et des prévisions du modèle viscoélastique (sans plasticité), et du modèle visco-élasto-plastique sans couplage et avec couplage entre la rigidité viscoélastique et l'écroutissage. . . . .	137
90	Vitesse de déformation cyclique moyenne (moyenne du 5 <sup>ème</sup> au 10 <sup>ème</sup> cycle) en fonction de la contrainte maximale en valeur absolue appliquée pour des éprouvettes d'épaisseur d'orientations 0° (à gauche) et 90° (à droite), un rapport de charge $R = 10$ et une fréquence de chargement de 4Hz; comparaison des résultats expérimentaux et des prévisions du modèle viscoélastique (sans plasticité), et du modèle visco-élasto-plastique sans couplage et avec couplage entre la rigidité viscoélastique et l'écroutissage. . . . .	138
91	Essais cycliques simulés (30 cycles) pour des orientations 0° (à droite) et 90° (à gauche) pour l'identification des paramètres du bloc plastique. . . . .	139

92	Déformation résiduelle à l'issue de la phase de recouvrement en fonction de la contrainte maximale en valeur absolue appliquée durant les 30 cycles pendant les essais d'auto-échauffement pour des éprouvettes de 5 mm d'épaisseur d'orientations $0^\circ$ et $90^\circ$ , un rapport de charge $R = 10$ et une fréquence de chargement de $4 \text{ Hz}$ ; comparaison des résultats expérimentaux et ceux obtenus à partir du modèle élasto-plastique (sans viscoélasticité). . . . .	140
93	Énergie dissipée cyclique en fonction du nombre de cycles pour une éprouvette de 5 mm d'épaisseur d'orientation $90^\circ$ , un rapport de charge $R = 10$ , une fréquence de chargement de $4 \text{ Hz}$ ; comparaison des résultats obtenus à partir du modèle viscoélastique (sans plasticité), et du modèle visco-élasto-plastique sans couplage et avec couplage entre la rigidité viscoélastique et l'écrouissage; contrainte maximale en valeur absolue appliquée $ \sigma _{maxnorm} = 0,26$ (à gauche) et $ \sigma _{maxnorm} = 0,53$ (à droite). . . .	141
94	Courbes contrainte/déformation pour une éprouvettes d'orientations $0^\circ$ (à gauche) et $90^\circ$ (à droite), un rapport de charge $R = 10$ , des contraintes maximales en valeur absolue $ \sigma _{maxnorm} = 0,69$ et $ \sigma _{maxnorm} = 0,53$ , respectivement, et une fréquence de chargement de $4 \text{ Hz}$ ; comparaison des résultats obtenus expérimentalement et ceux obtenus à partir du modèle viscoélastique (sans plasticité), et du modèle visco-élasto-plastique sans couplage et avec couplage entre la rigidité viscoélastique et l'écrouissage. .	142
95	Déformation cyclique moyenne en fonction du nombre de cycles pour des éprouvettes de 5 mm d'épaisseur d'orientations $0^\circ$ (à gauche) et $90^\circ$ (à droite), un rapport de charge $R = 10$ et une fréquence de chargement de $4 \text{ Hz}$ ; comparaison des résultats expérimentaux et des prévisions du modèle viscoélastique (sans plasticité), et du modèle visco-élasto-plastique sans couplage et avec couplage entre la rigidité viscoélastique et l'écrouissage; contraintes maximales en valeur absolue appliquées $ \sigma _{maxnorm} = 0,69$ et $ \sigma _{maxnorm} = 0,53$ pour $0^\circ$ et $90^\circ$ , respectivement. . . .	143
96	Courbes contrainte/déformation pour des essais de compression monotone pour des éprouvettes d'épaisseur 5 mm d'orientations $0^\circ$ et $90^\circ$ et une vitesse de chargement de $ \dot{\sigma} _{norm} = 0,01$ ; comparaison entre les résultats expérimentaux et ceux obtenus à partir du modèle. . . . .	146
97	Courbes de déformation en fonction du temps pour des essais FRC pour des éprouvettes d'épaisseur 5 mm d'orientations $0^\circ$ (à gauche) et $90^\circ$ (à droite) et une vitesse de charge/décharge de $ \dot{\sigma} _{norm} = 0,01$ ; comparaison entre les résultats expérimentaux et ceux obtenus à partir du modèle visco-élasto-plastique avec couplage; la ligne noire symbolise l'incertitude sur la déformation; un zoom sur les premiers paliers est fait sur les figures du bas.	147
98	Courbes de déformation en fonction du temps pour des essais ANH pour des éprouvettes d'épaisseur 5 mm d'orientation $90^\circ$ et une vitesse de charge/décharge de $ \dot{\sigma} _{norm} = 0,01$ ; comparaison entre les résultats expérimentaux et ceux obtenus à partir du modèle. . . . .	148

99	Densité d'énergie dissipée par cycle en fonction de la contrainte maximale en valeur absolue appliquée pour des éprouvettes d'orientations $0^\circ$ (à gauche) et $90^\circ$ (à droite), un rapport de charge $R = 3$ et une fréquence de chargement de 4 Hz ; comparaison des résultats expérimentaux avec le modèle viscoélastique (sans plasticité), et le modèle visco-élasto-plastique sans et avec couplage viscoélasticité-plasticité. . . . .	149
100	Densité d'énergie dissipée par cycle en fonction de la contrainte maximale en valeur absolue appliquée pour des éprouvettes d'orientation $0^\circ$ , un rapport de charge $R = -1$ et une fréquence de chargement de 4 Hz ; comparaison des résultats expérimentaux avec le modèle viscoélastique (sans plasticité), et le modèle visco-élasto-plastique sans et avec couplage viscoélasticité-plasticité. . . . .	149
101	Densité d'énergie dissipée par cycle en fonction de la contrainte maximale en valeur absolue appliquée pour des éprouvettes d'orientation $0^\circ$ , un rapport de charge $R = 0$ et une fréquence de chargement de 4 Hz ; comparaison des résultats expérimentaux avec le modèle viscoélastique (sans plasticité), et le modèle visco-élasto-plastique sans et avec couplage viscoélasticité-plasticité. . . . .	150
102	Module sécant (moyenne du 5 <sup>ème</sup> au 10 <sup>ème</sup> ) en fonction de la contrainte maximale en valeur absolue appliquée pour des éprouvettes d'orientations $0^\circ$ (à gauche) et $90^\circ$ (à droite), un rapport de charge $R = 3$ et une fréquence de chargement de 4 Hz ; comparaison des résultats expérimentaux avec le modèle viscoélastique (sans plasticité), et le modèle visco-élasto-plastique sans et avec couplage viscoélasticité-plasticité. . . .	151
103	Module sécant (moyenne du 5 <sup>ème</sup> au 10 <sup>ème</sup> ) en fonction de la contrainte maximale en valeur absolue appliquée pour des éprouvettes d'orientation $0^\circ$ (à gauche), un rapport de charge $R = -1$ et une fréquence de chargement de 4 Hz ; comparaison des résultats expérimentaux avec le modèle viscoélastique (sans plasticité), et le modèle visco-élasto-plastique sans et avec couplage viscoélasticité-plasticité. . . . .	151
104	Densité d'énergie cyclique (moyenne du 5 <sup>ème</sup> au 10 <sup>ème</sup> ) en fonction de la contrainte maximale en valeur absolue appliquée pour des éprouvettes d'orientations $0^\circ$ (à gauche) et $90^\circ$ (à droite), un rapport de charge $R = 3$ et une fréquence de chargement de 4 Hz ; comparaison des résultats expérimentaux avec un modèle viscoélastique (sans plasticité), un modèle visco-elasto-plastique sans couplage et avec couplage. . . . .	152
105	Densité d'énergie cyclique (moyenne du 5 <sup>ème</sup> au 10 <sup>ème</sup> ) en fonction de la contrainte maximale en valeur absolue appliquée pour des éprouvettes d'orientation $0^\circ$ , un rapport de charge $R = -1$ et une fréquence de chargement de 4 Hz ; comparaison des résultats expérimentaux avec un modèle viscoélastique (sans plasticité), un modèle visco-elasto-plastique sans couplage et avec couplage. . . . .	152

106	Vitesse de déformation cyclique moyenne (moyenne du 5 <sup>ème</sup> au 10 <sup>ème</sup> cycle) en fonction de la contrainte maximale en valeur absolue appliquée pour des éprouvettes d'orientations 0° (à gauche) et 90° (à droite), un rapport de charge $R = 3$ et une fréquence de chargement de 4 Hz ; comparaison des résultats expérimentaux avec un modèle viscoélastique (sans plasticité), un modèle visco-elasto-plastique sans couplage et avec couplage. . . . .	153
107	Densité d'énergie de fluage cyclique expérimentale déterminée du 5 <sup>ème</sup> au 10 <sup>ème</sup> cycle en fonction du nombre de cycles à rupture expérimental, avec comparaison à la prévision du critère de fatigue associé représentée par une droite noire (à gauche) et prévision du nombre de cycles à rupture, à partir de ce critère, en fonction du nombre de cycles à rupture expérimental (à droite), pour des éprouvettes à 0° et 90° et des rapports de charge $R = 3$ et $R = 10$ . . . . .	159
108	Prévision du nombre de cycles à rupture, à partir du critère de fatigue IDAFIP se basant sur l'association de $W_{cr}$ expérimental et $W_c$ expérimental déterminés du 5 <sup>ème</sup> au 10 <sup>ème</sup> cycle, en fonction du nombre de cycles à rupture expérimental pour des éprouvettes à 0° et 90° et des rapports de charge $R = 3$ et $R = 10$ en compression-compression (à gauche) et en incluant un rapport de charge en traction-compression $R = -1$ (à droite). . . . .	160
109	Prévision du nombre de cycles à rupture, à partir du critère de fatigue IDAFIP se basant sur l'association de $W_{cr}$ expérimental déterminé du 5 <sup>ème</sup> au 10 <sup>ème</sup> cycle et $\Delta^*$ expérimental en transitoire, en fonction du nombre de cycles à rupture expérimental pour des éprouvettes à 0° et 90° et des rapports de charge $R = 3$ et $R = 10$ en compression-compression (à gauche) et en incluant un rapport de charge en traction-compression $R = -1$ (à droite). . . . .	161
110	Comparaison de la densité d'énergie dissipée cyclique en transitoire obtenue avec le modèle et expérimentalement en fonction du nombre de cycles à rupture pour des orientations 0° et 90° et des rapports de charge $R = 10$ et $R = 3$ , et un rapport de charge $R = -1$ pour une orientation 0°. . . . .	162
111	Histogramme du pourcentage de données comprises dans la bande de facteur $n = 3$ pour chacun des critères étudiés avec les grandeurs mécaniques cycliques déterminées du 5 <sup>ème</sup> au 10 <sup>ème</sup> cycle, avec le nombre de paramètres associés (entre parenthèses), pour seulement les rapports de charge en compression-compression ( $R = 3$ et $R = 10$ ) (à gauche) et en incluant le rapport de charge $R = -1$ (à droite). . . . .	162
112	Comparaison de la densité d'énergie de fluage cyclique obtenue du 5 <sup>ème</sup> au 10 <sup>ème</sup> cycle avec le modèle et expérimentalement en fonction du nombre de cycles à rupture expérimental pour des orientations 0° et 90° et des rapports de charge $R = 10$ et $R = 3$ . . . . .	163

113	Comparaison de la densité d'énergie cyclique obtenue du 5 <sup>ème</sup> au 10 <sup>ème</sup> cycle avec le modèle et expérimentalement en fonction du nombre de cycles à rupture pour des orientations 0° et 90° et des rapports de charge $R = 10$ et $R = 3$ , et un rapport de charge $R = -1$ pour une orientation 0°.	164
114	Nombre de cycles à rupture prévu par le critère de fatigue basé sur la densité d'énergie de fluage cyclique seule, identifié à partir des données expérimentales, appliqué à la densité d'énergie calculée avec la loi de comportement (noté <i>modèle + critère</i> ) en fonction du nombre de cycle prévu lorsque le critère est appliqué à la grandeur expérimentale (noté <i>experimental + critère</i> ) (à gauche), et en fonction du nombre de cycles expérimental (noté <i>experimental</i> ) pour des orientations 0° et 90° et des rapports de charge $R = 10$ et $R = 3$ .	165
115	Nombre de cycles à rupture prévu par le critère de fatigue basé sur la combinaison de $W_{cr}$ et $W_c$ , identifié à partir des données expérimentales, appliqué à la densité d'énergie calculée avec la loi de comportement (noté <i>modèle + critère</i> ) en fonction du nombre de cycle prévu lorsque le critère est appliqué à la grandeur expérimentale (noté <i>experimental + critère</i> ) (à gauche), et en fonction du nombre de cycles expérimental (noté <i>experimental</i> ) pour des orientations 0° et 90° et des rapports de charge $R = 10$ et $R = 3$ sans inclure (en haut) et en incluant $R = -1$ (en bas).	166
116	Nombre de cycles à rupture prévu par le critère de fatigue basé sur la combinaison de $W_{cr}$ et $\Delta^*$ , identifié à partir des données expérimentales, appliqué à la densité d'énergie calculée avec la loi de comportement (noté <i>modèle + critère</i> ) en fonction du nombre de cycle prévu lorsque le critère est appliqué à la grandeur expérimentale (noté <i>experimental + critère</i> ) (à gauche), et en fonction du nombre de cycles expérimental (noté <i>experimental</i> ) pour des orientations 0° et 90° et des rapports de charge $R = 10$ et $R = 3$ sans inclure (en haut) et en incluant $R = -1$ (en bas).	168
117	Nombre de cycles à rupture prévu par le critère de fatigue basé sur la densité d'énergie de fluage cyclique, identifié à partir de la grandeur issue du modèle calculée du 5 <sup>ème</sup> au 10 <sup>ème</sup> cycle, pour des orientations 0° et 90° et des rapports de charge $R = 10$ et $R = 3$ .	169
118	Nombre de cycles à rupture prévu par le critère de fatigue basé sur la combinaison de la densité d'énergie de fluage cyclique et la densité d'énergie cyclique, identifié à partir des grandeurs issues du modèle, pour des orientations 0° et 90° et des rapports de charge $R = 10$ et $R = 3$ sans inclure (à gauche) et en incluant $R = -1$ (à droite).	170
119	Nombre de cycles à rupture prévu par le critère de fatigue basé sur la combinaison de la densité d'énergie de fluage cyclique et l'énergie dissipée cyclique, identifié à partir des grandeurs issues du modèle, pour des orientations 0° et 90° et des rapports de charge $R = 10$ et $R = 3$ sans inclure (à gauche) et en incluant $R = -1$ (à droite).	170
120	Illustration de la question sur les critères de fatigue basés sur les grandeurs expérimentales relevées sur les premiers cycles ou à mi-vie.	171

121	Démarche de dimensionnement en fatigue en se basant sur les critères identifiés avec les grandeurs expérimentales calculées avec la loi de comportement du 5 <sup>ème</sup> au 10 <sup>ème</sup> cycle. . . . .	172
122	Démarche de dimensionnement en fatigue en se basant sur les critères identifiés avec les grandeurs numériques calculées avec le loi de comportement du 5 <sup>ème</sup> au 10 <sup>ème</sup> cycle. . . . .	173
123	Histogramme du pourcentage de données comprises dans la bande de facteur $n = 3$ pour chacun des critères étudiés avec les grandeurs mécaniques cycliques calculées du 5 <sup>ème</sup> au 10 <sup>ème</sup> cycle, avec le nombre de paramètres associés (entre parenthèses), pour seulement les rapports de charge en compression-compression ( $R = 3$ et $R = 10$ ) (à gauche) et en incluant le rapport de charge $R = -1$ (à droite). . . . .	174
124	Dissipations cycliques expérimentales et calculées en fonction de l'amplitude de contrainte pour un essai d'auto-échauffement réalisé sur une éprouvette d'épaisseur 3,2 mm d'orientation 0° et un rapport de charge $R = 0$ , issu de [Navrátil et al., 2020]. . . . .	175
125	Comparaison de l'énergie dissipée cyclique en fonction de la contrainte maximale en valeur absolue pour une orientation 0° et $R = 0$ (à gauche) (chargement en traction) et $R = -\infty$ (à droite) (chargement en compression) et une fréquence de chargement de 4 Hz ; comparaison des résultats expérimentaux avec le modèle viscoélastique (sans plasticité), et le modèle visco-élasto-plastique sans et avec couplage viscoélasticité-plasticité. . . .	176
126	Démarche d'identification des paramètres de la loi de comportement adoptée dans la thèse. . . . .	182
127	Démarche d'identification des paramètres de la loi de comportement proposée en amélioration de la démarche initiale. . . . .	184
128	Schéma explicatif de la démarche de dimensionnement en fatigue en se basant sur les critères identifiés avec les grandeurs expérimentales calculés du 5 <sup>ème</sup> au 10 <sup>ème</sup> cycle (NOK : % données ( $n = 3$ ) $\leq 40$ %, $\sim$ OK : $40$ % < % données ( $n = 3$ ) < $60$ %, OK : % données ( $n = 3$ ) $\geq 60$ %). . . . .	185
129	Schéma explicatif de la démarche de dimensionnement en fatigue en se basant sur les critères identifiés avec les grandeurs numériques calculées avec la loi de comportement du 5 <sup>ème</sup> au 10 <sup>ème</sup> cycle (NOK : % données ( $n = 3$ ) $\leq 40$ %, $\sim$ OK : $40$ % < % données ( $n = 3$ ) < $60$ %, OK : % données ( $n = 3$ ) $\geq 60$ %). . . . .	186
130	Étapes de polissage d'échantillons avant observations au microscope optique.	190
131	Machine de polissage Struers utilisée pour l'amincissement des éprouvettes et les disques de polissage SiC Foil 120 utilisés. . . . .	191
132	Résultats du NETD (en mK) obtenus sur la tranche d'une éprouvette peinte en noir placée dans les mors de la machine hydraulique. . . . .	193

---

133	Niveau de chargement en contrainte maximale en valeur absolue normalisée et nombre de cycles appliqués au 12 essais de fatigue interrompus (éprouvette $0^\circ$ , rapport de charge $R = 10$ et fréquence de chargement de 4 Hz) en fonction de leur position sur les régimes identifiés sur la courbe d'auto-échauffement et la prévision de la durée de vie en fatigue obtenue par un critère en énergie dissipée. . . . .	195
-----	---	-----

# Liste des tableaux

1	Matériel, paramètres d'acquisition et paramètres d'analyse utilisés pour la corrélation des images numériques (n.d. : non disponible). . . . .	25
2	Caméra et paramètres utilisés pour les mesures de température. . . . .	36
3	Conditions des essais de fatigue en orientation et rapport de charge. . . . .	55
4	Conditions des essais d'auto-échauffement en orientation et rapport de charge. . . . .	74
5	Synthèse des différents essais effectués en plus des essais cycliques présentés au Chapitre précédent : essais fluage-recouvrance-cyclique notés FRC, essais anhystérétique notés ANH. . . . .	90
6	Démarche d'identification globale des paramètres de la loi de comportement. . . . .	130
7	Évaluation de la robustesse du modèle identifié. . . . .	131
8	Synthèse sur les paramètres de la loi de comportement identifiés. . . . .	145
9	Synthèse sur la description des grandeurs mécaniques cycliques impliquées dans les critères de fatigue par la loi de comportement en fonction du niveau de contrainte, sans ou avec plasticité, <i>i.e.</i> , inférieurs ou supérieurs à la limite d'élasticité globale, respectivement. . . . .	156
10	Synthèse de la capacité des critères retenus à prévoir la durée de vie en fatigue à partir des grandeurs mécaniques cycliques à mi-vie (NOK : % données ( $n = 3$ ) $\leq 40$ %, $\sim$ OK : $40$ % < % données ( $n = 3$ ) < $60$ %, OK : % données ( $n = 3$ ) $\geq 60$ %). . . . .	180
11	Synthèse de la capacité des critères retenus à prévoir la durée de vie en fatigue à partir des grandeurs mécaniques cycliques entre le 5 <sup>ème</sup> au 10 <sup>ème</sup> cycle (NOK : % données ( $n = 3$ ) $\leq 40$ %, $\sim$ OK : $40$ % < % données ( $n = 3$ ) < $60$ %, OK : % données ( $n = 3$ ) $\geq 60$ %). . . . .	180
12	Synthèse de la capacité de la loi de comportement à décrire la réponse mécanique pour les différents essais de la base de données et des grandeurs impliquées dans les critères de fatigue retenus. . . . .	183
13	Synthèse : qualification de la réalisation des objectifs de la thèse. . . . .	188

# Introduction

Mes travaux présentés dans ce mémoire ont été réalisés dans le cadre d'une convention CIFRE (n° 2019-1888) entre :

- la société Safran Landing Systems, Groupe Safran ;
- et, l'Institut de Recherche Dupuy de Lôme (IRDL UMR CNRS 6027) sur le site de l'ENSTA Bretagne.

Cette étude est rattachée à la chaire industrielle "Self-Heating" ANR-Safran-Naval Group (référence # ANR-20-CHIN-0002) regroupant les entreprises du Groupe Safran, Naval Group, ENSTA Bretagne (IRDL) et l'Institut Pprime. Cette introduction présente les objectifs industriels et scientifiques de cette étude, ainsi que la démarche adoptée.

L'intérêt pour les matériaux composites est grandissant dans l'industrie aéronautique. L'utilisation de tels matériaux permet la réduction du poids des structures et donc une réduction de la consommation du carburant qui mène à des économies importantes. De plus, des motivations écologiques rentrent en jeu avec le souhait de diminuer les émissions de gaz à effet de serre, grandement liées au réchauffement climatique. C'est pourquoi Safran Landing Systems souhaite développer des pièces de train d'atterrissage d'avion en matériau composite.

Dans le cadre de cette thèse, il s'agit d'une pièce interne d'amortisseur oléopneumatique en thermoplastique semi-cristallin PEEK (Polyétheréthercétone, « PolyEtherEtherKetone » en anglais) renforcé par des fibres courtes de carbone (CF, "Carbon Fiber"), à hauteur de 30 % en masse, qui sera noté PEEK CF30 dans la suite du manuscrit. La pièce de l'étude est mise en forme par un procédé d'injection. L'avantage de ce procédé est de permettre de fabriquer à cadence élevée des pièces de géométries complexes, avec des raidisseurs ou des nervures par exemple, pour compenser une plus faible rigidité du matériau par rapport aux matériaux métalliques. Cette pièce interne est soumise à des sollicitations cycliques lors du roulage et de l'atterrissage, majoritairement en compression répétée pour des températures pouvant aller de - 55°C à 70°C. La gamme de sollicitation mécanique étudiée pour justifier la tenue mécanique de la pièce est susceptible de conduire à la rupture pour un nombre de cycles minimum de  $10^3$  et allant au-delà de  $10^6$  cycles. L'objectif de cette thèse est de développer une méthode de dimensionnement en fatigue pour le PEEK CF30, pour des chargements en compression, associée à une démarche de caractérisation rapide basée sur l'auto-échauffement et compatible avec le cadre industriel.

Les propriétés en fatigue des matériaux thermoplastiques renforcés par des fibres courtes ("Short fiber-reinforced thermoplastics", SFRT) ont été étudiées dans de nombreux travaux

au cours des dernières décennies, principalement en traction. La prévision du comportement en fatigue des structures constituées de ces matériaux soulève de nombreuses problématiques et différents facteurs sont à prendre en compte. Le premier facteur est lié au procédé de mise en forme qui induit une microstructure complexe avec une matrice semi-cristalline, ayant un comportement mécanique dissipatif et non linéaire (intégrant viscosité, plasticité et endommagement), et des fibres avec une distribution d'orientation hétérogène de type coeur/peau. Il en résulte un comportement mécanique et des mécanismes de ruine complexes anisotropes [Leveuf et al., 2020], [Amjadi and Fatemi, 2020], [Bernasconi et al., 2007a]. Le second facteur concerne les conditions expérimentales : température et humidité notamment [Kawai et al., 2017], [Santharam et al., 2020]. Dans le cadre de cette étude, la matrice thermoplastique PEEK n'est pas sensible à l'humidité [Selzer and Friedrich, 1997] et est très peu sensible à la température dans la gamme d'intérêt (autour de 20°C), significativement inférieure à la température de transition vitreuse (environ de 150 °C) [Polymers, 2016]. Le dernier facteur est le chargement mécanique appliqué à la pièce au cours de son fonctionnement. En particulier, peu de travaux investiguent la fatigue des SFRT pour des chargements en compression-compression [Kawai et al., 2017], [Malzahn and Schultz, 1986], [Kanters et al., 2019] et ils se concentrent sur d'autres matériaux que le PEEK CF.

Réaliser des essais de compression dans des conditions maîtrisées pose des difficultés expérimentales, en particulier lorsque le matériau est mis en forme sous forme de plaque (avec une dimension d'éprouvette qui est plus petite que les autres), comme c'est le cas ici. La principale difficulté est de garantir l'uniaxialité de la charge globale et d'éviter tout flambement de l'éprouvette. Le premier objectif dans ce mémoire de thèse est de présenter un protocole permettant de réaliser, dans des conditions maîtrisées, des essais de compression-compression cycliques et d'obtenir des données fiables en contrainte, en déformation et en température.

Un autre objectif de ce travail est de caractériser la durée de vie en fatigue (à température ambiante) du PEEK CF30 en compression-compression, de la comparer à celle obtenue en traction-traction et d'étudier l'influence du rapport de charge, pour deux directions de sollicitation (0° et 90°) par rapport à la direction d'injection du matériau. Les campagnes de fatigue sont particulièrement chronophages pour le type de matériau étudié ici car la fréquence de chargement ne peut pas être trop élevée afin d'éviter un échauffement excessif qui induirait des biais.

La méthode d'auto-échauffement a été appliquée avec succès par [Leveuf et al., 2018] à un PEEK CF30 pour des chargements cycliques en traction mais n'a pas été investiguée pour des chargements en compression. La capacité de cette approche à prévoir la durée de vie en fatigue du PEEK CF30 en compression-compression est étudiée dans ce manuscrit. Des critères énergétiques visant à prévoir de manière unifiée (*i.e.*, avec un seul jeu de paramètres) la durée de vie en fatigue des SFRT, pour différentes directions de sollicitations, rapports de charge et conditions environnementales, ont été récemment proposés dans la littérature. Néanmoins, ces critères ont été testés ni pour le matériau étudié ici, ni pour des chargements de compression-compression. Un autre objectif de ces travaux est donc d'identifier un critère de fatigue permettant de prévoir de manière unifiée la durée de vie en fatigue du PEEK CF30 pour différentes directions de sollicitation, et différents rapports

de charge en compression-compression, traction-traction et traction-compression.

Pour développer une approche prédictive de la fatigue, il est nécessaire de décrire de manière précise le comportement mécanique cyclique du matériaux via une loi de comportement adaptée. [Leveuf et al., 2020] et [Navrátil et al., 2020] ont caractérisé le comportement mécanique d'un PEEK CF30, pour des chargements en traction uniaxiale et ont développé un modèle permettant de décrire ce comportement, en s'appuyant sur les travaux de [Launay et al., 2011]. Par ailleurs, les plaques étudiées ici sont plus épaisses (5 mm contre 3 mm) que celles caractérisées par [Leveuf et al., 2020] et [Navrátil et al., 2020], et présentent donc une distribution d'orientation des fibres différente. Le comportement mécanique de ce matériau n'a pas encore été étudié en compression. Le dernier objectif de ce manuscrit est de caractériser le comportement mécanique (visco-élasto-plastique anisotrope) d'un PEEK CF30 relativement épais (5 mm) pour des chargements de compression, et d'identifier une loi, basée sur le formalisme de celle proposée par [Leveuf et al., 2020] et [Navrátil et al., 2020], permettant de décrire ce comportement cyclique en fatigue (avec prise en compte de la microstructure du matériau) pour des gammes de contrainte cohérentes avec l'application industrielle.

Les objectifs de cette thèse sont donc :

- de présenter un protocole permettant de réaliser, dans des conditions maîtrisées, des essais de compression-compression cycliques et d'obtenir des données fiables en contrainte, en déformation et en température ;
- de caractériser la durée de vie en fatigue (à température ambiante) du PEEK CF30 en compression-compression, de la comparer à celle obtenue en traction-traction et d'étudier l'influence du rapport de charge et de l'orientation ;
- d'identifier un critère de fatigue permettant de prévoir de manière unifiée (*i.e.*, avec un seul jeu de paramètres) la durée de vie en fatigue du PEEK CF30 pour différentes directions de sollicitation, et différents rapports de charge ;
- d'évaluer la méthode d'auto-échauffement pour prévoir de manière rapide la durée de vie en fatigue ;
- de caractériser le comportement mécanique d'un PEEK CF30 pour des chargements de compression avec des historiques complexes, et de proposer une loi permettant de décrire ce comportement cyclique en fatigue ;
- et, de proposer une utilisation raisonnée des outils développés pour alimenter une démarche de dimensionnement en fatigue pour des pièces injectées en PEEK CF30.

Des essais quasi-statiques (essais de comportement) et des essais cycliques (essais de fatigue et d'auto-échauffement) sont réalisés sur le matériau, principalement pour des chargements en compression. Un protocole est proposé pour réaliser des essais de compression uniaxiale dans des conditions maîtrisées, et permettre d'obtenir la contrainte, la déformation et de mesurer la température. Les conditions de chargement sont vérifiées, en cours d'essai, sur la base d'une analyse des champs cinématiques et des champs thermiques.

D'une part, les résultats des essais de fatigue permettent de construire les courbes de Wöhler, pour les différentes conditions expérimentales. Les données acquises pendant les essais permettent d'étudier l'évolution de différentes grandeurs caractéristiques (aire

des boucles d'hystérésis, densité d'énergie élastique, vitesse de fluage cyclique (effet de rochet), densité d'énergie dissipée, ...) et d'évaluer différents critères de fatigue basés sur ces grandeurs. Par ailleurs, la capacité de la méthode d'auto-échauffement à prévoir rapidement la durée de vie en fatigue du matériau dans les conditions d'intérêt (en compression-compression notamment) est étudiée. Une analyse de l'endommagement au sein des éprouvettes est également menée par tomographie aux rayons X.

D'une autre part, les essais permettent d'étudier le comportement mécanique du matériau et viennent pourvoir une démarche d'identification d'une loi de comportement visco-élasto-plastique anisotrope prenant en compte la microstructure du matériau. Cette loi est utilisée pour analyser les courbes d'auto-échauffement et sa capacité à prévoir les grandeurs intervenant dans les critères de fatigue est évaluée. Enfin, cette loi de comportement et les critères de fatigue retenus sont utilisés pour juger de leur capacité à prévoir la durée de vie en fatigue.

La démarche adoptée à travers les différents chapitres est schématisée par la Figure 1.

Ce manuscrit débute par une présentation du matériau étudié et de sa microstructure, ainsi que des éprouvettes et des protocoles expérimentaux mis en place pour réaliser les essais de caractérisation mécanique, de fatigue et d'auto-échauffement. Un état de l'art est, tout d'abord, réalisé sur les difficultés et les solutions pour réaliser des essais de compression en se penchant sur les SFRT.

Le second chapitre se concentre sur la caractérisation en fatigue du PEEK CF30. Après un état de l'art, les résultats des essais de fatigue sont présentés et les évolutions des différentes grandeurs mécaniques cycliques (module sécant, aire d'hystérésis,...) sont analysées. A partir de ces résultats, différents critères de fatigue sont testés. La pertinence de la méthode de caractérisation rapide de la durée de vie en fatigue par auto-échauffement est ensuite étudiée pour les conditions d'intérêt, incluant un chargement en compression. Le chapitre se termine par une étude préliminaire des mécanismes d'endommagement dans l'objectif d'améliorer la compréhension des courbes d'auto-échauffement.

Le troisième chapitre se concentre sur la caractérisation et la modélisation du comportement mécanique en compression du PEEK CF30. Un état de l'art des différentes approches de modélisation pour les matériaux thermoplastiques semi-cristallins est tout d'abord proposé. Les résultats des essais réalisés et le comportement du matériau sont ensuite décrits. La loi de comportement proposée sur la base des données expérimentales, la démarche d'identification de la loi et les résultats sont finalement décrits.

Le dernier chapitre de ce manuscrit est consacré à l'application des outils de dimensionnement en fatigue proposés sur des éprouvettes avec gradient de microstructure.

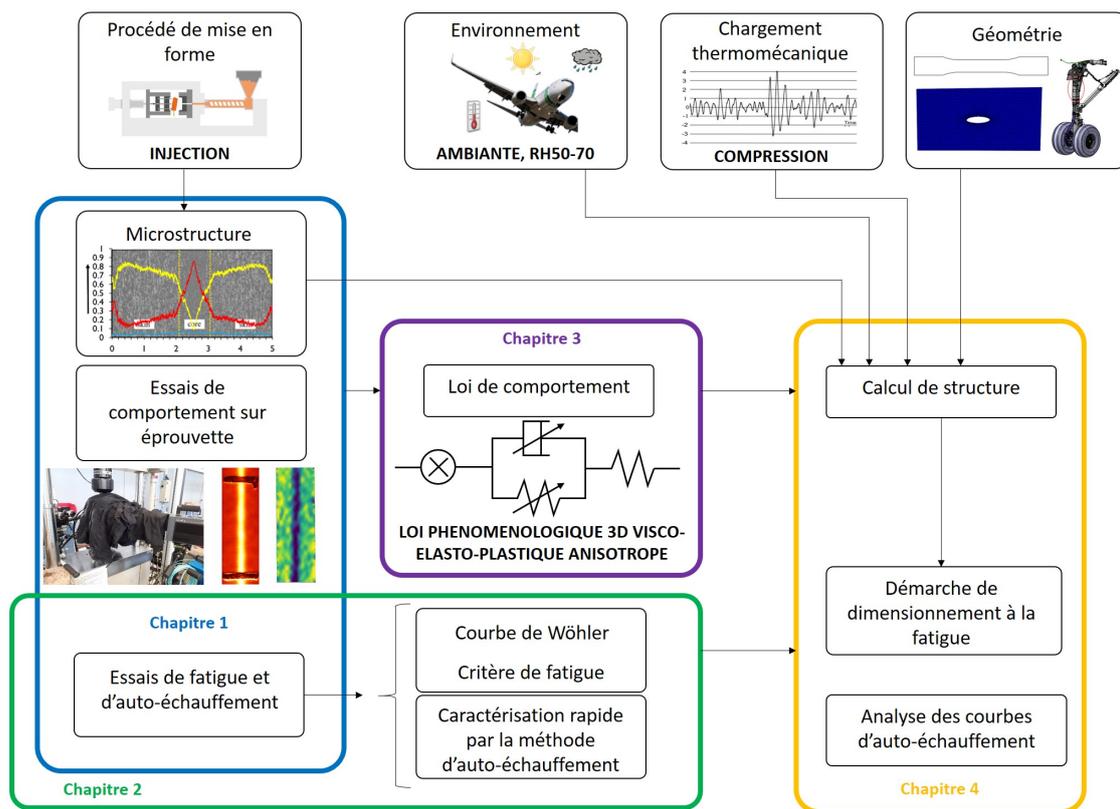


FIGURE 1 – Logigramme du manuscrit de thèse.

# Chapitre 1

## Matériau et méthodes expérimentales

### Sommaire

---

<b>1.1 Matériau et caractérisation microstructurale . . . . .</b>	<b>7</b>
1.1.1 Matériau et procédé de mise en forme . . . . .	7
1.1.2 Observation par microscopie optique . . . . .	8
1.1.3 Observation par micro-tomographie à rayons X . . . . .	10
<b>1.2 Caractérisation thermomécanique . . . . .</b>	<b>17</b>
1.2.1 Essais de compression sur structures minces dans la littérature . .	17
1.2.2 Géométrie des éprouvettes . . . . .	19
1.2.3 Machine d'essais . . . . .	22
1.2.4 Corrélation d'images numériques . . . . .	23
1.2.5 Thermographie infra-rouge . . . . .	28
1.2.6 Protocole expérimental de vérification du chargement en compression . . . . .	37
<b>1.3 Bilan . . . . .</b>	<b>40</b>

---

*Ce chapitre a pour but de présenter le matériau et les outils mis en place pour la caractérisation microstructurale du matériau et la caractérisation thermomécanique. La partie se focalisant sur la caractérisation microstructurale comprend la description de la microstructure complexe du matériau à partir d'observations par microscope optique (description de la microstructure générale, et de la forme et la taille des fibres) et d'observations par microtomographie à rayons X (description de l'orientation des fibres selon l'épaisseur et observation des mécanismes d'endommagement). La partie présentant les moyens expérimentaux pour la caractérisation thermomécanique du matériau comprend la présentation des éprouvettes, des machines d'essais et de l'instrumentation utilisés pour mener à bien les essais avec des mesures cinématiques et thermiques. Cette partie se termine par la présentation du protocole expérimental mis en place pour vérifier l'uniaxialité du chargement global en compression durant les essais. Notons que les essais spécifiques de caractérisation du comportement et de la tenue en fatigue seront détaillés aux Chapitre 2 et 3.*

## 1.1 Matériau et caractérisation microstructurale

Dans cette partie, le procédé de mise en forme du matériau est, tout d'abord, présenté. Ensuite, les outils de description de la microstructure utilisés sont détaillés. La caractérisation de la microstructure est découpée en deux parties : d'une part, les observations par microscopie optique pour la description de la microstructure générale et de la forme, du diamètre et de la longueur des fibres ; d'autre part, des observations par micro-tomographie à rayons X pour décrire la distribution de l'orientation des fibres et pour analyser les mécanismes d'endommagement.

### 1.1.1 Matériau et procédé de mise en forme

Le matériau étudié est un thermoplastique semi-cristallin composé d'une matrice PEEK renforcée par des fibres courtes de carbone à hauteur de 30 % en masse, mis en forme par injection dans un moule. La matière première se présente sous forme de granulés composés de renforts, des fibres courtes de carbone, enrobés de la matrice. Les granulés sont placés dans une trémie (réservoir de matière) et tombent par gravité dans une vis actionnée en rotation. Les granulés chauffent progressivement jusqu'à la température de fusion par cisaillement dans une vis sans fin, avant injection dans un moule à l'aide de la vis jouant le rôle d'un piston. Les fibres s'orientent dans des directions privilégiées en fonction du gradient de vitesse d'écoulement. L'injection se fait jusqu'à la pression de commutation et l'application d'un palier de compactage. La matière est ensuite refroidie de manière contrôlée avant d'être éjectée.

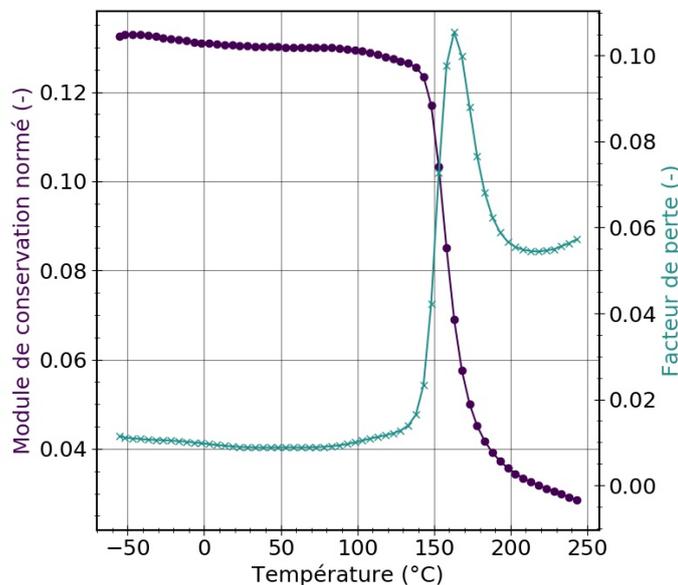


FIGURE 2 – Résultats de DMA du PEEK CF, obtenus par Safran, sur une éprouvette de 3 mm d'épaisseur pour une fréquence de 1 Hz.

Dans le cas présent, la matière est moulée sous forme de plaques de dimension 150 mm x 250 mm et d'épaisseur 5 mm. La Figure 2 représente des résultats de DMA

(analyse mécanique dynamique, "Dynamic Mechanical Analysis") obtenus par Safran sur un composite PEEK CF pour une fréquence de 1 Hz. D'après cette figure, la température de transition vitreuse du matériau est aux alentours de 150 °C.

### 1.1.2 Observation par microscopie optique

Des observations de la microstructure du matériau ont été effectuées au microscope optique Keyence VHX-500 sur des échantillons découpés dans les plaques. Ces échantillons ont été positionnés dans un moule et enrobés à froid (avec polymérisation de la résine à température ambiante, pendant 10 min) dans une résine acrylique de type KM. Le protocole de polissage a été optimisé afin d'obtenir un état de surface optimal pour les observations. Les étapes du protocole de polissage retenu sont décrites en annexe A. La Figure 3 présente la microstructure du matériau observée au microscope optique.

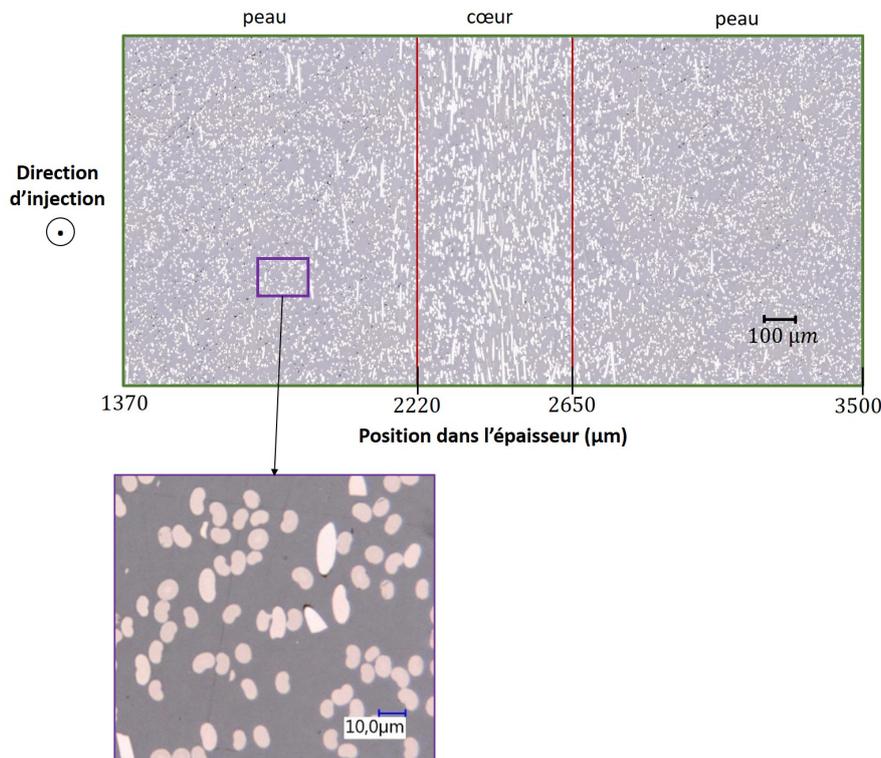


FIGURE 3 – Observation de la microstructure du PEEK CF30 au microscope optique Keyence sur une partie de l'épaisseur (entre 1373  $\mu\text{m}$  et 3495  $\mu\text{m}$ ) avec un zoom sur la peau (rectangle violet) pour observer la forme des fibres.

Ces observations montrent une microstructure complexe de type cœur/peau, typique des thermoplastiques renforcés de fibres courtes mis en forme par injection comme observé dans [Leveuf et al., 2020] pour un matériau très proche (avec une épaisseur de plaque plus faible, de 3 mm) ou d'autres thermoplastique renforcés de fibres courtes [Bernasconi et al., 2007a]. Cette microstructure est constituée :

- d'une couche de sur-peau "figée" au contact des parois plus froides du moule lors de l'injection, dans laquelle les fibres sont orientées de manière plus ou moins aléatoire ;
- d'une couche de peau dans laquelle les fibres sont majoritairement orientées dans la direction d'injection en raison des contraintes de cisaillement générées lors de l'injection qui sont importantes dans cette région ;
- d'une couche de cœur dans laquelle les fibres sont majoritairement orientées perpendiculairement à la direction d'injection en raison de contraintes de cisaillement plus faibles, et de contraintes de traction présentes ;
- et, de zones de transition entre les peaux et le cœur dans lesquelles les fibres sont orientées de manière plus ou moins aléatoire.

A partir du zoom présenté sur la Figure 3, il est également possible de remarquer que certaines fibres ont une section (perpendiculairement à la longueur de la fibre) circulaire tandis que d'autres ont une section en forme de "haricot". Pour caractériser les distributions de longueur et de diamètre équivalent des fibres, des échantillons, de taille 10 mm x 15 mm x 5 mm, ont été découpés dans les plaques injectées puis les fibres ont été séparées de la matrice par dissolution dans de l'acide, en suivant le même protocole que dans [Leveuf, 2017]. Des images ont ensuite été acquises au microscope optique et traitées par Safran Landing. Les distributions de la longueur et du diamètre des fibres sont représentées sur la Figure 4. Le diamètre équivalent correspond au diamètre du cercle circonscrit à la section de la fibre pour les fibres circulaires. Pour les fibres en forme de "haricot" le diamètre équivalent est égal à  $\sqrt{D \times d}$ , avec  $D$  le grand axe et  $d$  le petit axe pour une section de fibre supposée elliptique. Le diamètre des fibres vaut en moyenne  $8 \mu\text{m}$ , avec un écart type de 0,7. La longueur des fibres vaut en moyenne  $130 \mu\text{m}$ , avec un écart type de  $80 \mu\text{m}$ .

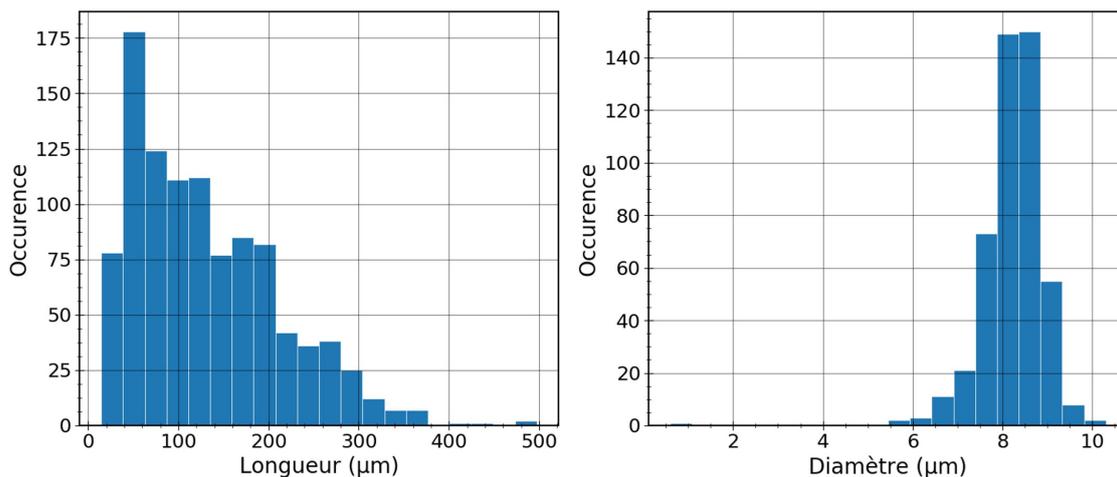


FIGURE 4 – Répartition de la longueur des fibres sur 1018 individus (à gauche) et répartition du diamètre des fibres sur 476 individus (à droite).

### 1.1.3 Observation par micro-tomographie à rayons X

La micro-tomographie à rayons X a été utilisée pour caractériser quantitativement la distribution d'orientation des fibres au sein du matériau. En effet, celle-ci joue un rôle important dans la réponse et la tenue mécanique du matériau. Elle sera prise en compte dans la loi de comportement qui sera présentée au Chapitre 3. Par ailleurs, la micro-tomographie a été utilisée pour analyser les endommagements potentiels formés lors des essais de caractérisations thermomécaniques (présentés dans les chapitres suivants), et d'alimenter l'analyse des résultats.

#### 1.1.3.1 Micro-tomographie à rayons X

La micro-tomographie à rayons X est une technique non destructive utilisée pour caractériser la microstructure de matériaux en trois dimensions avec une résolution spatiale pouvant être de l'ordre du micron, avec une préparation minimale des échantillons. Elle est donc complémentaire de la microscopie 2D à plus haute résolution. Cette technique a déjà été utilisée sur des matériaux composites à matrice polymère pour analyser la microstructure [Cosmi et al., 2011] et les mécanismes d'endommagement [Laiarinandrasana et al., 2010],[Rolland et al., 2018]. La Figure 5 représente un schéma d'un système de micro-tomographie à rayons X allant de la source de rayons X au résultat de visualisation 3D de l'échantillon observé.

Les principes de base de l'imagerie par micro-tomographie à rayons X reposent sur l'absorption des rayons X. Celle-ci se caractérise par l'absorption de la lumière à travers un échantillon par une fonction logarithmique de l'absorptivité du matériau et de la distance que la lumière doit parcourir, en supposant que le faisceau de rayons X a une incidence normale au plan de l'image. L'intensité des photons des rayons X  $I$  suit une loi de Beer-Lambert, telle que :

$$I(x,y) = I_0(x,y) e^{-\eta x} \quad (1)$$

avec,  $I_0$  l'intensité du rayon incident,  $x$  la distance parcourue par le rayon et  $\eta$  le coefficient d'atténuation. Ce coefficient d'atténuation décrit la fraction d'un faisceau de rayons X qui est absorbée ou diffusée par unité d'épaisseur de l'échantillon. Dans le cas d'un échantillon hétérogène, des valeurs de  $\eta$  différentes donnent une intensité différente des photons transmis. La radiographie est obtenue par une projection des données d'atténuation le long du trajet des photons. La micro-tomographie à rayons X rassemble les informations fournies par un grand nombre de radiographies réalisées sous un angle différent de l'échantillon par rapport à la source et au détecteur de rayons X. Une reconstruction tomographique des images de projection 2D fournit une carte 3D de l'absorption des rayons X.

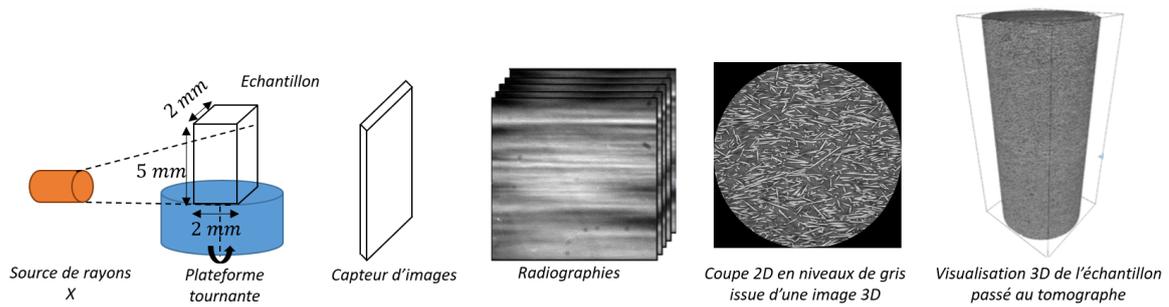


FIGURE 5 – Schéma d'un système de micro-tomographie à rayons X.

Le rayonnement synchrotron résulte de la courbure d'un faisceau d'électrons de haute énergie sous l'effet d'un champ magnétique. La lumière émise est plus brillante que celle émise par les sources de rayons X conventionnelles. Un flux élevé permet de résoudre des variations très fines de l'absorptivité et donc de la structure interne de l'échantillon afin d'avoir un contraste plus élevé. Parmi les autres avantages du rayonnement synchrotron, citons la collimation du faisceau de rayons X, qui simplifie l'algorithme de reconstruction tomographique, et la possibilité de régler l'énergie des rayons X sur une bande d'énergie étroite. L'utilisation d'un faisceau de rayons X monochromatique améliore la précision des images tomographiques reconstruites en éliminant le problème de la dépendance de l'absorption des rayons X à l'énergie.

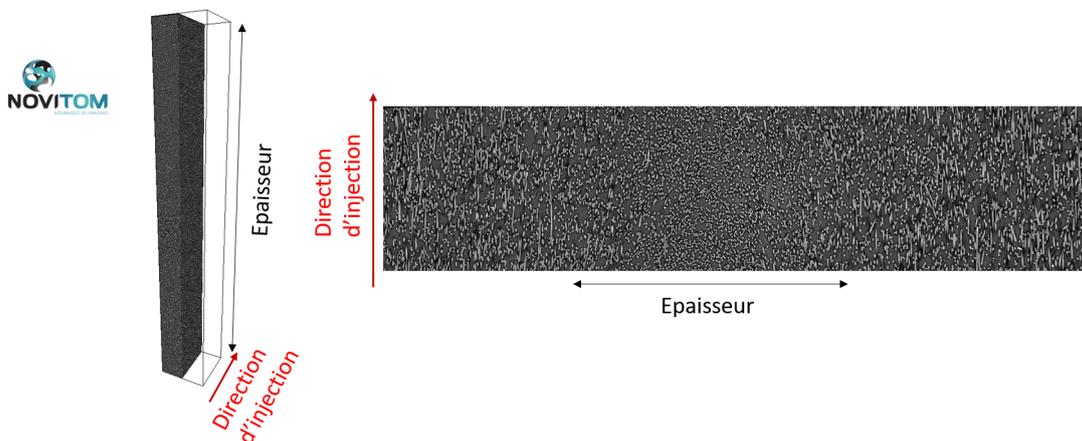


FIGURE 6 – Exemple d'images obtenues par micro-tomographie à rayons X sur une portion de l'épaisseur d'un échantillon observé.

Dans le cadre de cette étude, des images par micro-tomographie à rayons X ont été obtenues sur des échantillons, avec une taille de 2 mm x 2 mm et d'épaisseur 5 mm (épaisseur de la plaque injectée), comme montré sur la Figure 5. Les échantillons ont été découpés à l'aide d'une micro-tronçonneuse avec un disque diamant d'épaisseur 400  $\mu\text{m}$ . Un exemple d'images obtenue par tomographie est donné sur la Figure 6. les

échantillons ont été imagés par micro-tomographie à rayons X avec une résolution spatiale physique de  $0,74 \mu\text{m}$  et une énergie du faisceau de 25 keV. Les échantillons ont été placés verticalement sur la platine de rotation de tomographie, *i.e.*, avec leur épaisseur orientée parallèlement à l'axe de rotation de la platine.

### 1.1.3.2 Distribution de l'orientation des fibres

L'orientation des fibres peut être définie par les angles d'Euler  $(\theta, \phi)$  dans le repère orthonormé direct  $(O, e_1, e_2, e_3)$ , avec  $e_1$  la direction d'injection,  $e_3$  la normale au plan d'injection,  $\theta$  l'angle d'inclinaison (l'angle entre  $e_3$  et l'axe principal de la fibre) et  $\phi$  l'angle azimutal (l'angle entre  $e_1$  et la projection de la fibre dans le plan  $(e_1, e_2)$ ). Cette représentation est illustrée sur la Figure 7.

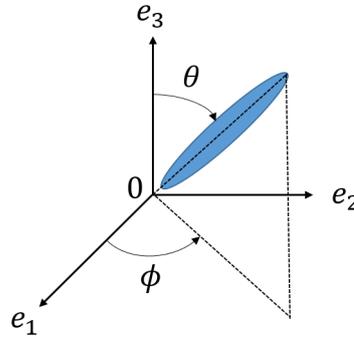


FIGURE 7 – Orientation d'une fibre dans la base  $(e_1, e_2, e_3)$ .

L'orientation d'une fibre est représentée par le vecteur unitaire  $\mathbf{p}$ . En raison du grand nombre de fibres, prendre en compte l'orientation de chacune des fibres ne serait pas possible. Des outils mathématiques sont donc utilisés par [Hand, 1962] et [Andriyana et al., 2010], [Launay et al., 2013a], pour décrire la distribution de l'orientation des fibres  $\psi(\mathbf{p})$ , décrivant la probabilité de trouver une fibre selon un angle solide  $\omega$ . La fonction  $\psi$  satisfait les conditions suivantes :  $\psi(\mathbf{p}) = \psi(-\mathbf{p})$  et  $\int_{\Omega} \psi(\mathbf{p}) d\omega = 1$  avec  $\Omega$  la sphère unité. Les moments statistiques d'ordre pair de  $\psi(\mathbf{p})$  sont appelés tenseurs d'orientation [Advani and Tucker, 1987].  $\underline{\mathbf{a}}^\psi$  représente le tenseur d'ordre 2 et  $\underline{\underline{\mathbf{A}}}^\psi$  le tenseur d'ordre 4 tels que :

$$\underline{\mathbf{a}}^\psi = \left( \int_{\Omega} p_i p_j \psi(\mathbf{p}) d\omega \right) \mathbf{e}_i \otimes \mathbf{e}_j, i, j \in [1, 3] \quad (2)$$

$$\underline{\underline{\mathbf{A}}}^\psi = \left( \int_{\Omega} p_i p_j p_k p_l \psi(\mathbf{p}) d\omega \right) \mathbf{e}_i \otimes \mathbf{e}_j \otimes \mathbf{e}_k \otimes \mathbf{e}_l, i, j, k, l \in [1, 3] \quad (3)$$

Ces deux tenseurs sont symétriques. La normalité de  $\psi$  permet de démontrer que  $Tr(\underline{\mathbf{a}}^\psi) = 1$  et que l'information de  $\underline{\mathbf{a}}^\psi$  est contenue dans  $\underline{\underline{\mathbf{A}}}^\psi$  :  $A_{i,j,k,l}^\psi = a_{i,j}^\psi$ . La connaissance de la distribution d'orientation complète  $\psi$  équivaut à la connaissance de tous ses moments statistiques. Les moments d'ordre 2 et d'ordre 4 contiennent généralement suffisamment d'informations [Advani and Tucker, 1987], [Launay, 2011].

Les codes de calcul d'injection se limitent en général au calcul du tenseur d'orientation d'ordre 2. Par ailleurs, souvent, seul le tenseur d'orientation d'ordre 2 est extrait des caractérisations expérimentales de la distribution d'orientation des fibres. Pour pouvoir calculer le tenseur d'orientation d'ordre 2 à l'aide des codes de calcul d'injection ou pour pouvoir calculer le comportement mécanique moyen du matériau à l'aide des schémas d'homogénéisation classiques à partir du tenseur d'orientation d'ordre 2, il faut connaître le tenseur d'orientation d'ordre 4. Il est donc nécessaire de fermer mathématiquement le problème en proposant une relation supplémentaire pour lier  $\underline{\underline{A}}^\psi$  à  $\underline{a}^\psi$ , appelée **équation de fermeture**.

Pour s'adapter au cadre industriel, la distribution de l'orientation des fibres à travers l'épaisseur de la plaque est représentée par le tenseur d'orientation des fibres d'ordre deux. Ce tenseur est déterminé expérimentalement par le traitement des images obtenues par micro-tomographie à rayons X. Le traitement a été réalisé par Novitom Advanced 3D Imaging. Les images sont reconstruites en 3D, dans le repère  $(O, e_1, e_2, e_3)$  à partir des radiographies obtenues par l'acquisition tomographique et sont composées de voxels dont l'intensité du niveau de gris permet de séparer les fibres et la matrice (segmentation). Les voxels appartenant à la phase fibre ont été identifiés à partir d'un seuil appliqué à l'histogramme de niveau de gris dont les résultats sont montrés sur la Figure 8. L'histogramme de niveau de gris a été tronqué et étiré au préalable, pour accentuer le contraste entre la matrice et les fibres.

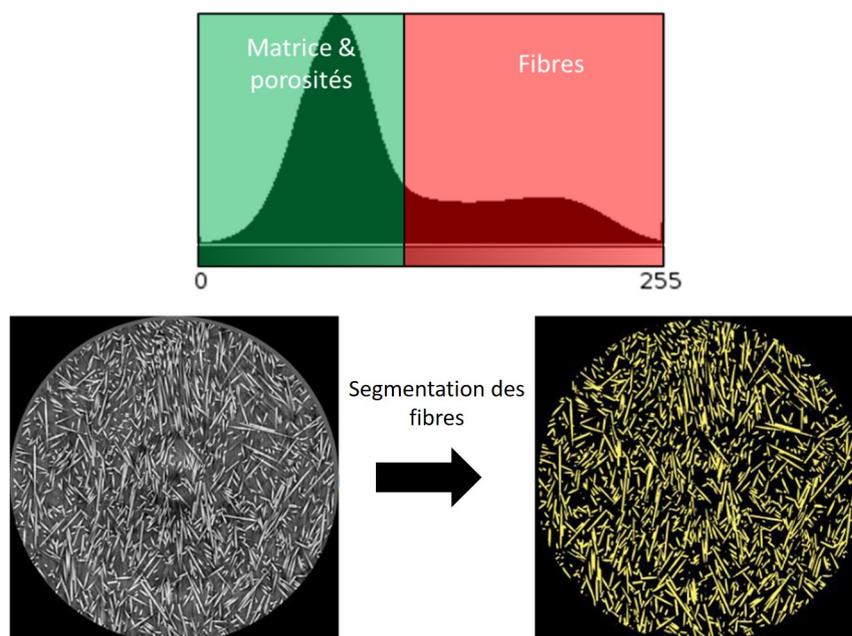


FIGURE 8 – Segmentation des fibres sur une image obtenue par micro-tomographie à partir d'un seuil appliqué à l'histogramme de niveau de gris, issue de [Imaging, 2019].

L'orientation locale des fibres est calculée à partir de la méthode du tenseur de structure [Arseneau and Cooperstock, 2006], [Akl, 2016]. Cette méthode s'appuie sur

l'hypothèse que la direction dans laquelle le niveau de gris varie le moins correspond à l'orientation principale des fibres.

Les différentes étapes qui composent la méthode du tenseur de structure sont les suivantes [Imaging, 2019] :

- application d'un filtre gaussien pour supprimer les structures les plus petites qui ne sont pas des fibres, pour ne pas fausser les résultats ;
- calcul du gradient de niveau de gris en chaque voxel ;

$$\nabla G(\mathbf{e}_1, \mathbf{e}_2, \mathbf{e}_3) = \begin{bmatrix} G_{e_1}(\mathbf{e}_1, \mathbf{e}_2, \mathbf{e}_3) \\ G_{e_2}(\mathbf{e}_1, \mathbf{e}_2, \mathbf{e}_3) \\ G_{e_3}(\mathbf{e}_1, \mathbf{e}_2, \mathbf{e}_3) \end{bmatrix}_{(\mathbf{e}_1, \mathbf{e}_2, \mathbf{e}_3)} \quad (4)$$

- calcul du tenseur de structure en chaque voxel ;

$$\underline{\mathbf{T}} = \nabla G(\mathbf{e}_1, \mathbf{e}_2, \mathbf{e}_3) \otimes \nabla G(\mathbf{e}_1, \mathbf{e}_2, \mathbf{e}_3) = \begin{bmatrix} G_{e_1}^2 & G_{e_1}G_{e_2} & G_{e_1}G_{e_3} \\ G_{e_1}G_{e_2} & G_{e_2}^2 & G_{e_2}G_{e_3} \\ G_{e_1}G_{e_3} & G_{e_2}G_{e_3} & G_{e_3}^2 \end{bmatrix}_{(\mathbf{e}_1, \mathbf{e}_2, \mathbf{e}_3)} \quad (5)$$

- application d'un filtre gaussien pour moyenner le tenseur de structure sur un voisinage autour de chaque voxel ;
- et, diagonalisation du tenseur de structure en chaque voxel.

Le vecteur propre associé à la valeur propre la plus faible correspond à la direction pour laquelle l'intensité en niveau de gris varie le moins, qui est aussi la direction principale de la fibre  $\mathbf{p}$  appartenant au voxel. Ce vecteur  $\mathbf{p}$  est calculé pour chaque voxel de la phase fibre. Pour chaque coupe dans le plan  $(\mathbf{e}_1, \mathbf{e}_2)$ , le tenseur d'orientation  $\underline{\mathbf{a}}^\psi$  est moyenné sur l'ensemble des voxels afin d'obtenir la distribution selon l'épaisseur de la plaque injecté.

$$\underline{\mathbf{a}}^\psi = \frac{1}{N} \sum \mathbf{p} \otimes \mathbf{p} = \begin{bmatrix} a_{11} & a_{12} & a_{13} \\ a_{12} & a_{22} & a_{23} \\ a_{13} & a_{23} & a_{33} \end{bmatrix}_{(\mathbf{e}_1, \mathbf{e}_2, \mathbf{e}_3)} \quad (6)$$

avec  $N$  le nombre de fibres dans la coupe. La Figure 9 montre les composantes diagonales  $a_{11}$ ,  $a_{22}$  et  $a_{33}$  et les composantes hors-diagonales  $a_{12}$ ,  $a_{13}$  et  $a_{23}$  du tenseur d'orientations des fibres d'ordre deux, obtenues pour quatre échantillons découpés dans différentes éprouvettes prélevées dans une même plaque, à différentes positions dans une plaque (au centre et en périphérie). Les composantes diagonales sont cohérentes avec la microstructure du matériau observée au microscope optique. Les composantes diagonales sont très proches pour les trois échantillons. Leur distribution à travers l'épaisseur précise les observations qualitatives faites dans la partie 1.1.2 : sur-peaux d'environ 0,2 mm dans lesquelles les fibres sont orientées selon la direction d'injection et la largeur de la plaque ; peaux d'environ 1,5 mm d'épaisseur avec des fibres majoritairement orientées selon la direction d'injection ; zone de transition de quelques dixièmes de mm avec des fibres orientées de manière plus ou moins aléatoire et cœur de quelques dixièmes de mm d'épaisseur avec des fibres majoritairement orientées selon la direction perpendiculaire à la direction d'injection.

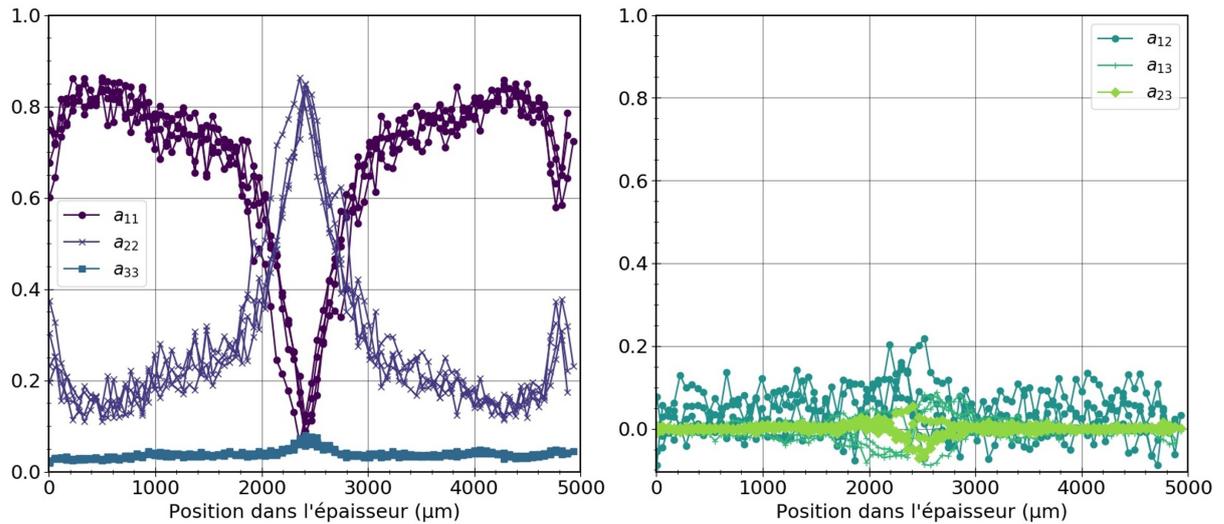


FIGURE 9 – Distribution des composantes diagonales (à gauche) et des composantes hors-diagonales (à droite) du tenseur d'orientation des fibres le long de l'épaisseur de quatre échantillons prélevés à différentes positions dans deux plaques.

Les composantes hors-diagonales du tenseur d'orientation ont des valeurs plus faibles. Néanmoins, la composante  $a_{12}$  n'est pas négligeable dans certains cas et elle est variable d'un échantillon à l'autre.

### 1.1.3.3 Protocole d'analyse des endommagements

Des essais de fatigue interrompus ont été réalisés pour étudier les mécanismes d'endommagement pour différents niveaux de chargement et différents nombres de cycles. Les conditions de ces essais seront précisées au chapitre 2. Des échantillons tels que ceux évoqués au début de cette partie ont été extraits dans la zone utile de ces éprouvettes pour effectuer des analyses par tomographie aux rayons X. Les images de tomographie ont été segmentées pour distinguer les différentes phases du matériau : matrice, fibres, cavités. La Figure 10 représente une image obtenue. Une segmentation par seuillage ne permet pas de séparer de manière satisfaisante les phases matrice et cavités étant donné que leurs niveaux de gris peuvent être proches. Pour identifier les différentes phases, l'outil développé pendant la thèse de Thomas Glanowski [Glanowski et al., 2018] [Glanowski et al., 2022], pour l'analyse des mécanismes d'endommagement de matériaux élastomères, a été utilisé et modifié pour les besoins de la thèse.

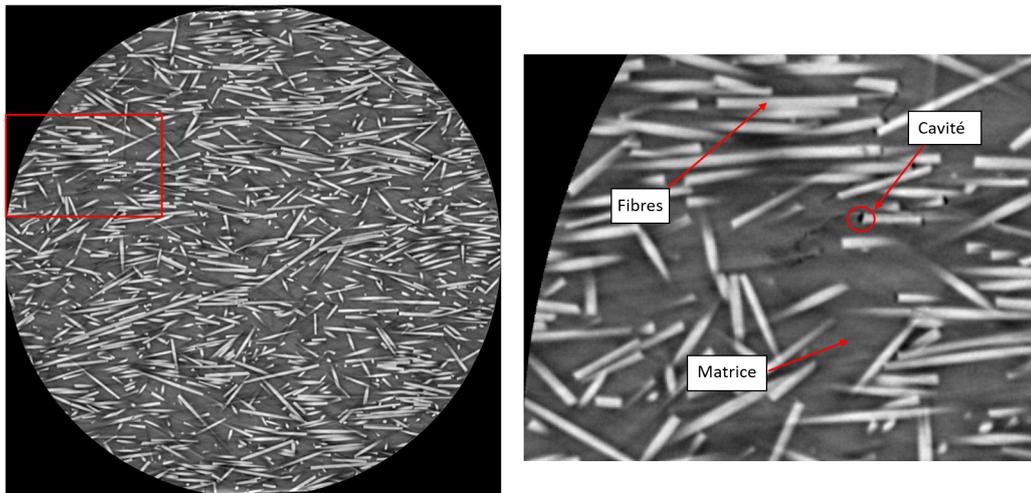


FIGURE 10 – Image après un premier post-traitement réalisé par Novitom Advanced 3D avec les différentes phases à distinguer : fibre, matrice et cavités.

La Figure 10 représente les étapes de traitement et de segmentation des images d'un échantillon qui sont les suivantes :

- application d'un filtre CLAHE (Contrast Limited Adaptive Histogram Equalization) ;
- égalisation de l'histogramme de niveau de gris (étape 1 sur la Figure 11) ;
- définition des seuils à appliquer pour définir les marqueurs pour l'algorithme de *random walk* en fonction de l'histogramme de niveau de gris normé d'une image typique : seuil fibres, seuil matrice/fibres, seuil matrice/cavités, seuil cavités ;
- attribution d'une étiquette aux voxels de 0 à 3 en fonction des valeurs des seuils définis sur les niveaux de gris : 0 (phase non définie en bleu), 1 (phase fibres en vert), 2 (phase matrice en gris), 3 (phase cavité en rouge) (étape 2 sur la Figure 11) ;
- application de l'algorithme de *random walk* [Grady, 2006] pour compléter la segmentation des images (étape 3 sur la Figure 11).

L'algorithme de *random walk* est utilisé pour séparer les différentes phases car il permet d'effectuer une segmentation plus objective et précise que la plupart des autres algorithmes. Pour initialiser l'algorithme de *random walk*, des marqueurs initiaux sont définis sur les voxels pour lesquels on est sûr de savoir à quelle phase ils appartiennent. La définition de ces marqueurs est faite en appliquant des seuils sur les niveaux de gris. Ensuite, un processus de diffusion des voxels non définis vers les marqueurs se fait en fonction du gradient de niveau de gris. On peut remarquer, sur la Figure 11, que l'algorithme de *random walk* permet de bien différencier les phases matrice, fibre et cavité. Les seuils pour la définition des marqueurs sont définis pour chacun des échantillons séparément.

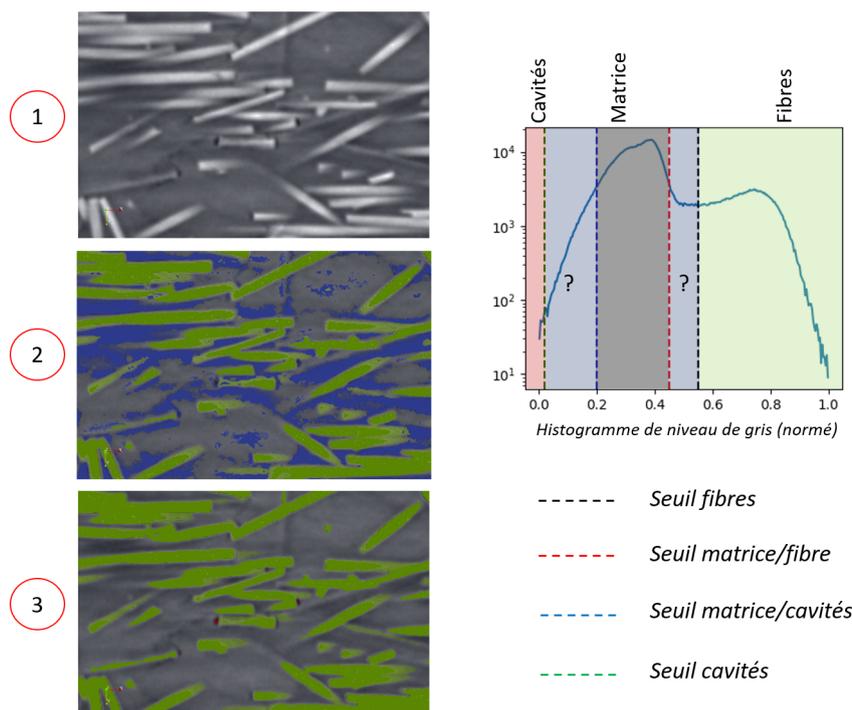


FIGURE 11 – Étapes de segmentation d’une image brute obtenue par micro-tomographie à rayons X avec l’algorithme de *random walk* en s’appuyant sur l’histogramme du niveau de gris normé pour définir les marqueurs permettant d’initialiser l’algorithme.

## 1.2 Caractérisation thermomécanique

Dans cette partie, les géométries d’éprouvette utilisées pour les différents essais réalisés au cours de la thèse sont présentées. Dans un second temps, les machines d’essais ainsi que les moyens d’instrumentation utilisés sont décrits. Cette partie se termine par l’explication du protocole expérimental de vérification du chargement uniaxial en compression.

### 1.2.1 Essais de compression sur structures minces dans la littérature

Durant la thèse, les principaux objectifs fixés pour la réalisation des essais (cycliques et quasi-statiques) en compression sont :

- de réaliser des essais avec un chargement de compression homogène ;
- d’effectuer des mesures de température (pour le contrôle de l’uniaxialité du chargement et les mesures d’auto-échauffement) ;
- d’obtenir des données fiables de contrainte homogénéisées, et de déplacement dans la zone utile de l’éprouvette sans induire de biais ;
- et, d’être adapté à la géométrie des éprouvettes.

Pour les essais de compression, la principale difficulté expérimentale est de garantir l’uniaxialité de l’ensemble du chargement appliqué et d’éviter tout flambement de l’éprou-

vette. Pour cela, différents dispositifs anti-flambement existent et varient en fonction de la géométrie de l'éprouvette et des types de mesure à réaliser. Quand la géométrie des matériaux le permet, des éprouvettes cylindriques ou cubiques peuvent directement être positionnées au contact des plateaux de compression [D575-91, 2018], [Consarnau and Whisler, 2019] et [Zuo et al., 2020]. Cependant, cela n'est pas pertinent pour les matériaux sous forme de plaque, avec une dimension d'éprouvette qui est plus petite que les deux autres, comme c'est le cas du matériau étudié ici. Dans ce cas, des dispositifs anti-flambement, normés ou non, sont souvent utilisés. Pour les matériaux à matrice polymère, différentes méthodes expérimentales normées sont disponibles, telles que les normes ASTM D6641 [D6641, 2021] et ASTM D3410 [D3410, 2021]. La norme ASTM D6641 relative aux machines d'essais CLC ("Combined Loading Compression") est régulièrement appliquée afin de déterminer les propriétés en compression de matériaux composites à matrice polymère pour des essais quasi-statiques.

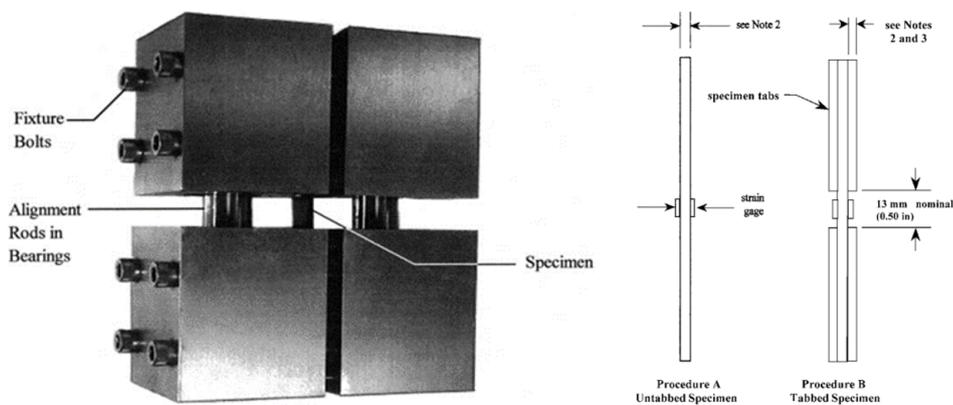


FIGURE 12 – Dispositif anti-flambement ASTM D6641 pour l'étude des propriétés en compression de matériaux composites à matrice polymère (à gauche) et géométrie des éprouvettes, de type barreau (à droite) [D6641, 2021].

Ce type de dispositif, présenté sur la Figure 12, permet de garantir l'axialité du chargement lors des essais ainsi que l'homogénéité des déformations longitudinales. La longueur utile (*i.e.*, libre) des éprouvettes, avec ou sans talons, est de 13 mm. Pour déterminer les déformations au cours des essais, des jauges de déformations peuvent être collées de part et d'autre de l'éprouvette et sont utilisées pour définir si le chargement est bien uniaxial. Des dispositifs non normés sont aussi utilisés dans [Munier et al., 2014] pour des essais de traction-compression sur des aciers laminés et dans [Klimkeit et al., 2011b] pour des matériaux thermoplastiques renforcés de fibres courtes. [Munier et al., 2014] utilisent le dispositif pour réaliser des essais cycliques (essais d'auto-échauffement) pour un rapport de charge  $R = -1$ , avec des éprouvettes de type barreau de faible épaisseur (1 mm). La température de l'éprouvette est mesurée à l'aide de thermocouples collés au centre de l'éprouvette. Dans [Klimkeit et al., 2011b], des essais cycliques sont réalisés, sur des éprouvettes de type "Dogbone", d'épaisseur 3 mm, avec l'utilisation d'un extensomètre pour mesurer le déplacement des éprouvettes. [Marcadet and Mohr, 2015] effectuent des essais cycliques en traction-compression également sur des éprouvettes fines en acier

d'épaisseur 1 mm environ. Le dispositif anti-flambement est composé d'un trou oblong afin de rendre possible les mesures par corrélation d'images à l'aide d'une caméra optique sur la longueur utile de l'éprouvette testée.

Dans [Kawai et al., 2017] et [Malzahn and Schultz, 1986], les éprouvettes sont directement placées dans les mors hydrauliques avec une longueur libre réduite de 13 mm environ avec l'utilisation de jauge de déformation et d'un extensomètre, respectivement.

Les dispositifs anti-flambement peuvent induire des biais (frottement, inertie, rotation des éléments de fixation,...) susceptibles de fausser les mesures de déplacement, d'effort et de température ; ils rendent plus difficiles les mesures de champs et la réalisation d'essais en environnement contrôlé (température et humidité, par exemple). Des essais de compression cycliques ont été réalisés, au début de la thèse, avec le dispositif ASTM D6641, également utilisé par Safran Landing Systems pour déterminer la durée de vie en fatigue. Cependant, l'allure des courbes contrainte-déformation, tracées à partir des mesures d'effort, et de déplacement de la machine ou des déformations mesurées par corrélation d'images, semblait anormale, dû potentiellement au glissement des éprouvettes (influence du serrage du dispositif) et à des efforts parasites dans le montage. Le choix s'est donc tourné vers la mise en place des éprouvettes directement dans les mors de la machine, avec optimisation de la longueur libre de l'éprouvette entre les mors à 13 mm, et en assurant une vérification systématique de l'uniaxialité du chargement pendant les essais, décrite plus précisément dans la section 1.2.6.

## 1.2.2 Géométrie des éprouvettes

Deux types d'éprouvettes différentes ont été utilisés : des éprouvettes complètes issues des plaques injectées d'épaisseur 5 mm avec une microstructure cœur/peau, et des éprouvettes amincies, obtenues à partir des éprouvettes complètes, de 1,2 mm d'épaisseur composées seulement des peaux (et donc avec une microstructure relativement homogène).

### 1.2.2.1 Éprouvettes complètes

Les éprouvettes utilisées pour les essais ont été découpées au sein de plaques injectées suivant deux orientations ( $\theta = 0^\circ$  et  $\theta = 90^\circ$ ) de leur longueur utile par rapport à la direction d'injection. La géométrie retenue est de type "Dogbone" avec une longueur calibrée de 80 mm et une largeur de 13 mm, comme montré sur la Figure 13. La longueur calibrée est libre lors des essais de traction. La longueur libre est réduite à 13 mm pour les essais de compression, pour éviter le flambement de l'éprouvette. Cette longueur est néanmoins suffisamment grande pour assurer une déformation homogène sur la zone d'intérêt et permettre de faire des mesures de champs cinématiques et de température, comme expliqué dans la partie 1.2.6.

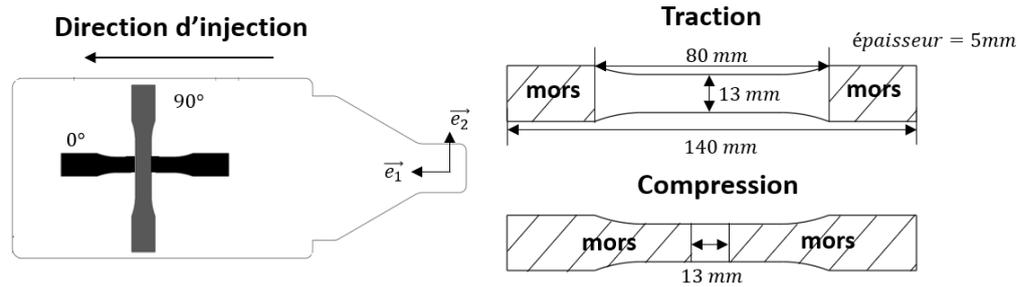


FIGURE 13 – Géométrie des éprouvettes prélevées dans une plaque injectée avec une orientation de  $0^\circ$  et  $90^\circ$  par rapport à la direction d'injection, avec représentation de la longueur libre entre les mors pour les essais de traction et de compression.

### 1.2.2.2 Éprouvettes amincies

Des éprouvettes dites amincies sont aussi utilisées pour obtenir une base de données sur le comportement du matériau (en traction, à défaut de pouvoir réaliser des essais de compression sur des éprouvettes aussi fines) avec une microstructure quasi-homogène. Ces éprouvettes sont amincies à partir des éprouvettes d'épaisseur 5 mm avec une microstructure complète cœur/peau. La partie de l'éprouvette gardée lors de l'amincissement correspond à la peau de la microstructure du matériau (Figure 15). Le cœur et la sur-peau sont enlevés. Pour chaque éprouvette de 5 mm d'épaisseur, deux éprouvettes amincies sont obtenues. L'épaisseur finale est de 1,2 mm, comme montré sur la Figure 15. Pour cela un procédé d'amincissement a été mis en place par découpe et polissage mécanique.

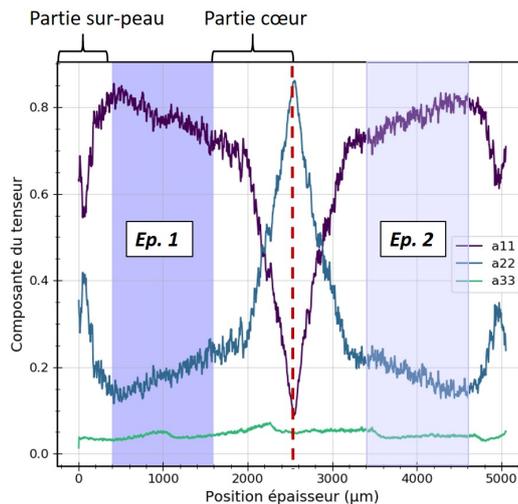


FIGURE 14 – Composantes diagonales du tenseur d'ordre 2 d'orientation des fibres selon l'épaisseur des plaques de 5 mm d'épaisseur ; les zones de peau en bleu correspondent à l'épaisseur des deux éprouvettes amincies d'environ 1,2 mm d'épaisseur (*Ep. 1* et *Ep. 2*).

La première étape de l'amincissement est la découpe de l'éprouvette, positionnée dans un étau, dans le sens de la longueur à l'aide d'une scie à métaux, en prenant soin de la découper au milieu, comme illustré sur la Figure 15. L'objectif est d'obtenir deux éprouvettes d'un peu moins de 2,5 mm d'épaisseur qui sont polies par la suite.

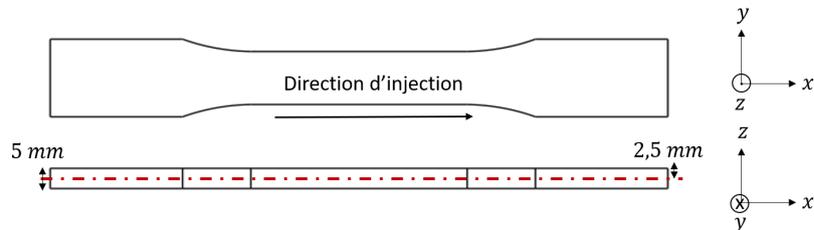


FIGURE 15 – Schéma de la découpe (selon le trait en pointillés rouges) de l'éprouvette d'épaisseur 5 mm pour obtenir deux éprouvettes distinctes d'épaisseur 2,5 mm.

L'amincissement est ensuite réalisé par polissage, selon les étapes suivantes :

- polissage de la partie du cœur : on passe d'une éprouvette d'environ 2,5 mm à une éprouvette d'environ 1,6 mm ;
- et, polissage de la partie sur-peau de l'éprouvette : on passe d'une éprouvette d'environ 1,6 mm à une éprouvette d'environ 1,2 mm selon la Figure 15.



FIGURE 16 – Empreintes en matériau plastique imprimées en 3D utilisées dans le protocole d'amincissement des éprouvettes : empreinte pour le polissage du cœur (en haut), empreinte pour le polissage de la sur-peau (en bas).

Pour réaliser le polissage, le matériel utilisé comprend une machine de polissage et des disques de polissage SiC Foil 120 ainsi que deux empreintes obtenues par impression 3D (une empreinte de profondeur de 1,6 mm et une empreinte de profondeur de 1,2

mm) (Figure 16). Les étapes de polissage sont détaillées dans l'Annexe B. Les éprouvettes amincies obtenues ont une épaisseur finale d'environ 1,2 mm avec une variation de seulement  $\pm 0.1$  mm, malgré la flexion de l'éprouvette apparaissant à certains stades du polissage lorsque le composite n'est plus symétrique et équilibré. A la fin du processus, les éprouvettes obtenues sont planes.



FIGURE 17 – Éprouvettes amincies issues d'une même éprouvette complète.

### 1.2.3 Machine d'essais

Des essais mécaniques cycliques et quasi-statiques ont été réalisés à température ambiante (autour de 25 °C, non contrôlée) et humidité ambiante. Les essais ont été pilotés en effort. Ces essais ont été très majoritairement réalisés avec des chargements en compression. Quelques essais de traction et de traction-compression ont également été effectués. Les essais ont été réalisés sur une machine servo-hydraulique MTS de traction-compression avec une capacité de  $\pm 50$  kN en chargement et de 20 Hz en fréquence. Les essais étant réalisés sans dispositif anti-flambement, le choix de la machine a son importance. Par ailleurs, une attention particulière est donnée lors de la mise en place, pour vérifier le bon alignement des mors et de l'éprouvette. Cela sera discuté plus en détails dans la partie 1.2.6.

L'éprouvette est placée dans les mors hydrauliques en laissant une longueur libre de 13 mm pour les essais de compression. Une caméra optique et une caméra infra-rouge sont mises en place de part et d'autre de la machine en face des tranches, comme montré sur la Figure 18. Avant les essais, le bon alignement des mors ainsi que le bon alignement de l'éprouvette lors de sa mise en place sont vérifiés. Pour la vérification du bon alignement des mors, deux barreaux de métrologie, de même épaisseur, sont positionnés dans le mors du haut et le mors du bas, respectivement. L'absence de décalage selon le plan épaisseur-longueur est vérifié. Concernant l'éprouvette, celle-ci est tout d'abord mise en place dans le mors du bas. Son bon alignement selon l'axe vertical de la machine est contrôlé en posant une équerre de métrologie (de même largeur que l'éprouvette) sur la mâchoire du mors et une face de l'éprouvette (dans le plan longueur-largeur) en s'assurant qu'aucun décalage n'est présent.

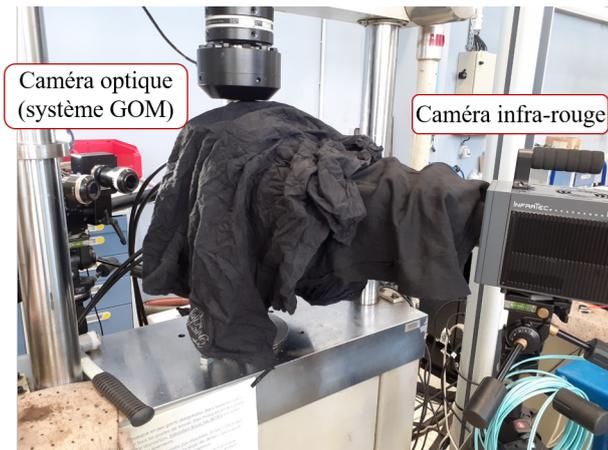


FIGURE 18 – Configuration expérimentale : système de caméras optiques sur la gauche et caméra infra-rouge sur la droite.

## 1.2.4 Corrélation d'images numériques

Le déplacement de la traverse de la machine ne permet pas de déterminer simplement le déplacement dans la zone utile de l'éprouvette, et donc la déformation moyenne. Il est donc nécessaire de disposer d'une mesure locale. Étant donnée la faible longueur libre entre les mors, comme expliqué dans la partie 1.2.6, l'utilisation d'un extensomètre n'a pas été possible. Les mesures cinématiques sont donc effectuées par corrélation d'images numériques. Pour cela, un système de caméras optiques est utilisé pour mesurer les champs cinématiques. Les champs cinématiques mesurés en début d'essais ou lors des essais courts sont exploités pour vérifier l'uniaxialité du chargement lors des essais de compression et pour faire le lien avec la microstructure. Ces mesures de champs nécessitent d'enregistrer les images. Or, il n'est pas envisageable de le faire avec une fréquence suffisante lors des essais cycliques (réalisés à 2 ou 4 Hz). Un suivi de marqueurs a été utilisé pour déterminer en temps réel le déplacement de marqueurs et ainsi de mesurer les déformations longitudinale et transverse moyennes à la surface des éprouvettes, avec une fréquence suffisante, même lors d'essais cycliques longs. Étant donnée la longueur libre de l'éprouvette relativement faible entre les mors lors des essais de compression, ces mesures ont été effectuées sur les tranches de l'éprouvette à cause de l'encombrement des mors rendant les mesures sur les faces de l'éprouvette difficile. L'avantage de cette configuration est de permettre de caractériser les gradients potentiels de déformation liés au gradient de microstructure à travers l'épaisseur des éprouvettes mais également de détecter le flambement potentiel suivant cette direction avec plus de sensibilité.

### 1.2.4.1 Principe de la méthode de corrélation d'images numériques

La corrélation d'images numériques est une technique de mesure 2D ou 3D des champs de déplacement entre deux images (une image de référence et un image déformée) [Schreier et al., 2009]. La corrélation d'images 2D permet d'obtenir les champs de déplacements dans le plan de l'image à partir d'une seule caméra. La corrélation d'images 3D, appelée stéréo-corrélation d'images, permet d'obtenir en plus les déplacements qui se

produisent hors-plan. Pour cela, une seconde image est nécessaire pour reconstruire la troisième dimension, nécessitant deux caméras.

Le principe de la corrélation d'images numériques se base sur l'hypothèse que le niveau de gris d'un point matériel compris sur un plan reste constant au cours du temps [Horn and Schunck, 1981]. Les images numériques sont composées d'un ensemble de pixels dont le niveau de gris est connu. L'image de référence peut être représentée par une fonction  $f(\mathbf{x})$  définissant le niveau de gris de chaque pixel de coordonnées  $\mathbf{x}$ . L'image déformée est représentée par la fonction  $g(\mathbf{x})$ . La conservation du niveau de gris se traduit par la relation suivante :

$$f(\mathbf{x}) = g(\mathbf{x} + \mathbf{u}(\mathbf{x})) \quad (7)$$

avec  $\mathbf{u}(\mathbf{x})$  est le vecteur de déplacement du pixel de coordonnées  $\mathbf{x}$ . Étant donné que la loi de conservation du niveau de gris n'est jamais parfaitement satisfaite à cause du bruit d'acquisition des images, par exemple, il n'est pas possible de déterminer le vecteur de déplacement sur un seul pixel. La méthode de corrélation d'images doit être écrite sur une zone d'intérêt contenant plus d'un pixel. Des imageriettes (des sous-ensembles contenant  $(2N + 1)(2N + 1)$  pixels) sont choisies sur l'image de référence et utilisées pour suivre leur emplacement sur les images déformées. Le pixel homologue de la première image est déterminé dans la seconde en mesurant la ressemblance entre deux pixels en maximisant un coefficient de corrélation sur leur voisinage. Cette technique est appelée appariement temporel. Cette technique de corrélation peut fonctionner correctement seulement avec des objets ayant une surface avec une texture suffisamment aléatoire. Si l'objet n'est pas naturellement texturé, un mouchetis peut être déposé sur sa surface.

#### 1.2.4.2 Stéréo-corrélation d'images

La stéréo-corrélation d'images a été utilisée pour mesurer les champs cinématiques sur une des tranches des éprouvettes (plan épaisseur-longueur). Avoir accès au déplacement hors-plan de l'éprouvette permet de détecter les éventuels défauts d'alignement pendant les essais de compression et de prendre en compte un quelconque parallaxe dans le calcul des déformations. La stéréo-corrélation, contrairement à la corrélation d'images 2D, permet de prendre en compte les déplacements dans l'ensemble des directions en se basant sur le principe de triangulation [Garcia, 2001]. La calibration est l'étape qui sert à déterminer tous les paramètres géométriques nécessaires au calcul de la transformation colinéaire : la distance et l'angle entre les caméras, la distance entre la surface de l'objet à observer et l'objectif. Il permet de mesurer les déplacement hors plans, et de pouvoir les prendre en compte dans les calculs de déformations, et de détecter les éventuels défauts d'alignement.

#### 1.2.4.3 Système de caméras optiques

Le matériel, les paramètres d'acquisition et les paramètres d'analyse utilisés pour la stéréo-corrélation d'images numériques sont donnés dans le Tableau 1. La stéréo-corrélation d'images a été employée de deux manières différentes :

- stéréo-corrélation d'images pour obtenir les champs de déplacements et de déformations sur une région d'intérêt ;

- et, suivi de marqueurs pour suivre en temps réel l'évolution de la déformation entre deux marqueurs.

<b>Matériel et paramètres d'acquisition</b>	
Caméra	GOM 4M
Résolution de l'image	2352 x 1728 pixels
Optique	Focale de 75 mm (ARAMIS 4M)
Ouverture	n.d.
Champs de vision	25 mm x 18 mm
Résolution spatiale	30 $\mu\text{m}$ /pixel
Angle des caméras	25°
Distance caméra/objet observé	50 mm
Fréquence d'acquisition des images	60 Hz
Temps d'exposition	14 ms
Taille des motifs du mouchetis	10-15 pixels

<b>Paramètres d'analyse</b>	
Logiciel de corrélation d'images	Aramis v 6.3
Filtrage des images	Pas de filtre
Taille des imagerie	21 x 21 pixels
Distance entre les imagerie	11 pixels
Fonction de forme de l'imagerie	Linéaire
Critère de corrélation	n.d.
Fonction d'interpolation	n.d.
Taille de la fenêtre de déformation	3 pixels x 3 pixels
Taille de la jauge de déformation virtuelle	43 pixels
Formulation de la déformation	Green Lagrange
Post-filtrage des déformations	Pas de post-filtrage
Incertitude de mesure des déplacements	0,3-0,5 $\mu\text{m}$
Incertitude de mesure des déformations	5.10 <sup>4</sup>

TABLEAU 1 – Matériel, paramètres d'acquisition et paramètres d'analyse utilisés pour la corrélation des images numériques (n.d. : non disponible).

#### 1.2.4.4 Préparation des échantillons et calibration

Un mouchetis à motifs aléatoires a été appliqué sur la surface de l'éprouvette en utilisant de la peinture blanche mat et noire mat, comme montré sur la Figure 19. Une mire de calibration, de résolution de 23 pixels x 18 pixels, cohérente avec la taille de l'objet à observer, est placée à une distance de mesure fixe. Au cours de la calibration,

plusieurs images de la mire sont prises dans différentes positions. La mire est composée de points blancs et de marqueurs spéciaux dont l'éloignement est connu.

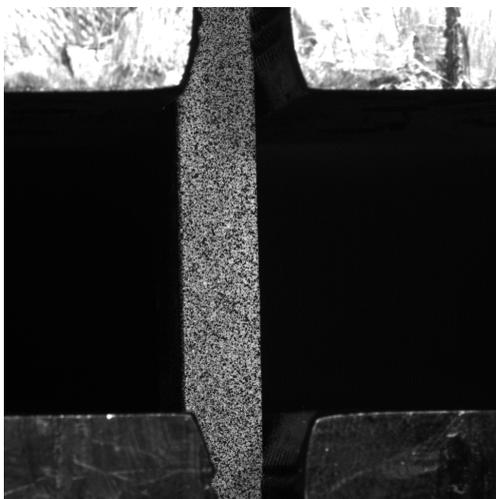


FIGURE 19 – Côté de l'éprouvette peint avec des motifs aléatoires avec des peintures noire et blanche pour la stéréo-corrélation d'images.

La précision obtenue au cours de la calibration est inférieure au pixel (inférieur à 0,1 pixels), ce qui correspond à une erreur de l'ordre du micron en déplacement dans la configuration des essais réalisés, cohérent avec les déplacements attendus lors des essais sur le matériau étudié.

#### 1.2.4.5 Détermination des champs de déformation

Les mesures de champs de déplacements par stéréo-corrélation d'images avec le système GOM ont été réalisées sur la tranche de l'éprouvette, dans le plan épaisseur-longueur. Les champs de déformations sont obtenus à partir de ces mesures, avec le logiciel Aramis. La Figure 20 représente une image prise par la caméra de gauche avec un exemple d'une imagerie d'une image déformée avec un zoom sur les motifs du mouchetis compris dans l'imagerie. La taille des imageries est définie à 21 pixels x 21 pixels avec un distance de 11 pixels entre les centres des imageries. Cette taille offre, dans la configuration utilisée, un bon compromis entre l'erreur commise et la résolution spatiale des déplacements mesurés. Les paramètres d'analyse et d'obtention des déformations sont donnés dans le Tableau 1. L'incertitude de mesure des déplacements et des déformations a été évaluée en appliquant un mouvement de corps rigide avec un déplacement connu, séparément dans les trois directions. Pour les déplacements, l'incertitude a été évaluée à 0,3-0,5  $\mu\text{m}$ , cohérent avec les déplacements attendus lors des essais, et à  $5 \times 10^{-4}$  pour les déformations.

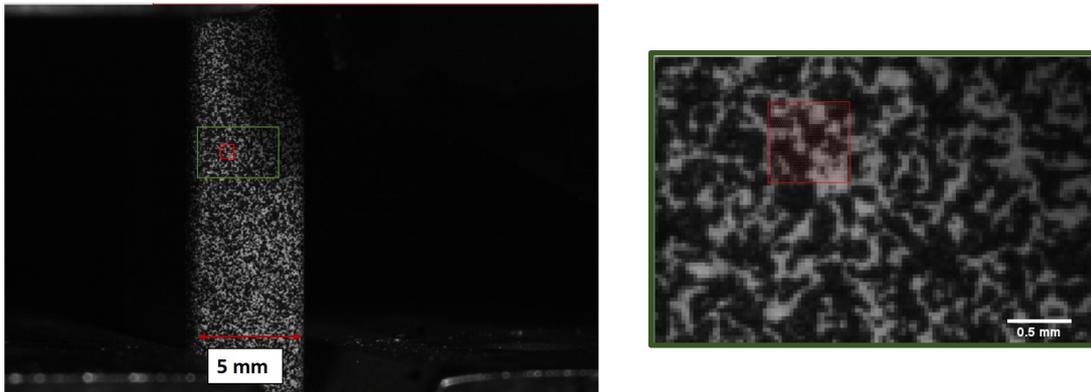


FIGURE 20 – Images prises par la caméra de gauche avec un exemple d’une imagerie (en rouge de taille 21 pixels x 21 pixels) positionnée sur la longueur libre de l’éprouvette ; zoom sur les motifs du mouchetis compris dans l’imagerie.

Les champs de déformation obtenus par le logiciel Aramis ont été comparés avec ceux obtenus avec l’outil DICe (outil libre d’accès) (<https://github.com/dicengine/dice>) [Turner, 2015] avec des résultats très proches.

#### 1.2.4.6 Suivi de marqueurs numériques

Les mesures par suivi de marqueurs ont également été réalisées sur la tranche de l’éprouvette, dans le plan épaisseur-longueur, avec une fréquence d’acquisition maximale de 60 Hz. Les déformations sont déterminées à partir de ces mesures. La Figure 21 représente les trois couples de marqueurs positionnés selon l’épaisseur de l’éprouvette afin d’avoir des informations sur les deux peaux et le cœur. La distance entre les deux marqueurs d’un même couple est enregistrée tout au long de l’essai. A partir de ces distances, la déformation longitudinale nominale, selon la direction de chargement, est calculée à partir du rapport entre la variation de la distance entre les marqueurs au cours de l’essai et la distance initiale. La moyenne des déformations longitudinales entre les trois couples de marqueurs est calculée, en ayant vérifié que cette déformation est homogène dans le plan épaisseur-longueur de l’éprouvette. Les courbes contrainte/déformation sont ainsi obtenues pour l’ensemble des essais à partir des données d’effort de la machine et de la déformation calculée par suivi de marqueurs.

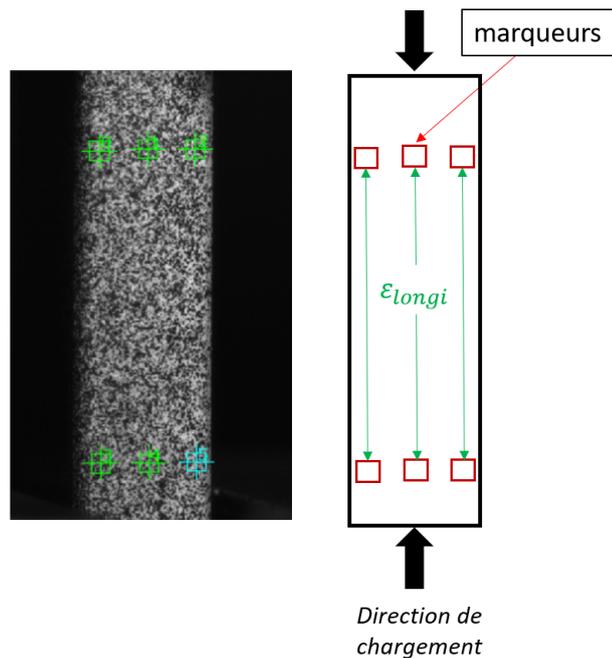


FIGURE 21 – Image de la tranche de l'éprouvette pour le suivi de marqueurs par stéréocorrélation d'images, avec les marqueurs numériques placés (à gauche) et schématisation de l'éprouvette avec les marqueurs, la direction de chargement et les déformations longitudinales calculées entre les marqueurs (à droite).

Pour le suivi de marqueurs, une difficulté a été de combiner la déformation calculée à partir du suivi des marqueurs mesurée par le système GOM et l'effort issu la machine hydraulique. En effet, un décalage temporel du signal issu du système GOM a été observé lors des post-traitements. La fréquence d'acquisition finale n'était pas exactement celle mise en entrée et elle évoluait au cours du temps. Pour remédier à cela, un recalage du signal de déformation du système GOM par rapport au signal de déplacement de la traverse de la machine hydraulique a été réalisé, en faisant l'hypothèse que les signaux de déformation et de déplacement de la traverse sont en phase.

### 1.2.5 Thermographie infra-rouge

La caractérisation thermique du matériau est, ici, réalisée par thermographie infra-rouge. L'objectif est de déterminer la dissipation intrinsèque et le couplage thermo-élastique par résolution de l'équation de la chaleur à partir de l'évolution de la température mesurée lors d'essais cycliques. Les mesures de champs ont également été effectuées sur les tranches de l'éprouvette. L'avantage est de permettre de caractériser aussi les gradients potentiels de température liés notamment au gradient de microstructure à travers l'épaisseur des éprouvettes. Le principe de la thermographie infra-rouge est présenté dans l'Annexe C.

### 1.2.5.1 Résolution de l'équation de la chaleur

L'auto-échauffement est l'apparition d'une variation de la température du matériau sous sollicitation mécanique provenant de différents termes sources. La température n'est cependant pas une caractéristique intrinsèque du matériau. L'élévation de la température dépend, en effet, également de la géométrie de l'éprouvette, des conditions aux limites thermiques et des temps caractéristiques thermiques et mécaniques. Les phénomènes à l'origine de cette élévation de température sont quant à eux propres au matériau. Pour déterminer les différents termes sources reliés à ces phénomènes, il est nécessaire de résoudre l'équation de la chaleur issue des premier et second principes de la thermodynamique des processus irréversibles [Lemaitre et al., 2020], [Chrysochoos, 2012] :

$$\rho C_p \frac{dT}{dt} + \text{div}(\mathbf{q}) = S_T \quad (8)$$

avec  $\rho$  la masse volumique,  $C_p$  la chaleur spécifique,  $T$  la température,  $\mathbf{q}$  le flux de chaleur et  $S_T$  le terme regroupant les différents termes sources. Le terme convectif de la dérivée temporelle est communément négligé d'après [Doudard, 2004] et [Jegou, 2012], ce qui est en général valable en l'absence de grands déplacements [Glanowski et al., 2017]. La dérivée temporelle de la température est ainsi simplifiée :

$$\dot{T} = \frac{dT}{dt} = \frac{\partial T}{\partial t} + \mathbf{v} \cdot \mathbf{grad}(T) \frac{\partial T}{\partial t} \approx \frac{\partial T}{\partial t} \quad (9)$$

L'équation de la chaleur peut donc s'écrire :

$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} + \text{div}(\mathbf{q}) = S_T \quad (10)$$

Une première considération est soit que la température ambiante reste constante et qu'elle est égale à la température initiale de l'échantillon, soit de tenir compte de l'évolution de la température ambiante. Il convient de réécrire l'équation de la chaleur en introduisant la loi de Fourier  $\mathbf{q} = -\underline{\lambda} \mathbf{grad}(T)$  et en notant  $\theta = T - T_0$ , où  $T_0$  est la température initiale :

$$\rho C_p \frac{\partial \theta}{\partial t} - \text{div}(\underline{\lambda} : \mathbf{grad}(\theta)) = S_T \quad (11)$$

$\underline{\lambda}$  est le tenseur de la conductivité thermique effective qui peut être calculé par homogénéisation par exemple [Chen and Wang, 1996],[Goff et al., 2011].

Dans le cadre des matériaux standards généralisés, le terme source  $S_T$  s'exprime de la manière suivante [Lemaitre et al., 2020] :

$$S_T = \Delta + r + \rho T \frac{\partial^2 \psi}{\partial V_k \partial T} \dot{V}_k + \rho T \frac{\partial^2 \psi}{\partial \underline{\epsilon}^e \partial T} : \underline{\dot{\epsilon}}^e \quad (12)$$

avec  $\Delta$  la dissipation intrinsèque,  $\Psi$  l'énergie libre de Helmholtz,  $\underline{\epsilon}^e$  le tenseur de déformation élastique,  $V_k$  les variables internes, et  $r$  les sources thermiques externes. Dans cette relation,  $\rho T \frac{\partial^2 \psi}{\partial V_k \partial T} \dot{V}_k$  et  $\rho T \frac{\partial^2 \psi}{\partial \underline{\epsilon}^e \partial T} : \underline{\dot{\epsilon}}^e$  représentent respectivement les couplages thermiques liés aux variables internes  $V_k$  et le couplage thermoélastique. L'équation de la chaleur est complexe à résoudre. Différentes stratégies sont donc proposées dans la littérature pour y parvenir.

Dans un premier temps, il est possible de s'appuyer sur les **stratégies de résolution spatiale** de l'équation de la chaleur. Durant la thèse, les mesures thermiques sont réalisées par une caméra infra-rouge, donnant accès aux champs de température surfaciques. Or la résolution de l'équation de la chaleur suppose de connaître la répartition de la température dans le volume. Pour compenser ce manque de données lié au processus expérimental, différentes hypothèses d'homogénéité spatiale du champ de température peuvent être faites [Munier et al., 2014], [Doudard et al., 2010].

La première stratégie de résolution spatiale est une approche dite 0D pour laquelle seule la température moyenne du volume est considérée (Figure 22). Les pertes correspondent aux échanges convectifs avec l'extérieur. La température moyenne peut être obtenue expérimentalement à partir des champs de température surfacique mesurés par une caméra infra-rouge en faisant l'hypothèse que la température mesurée est représentative de la température moyenne dans la direction normale à la surface observée, ce qui est le cas si l'éprouvette sollicitée est suffisamment mince pour pouvoir considérer que la mesure thermique en surface est représentative de la mesure en volume. Cette approche est communément utilisée dans la littérature pour les thermoplastiques renforcés de fibres courtes [Jegou et al., 2013], [Leveuf et al., 2018], [Marco et al., 2014]. Dans ce cas, l'équation de la chaleur peut s'écrire sous la forme [Chrysochoos and Louche, 2000a] :

$$\rho C_p \frac{\partial \theta}{\partial t} + \rho C_p \frac{1}{\tau_{eq}} \theta = S_T \quad (13)$$

avec  $\tau_{eq}$  le temps caractéristique du problème considéré.

La seconde stratégie est une approche 1D pour laquelle seule la température moyenne de la section est considérée avec des pertes par conduction suivant la direction  $\mathbf{y}$ , normale à la surface observée, et des pertes par les face latérales (suivant les directions  $\mathbf{x}$  et  $\mathbf{z}$ ), comme représenté sur la Figure 22. L'équation de la chaleur peut alors s'écrire de la manière suivante :

$$\rho C_p \frac{\partial \theta}{\partial t} - \text{div}(\underline{\lambda} : \mathbf{grad}(\theta)) + \rho C_p \frac{1}{\tau_{eq}} \theta = S_T \quad (14)$$

avec  $\mathbf{grad}(\theta) = \frac{\partial \theta}{\partial x} \mathbf{x}$ .

Une dernière stratégie dite 2D considère la moyenne de la température suivant la direction normale de la surface observée. Les pertes par conduction se font au sein du matériau dans les directions  $\mathbf{x}$  et  $\mathbf{y}$  et les pertes par échange thermique avec l'extérieur se font sur les faces latérales selon la direction  $\mathbf{z}$ , comme représenté sur la Figure 22. L'équation de la chaleur s'écrit donc sous la forme :

$$\rho C_p \frac{\partial \theta}{\partial t} - \text{div}(\underline{\lambda} : \mathbf{grad}(\theta)) + \rho C_p \frac{1}{\tau_{eq}} \theta = S_T \quad (15)$$

avec  $\mathbf{grad}(\theta) = \left( \frac{\partial \theta}{\partial x} \mathbf{x} + \frac{\partial \theta}{\partial y} \mathbf{y} \right)$ .

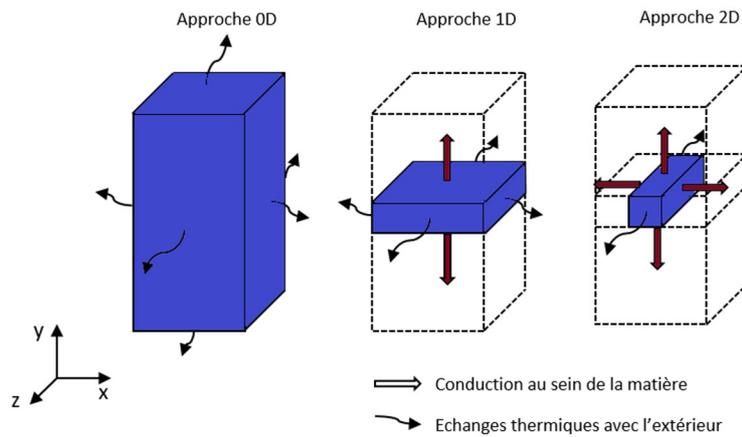


FIGURE 22 – Schématisation des stratégies de résolution spatiale de l'équation de la chaleur selon une approche 0D, une approche 1D ou une approche 2D, inspirée de [Munier et al., 2014].

Dans un second temps, il est possible de s'appuyer sur les **stratégies de résolution temporelle** de l'équation de la chaleur. Il existe deux approches dans la littérature : l'approche en régime transitoire et l'approche en régime stationnaire. Dans le cadre de l'étude de thermoplastiques renforcés de fibres courtes, l'analyse du régime stationnaire est utilisée dans les travaux de [Jegou et al., 2013] et l'analyse du régime transitoire dans les travaux de [Serrano et al., 2017]. L'évolution de la température moyenne, au cours d'un essai cyclique non mené jusqu'à rupture, peut être généralisée pour un grand nombre de matériaux métalliques [Boulanger, 2004] et polymères [Serrano, 2015] comme celle illustrée sur la Figure 23. Cette évolution est valable si les termes sources dissipatifs du matériau et les conditions limites thermiques sont constants au cours de l'essai. Cette évolution est composée de deux phases. La phase 1 correspond à l'augmentation progressive de la valeur moyenne par cycle de la température et la phase 2 à la stabilisation de la température en fonction du matériau et des conditions limites thermiques. Le régime transitoire correspond au début de la phase 1 et le régime stationnaire à la phase 2.

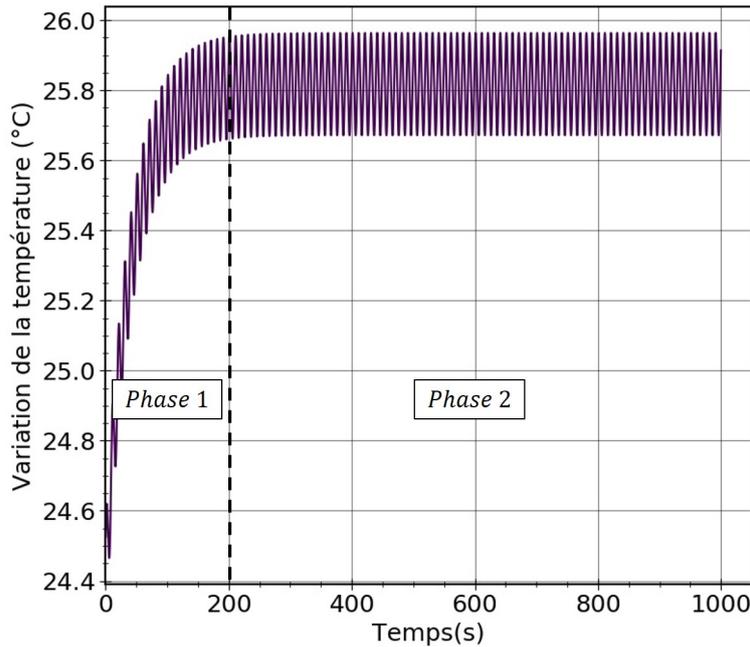


FIGURE 23 – Évolution de la température moyenne au cours d'un essai cyclique non mené à la rupture de l'éprouvette, inspirée des résultats de [Serrano, 2015].

L'analyse du **régime stationnaire** peut être menée en suivant deux stratégies. La première stratégie d'analyse consiste à identifier les termes sources numériquement sans avoir à postuler la forme des champs de sources. L'identification peut être faite soit en se basant sur un signal lissé [Chrysochoos and Louche, 2000b], soit par une fonction d'approximation [Berthel et al., 2007] ou bien une décomposition en série de Fourier [Doudard et al., 2010]. La deuxième stratégie d'analyse consiste à postuler la forme des champs de source et à les identifier en comparant les résultats expérimentaux et les résultats analytiques [Boulanger, 2004] ou numériques [Glanowski et al., 2017]. En adoptant une approche de type 0D, il est possible de décrire l'ensemble des échanges thermiques par un temps caractéristique  $\tau_{eq}$ . Grâce à cette simplification, la résolution temporelle peut se limiter à l'équation suivante :

$$\rho C_p \dot{\theta} + \rho C_p \frac{1}{\tau_{eq}} \theta = \Delta + r + \rho T \frac{\partial^2 \psi}{\partial V_k \partial T} \dot{V}_k + \rho T \frac{\partial^2 \psi}{\partial \underline{\epsilon}^e \partial T} : \underline{\epsilon}^e \quad (16)$$

La résolution en régime stabilisé semble être la plus utilisée dans la littérature. Elle permet de dissocier la source dissipative des autres sources dues aux couplages thermomécaniques [Chrysochoos, 2012], [Boulanger, 2004] mais elle nécessite de connaître précisément les conditions aux limites thermiques.

**Le régime transitoire** correspond aux premiers instants de l'élévation de la température. Dans le cadre de cette approche, l'objectif est d'évaluer la vitesse initiale d'élévation de la température sur une durée négligeable devant le temps caractéristique des échanges thermiques [Marco et al., 2014], [Serrano et al., 2017]. Les conditions sont ainsi supposées adiabatiques (aucun transfert de chaleur) à la vue de l'échelle de temps prise en compte. Il est alors possible de négliger le terme de conduction ainsi que les échanges

avec l'extérieur. L'équation de la chaleur s'écrit alors de la manière suivante :

$$\rho C_p \frac{\partial \theta}{\partial t} \Big|_{t \rightarrow t_0} = \Delta + r + \rho T \frac{\partial^2 \psi}{\partial V_k \partial T} \dot{V}_k + \rho T \frac{\partial^2 \psi}{\partial \underline{\epsilon}^e \partial T} : \underline{\dot{\epsilon}}^e \quad (17)$$

où  $t_0$  est l'instant de début de chargement cyclique,  $\Delta$  est une puissance dissipée sous forme de chaleur. Certains auteurs proposent d'utiliser une analyse spatiale 0D de cette équation en adoptant les hypothèses suivantes :

- les conditions sont adiabatiques ;
- les variations de température sont faibles et il existe une faible dépendance de  $V_k$  aux variations de la température ;
- et, les sources externes sont considérées constantes.

L'équation de la chaleur peut donc s'écrire :

$$\rho C_p \dot{\theta}_0 = \Delta + c_e = f \Delta^* + c_e \quad (18)$$

où  $\dot{\theta}_0 = \frac{\partial \theta}{\partial t} \Big|_{t \rightarrow t_0}$  la vitesse d'élévation de la température,  $f$  la fréquence du chargement mécanique,  $c_e$  le couplage thermo-élastique et  $\Delta^*$  la densité d'énergie dissipée moyenne cyclique (par cycle), telle que :

$$\Delta^* = \int_t^{t+1/f} \Delta dt \quad (19)$$

Cela nécessite que la dissipation intrinsèque cyclique reste constante d'un cycle à l'autre sur l'intervalle d'identification et donc d'analyser la réponse cyclique à partir du premier cycle stabilisé au sens mécanique.

La variation du couplage thermoélastique  $c_e$  peut s'écrire en fonction des variations de température et de l'état de contrainte, telle que [Lemaitre et al., 2020] :

$$c_e = \rho T \frac{\partial^2 \psi}{\partial \underline{\epsilon}^e \partial T} : \underline{\dot{\epsilon}}^e = -T \left[ \underline{\alpha} : \underline{\dot{\sigma}} - \dot{\theta} \underline{\alpha} : \underline{\underline{C}}_e : \underline{\alpha} \right] \quad (20)$$

avec  $\underline{\alpha}$  le tenseur de dilatation thermique,  $\underline{\sigma}$  le tenseur des contraintes et  $\underline{\underline{C}}_e$  le tenseur de rigidité élastique. Si les variations de température sont négligeables par rapport à la température initiale, cette relation peut en général être simplifiée sous la forme suivante [Navrátil et al., 2023] :

$$c_e = -T_0 \underline{\alpha} : \underline{\dot{\sigma}} \quad (21)$$

L'analyse en **régime transitoire** se base sur l'hypothèse que la durée d'étude est suffisamment courte pour que la transformation puisse être considérée comme adiabatique. Dans ce cas, le terme de conduction peut être négligé et les hypothèses de résolution spatiale 0D, 1D et 2D deviennent équivalentes sur un volume donné. L'avantage de cette **stratégie de résolution temporelle** est notamment de ne pas avoir besoin de connaître les coefficients de conduction thermique qui peuvent être complexes à identifier pour les matériaux hétérogènes tels que les thermoplastiques renforcés de fibres courtes. De plus, avec l'approche transitoire les termes sources sont estimés sur quelques dizaines de cycles seulement, ce qui permet d'appliquer un chargement cyclique, avec plusieurs paliers de niveaux de contrainte croissants, sur une même éprouvette sans accumulation d'endommagement *a priori*.

### 1.2.5.2 Compensation du mouvement

Chaque pixel des champs de température mesurés par caméra infra-rouge ne correspond pas à un point matériel car l'éprouvette se déforme sous le chargement appliqué tandis que la caméra est fixe. Les déplacements peuvent dépasser la taille du pixel. Il est donc nécessaire de prendre en compte ces mouvements surtout quand les champs de températures sont hétérogènes. [Sakagami et al., 2008] montre l'utilité d'utiliser une méthode de compensation du mouvement sur l'analyse des champs de température.

Il est possible de tenir compte de ces déplacements en transposant les champs de température dans la configuration de référence, c'est-à-dire non déformée. Cela nécessite cependant la connaissance des champs cinématiques (en plus des champs de température). Différentes installations expérimentales combinant la corrélation d'images numériques et la thermographie infra-rouge sont présentées dans la littérature. D'après [Chrysochoos et al., 2008] et [Chrysochoos et al., 2010], si les éprouvettes testées sont assez fines pour supposer que les gradients à travers l'épaisseur sont négligeables, les mesures par corrélation d'images optiques et la thermographie infra-rouge peuvent être réalisées sur les faces opposées de l'éprouvette. Il est aussi possible de réaliser ces mesures sur la même face d'une éprouvette à l'aide d'un miroir dichroïque, qui permet de séparer le rayonnement infra-rouge capté par la caméra infra-rouge et le rayonnement capté par le système de caméra optique [Bodelot et al., 2009]. On peut également utiliser une technique de corrélation d'images infra-rouge, proposée dans [Maynadier et al., 2012]. Cette technique utilise un mouchetis à haute émissivité pour obtenir simultanément les champs de déformation et les champs de température directement à partir d'images obtenues par caméra infra-rouge. Cependant, la mise en place expérimentale des différentes techniques est assez complexe.

Il peut être suffisant d'utiliser des méthodes de compensation de mouvement plus simples, basées sur les déplacements d'un ou de quelques marqueurs. [Pottier et al., 2009] propose une méthode de compensation de mouvements basée sur le déplacement de marqueurs à haute émissivité, qui permet de suivre l'évolution de la température d'un matériau élastomère soumis à de grandes déformations. [Urbanek and Bär, 2017] propose une autre solution qui consiste à suivre seulement le déplacement d'un marqueur (compensation d'un mouvement de translation) dans l'évaluation des champs de couplage thermo-élastique et de dissipation.

La technique utilisée dans le cadre de la thèse est basée sur l'analyse des déplacements de marqueurs à faible émissivité appliqués sur l'éprouvette, en utilisant la méthode proposée dans le logiciel interne Celenos [Le Saux, 2022] et utilisée par [Navrátil et al., 2022]. Dans Celenos, l'approche utilisée pour le suivi de marqueur se base sur la méthode de correspondance des modèles ("template matching") combinée avec la méthode de maximisation du coefficient de corrélation avancé [Lucas and Kanade, 1981]. Pour améliorer la précision du suivi, le contraste des images a été, au préalable, ajusté par l'approche CLAHE. La compensation du mouvement s'appuie sur une transformation affine qui inclut les mouvements de rotation et de translation d'un corps rigide, le cisaillement et la mise à l'échelle, et nécessite le suivi de trois marqueurs.

### 1.2.5.3 Préparation des éprouvettes et acquisition

Une caméra infra-rouge est utilisée pour mesurer les champs de température sur la tranche de l'éprouvette opposée à celle observée pour la corrélation d'images optiques, afin de déterminer les champs de couplage thermo-élastique et d'énergie dissipée. Cette surface de l'éprouvette est peinte avec une peinture noire mate à haute émissivité (proche de 1) pour limiter le plus possible l'influence de l'environnement sur les mesures [Le Saux and Doudard, 2017]. Ainsi, les caractéristiques déduites des mesures sont supposées indépendantes des conditions expérimentales [Levesque et al., 2005]. Des marqueurs à faible émissivité sont dessinés sur la surface de l'éprouvette pour être capable d'appliquer une compensation de mouvement à partir de la corrélation des images infra-rouge, comme montré sur la Figure 24.



FIGURE 24 – Positionnement de l'éprouvette dans les mors hydrauliques pour les essais de compression (autre côté de l'éprouvette peint en noir pour les mesures infra-rouges et avec des marqueurs à haute émissivité pour la compensation de mouvement).

Une boîte noire et un tissu de couleur sombre entourent l'éprouvette et les mors de la machine hydraulique, comme illustré sur la Figure 18, pour minimiser l'influence de l'environnement sur les résultats. Le matériel et les paramètres utilisés pour les mesures infra-rouges sont donnés dans le Tableau 2. L'évaluation du NETD (Noise Equivalent Temperature Difference) est expliquée dans l'Annexe D

Caméra	InfraTec ImageIR 10300
Résolution de l'image (FPA)	1920 x 1536 pixels
Résolution spatiale	75 $\mu\text{m}$ /pixel
Fréquence d'acquisition maximale utilisée	100 Hz
Calibration	Intégrée à la caméra par le fournisseur
Résolution thermique (NETD)	43 mK à une température de 25°C
Pitch	10 $\mu\text{m}$
Temps d'intégration	1000 $\mu\text{s}$
Bande spectrale	(3,6-4,9) $\mu\text{m}$
Unité de refroidissement	Stirling

TABLEAU 2 – Caméra et paramètres utilisés pour les mesures de température.

La Figure 25 présente une image du champ de température prise sur le côté de l'éprouvette. Le gradient de température vertical observé est dû à la chaleur provenant du mors hydraulique inférieur. Avant de commencer l'essai, l'éprouvette est maintenue dans les mâchoires jusqu'à ce que le gradient de température ne change plus. Dans ces conditions, le gradient de température n'interfère pas avec l'analyse car c'est l'évolution de la température de l'éprouvette par rapport au champ de température obtenu au début de l'essai qui est analysée.

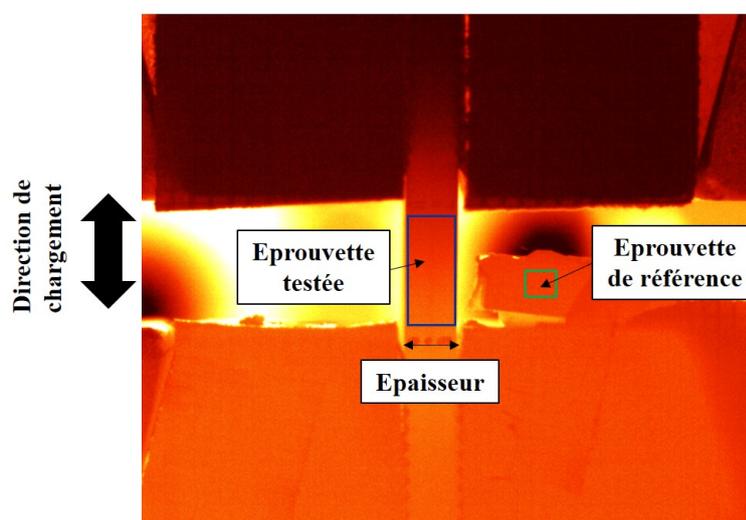


FIGURE 25 – Champ de température obtenu par caméra infra-rouge sur le côté de l'éprouvette durant un essai cyclique en compression.

Dans le cadre de la thèse, la variation de température est calculée à partir de la différence entre la température de l'échantillon testé et la température d'un échantillon de

référence de même matériau, également peint en noir mat à haute émissivité. L'éprouvette de référence a été placée, pour la grande majorité des essais, sur le mors du bas et positionnée dans le même champs d'observation que l'éprouvette testée, comme le montre la Figure 25.

#### 1.2.5.4 Détermination du couplage thermo-élastique

Durant les essais cycliques, l'évolution de la température est obtenue par mesures de champs sur le plan épaisseur-longueur d'un des côtés de l'éprouvette. Ces mesures sont utilisées pour déterminer, entre autre, l'amplitude du couplage thermo-élastique  $C_e$ . Cette grandeur est liée à l'état de contrainte (et à la dilatation thermique) comme montré dans l'équation 21. Comme nous le verrons dans la prochaine partie, le champ de  $C_e$  est utilisé (en plus des champs cinématiques) pour vérifier que le chargement global est uniaxial. L'amplitude du couplage thermo-élastique est obtenue à partir d'une analyse pixel par pixel de l'évolution de la température en utilisant la méthode du "lock-in" introduite dans [Breitenstein et al., 2010] et détaillée dans [Navrátil et al., 2022]. Cette méthode vise à évaluer l'amplitude d'une composante périodique dans un signal de fréquence connue dont le traitement peut être appliqué à chaque pixel de l'image pour fournir une cartographie de cette amplitude, ainsi qu'une cartographie du déphasage. C'est une méthode d'extraction des composantes périodiques d'un signal,  $\theta(t) = \frac{f}{\rho C_p} \Delta^* t + C_e \sin(2\pi ft + \phi)$  dans notre cas, avec une fréquence  $f$  connue. Ce signal est projeté sur une base particulière  $(\sin(2\pi f), \cos(2\pi f))$ . Mathématiquement, cette technique consiste à multiplier le signal  $\mathbf{F}$  par une fonction de corrélation  $K$ , tel que :

$$\mathbf{S}^m = \frac{1}{nN} \sum_{i=1}^N \sum_{j=1}^N K_j^m \mathbf{F}_{i,j}, \text{ avec } m = \{-90; 0\} \quad (22)$$

avec  $N$  le nombre de cycles,  $n$  le nombre d'images par cycles. De manière standard, en thermographie, deux fonctions de corrélation sont utilisées :

$$K_j^0 = 2\sin\left(2\pi\frac{j-1}{n}\right) \text{ et } K_j^{-90} = -2\cos\left(2\pi\frac{j-1}{n}\right) \quad (23)$$

Ces fonctions sont choisies de manière à être similaires au signal mécanique. Sur la base de ces fonctions de corrélation, l'amplitude du signal périodique est  $\sqrt{(\mathbf{S}^0)^2 + (\mathbf{S}^{-90})^2}$  et sa phase est  $\arctan\left(-\frac{\mathbf{S}^{-90}}{\mathbf{S}^0}\right)$  ( $-\pi$  si  $\mathbf{S}^0 < 0$ ). Au moins 20 images par cycles sont nécessaires pour appliquer la méthode [Le Saux, 2022].

#### 1.2.6 Protocole expérimental de vérification du chargement en compression

Une attention particulière est portée sur le bon alignement des mors hydrauliques et de l'éprouvette pendant la mise en place des essais, selon la direction de sollicitation. Cette simple attention n'est pas toujours suffisante. Par exemple, sur une machine trop souple, sans blocage en rotation du vérin hydraulique, ou avec des mâchoires pas assez

rigides, un désalignement des mors a été observé pendant certains essais, même si une vérification de l'alignement avait été faite, comme montré sur la Figure 26. Ce désalignement provoque un chargement hétérogène avec des sollicitations de flexion et de cisaillement en plus de la sollicitation en compression. On observe un flambement de l'éprouvette. C'est pourquoi, une procédure expérimentale est développée pour détecter un potentiel désalignement des mors et vérifier que le chargement global reste uniaxial pendant l'essai. La procédure consiste à vérifier la symétrie des champs cinématiques et des champs d'amplitude de couplage thermo-élastique sur les surfaces de l'épaisseur de chaque côté de l'éprouvette. Ces champs sont déterminés à partir des images obtenues par stéréo-corrélation d'images optiques et des mesures infra-rouge, respectivement. Si le chargement global est uniaxial, on s'attend à ce que la déformation longitudinale soit homogène dans l'échantillon parce que le déplacement imposé pendant l'essai aux extrémités de l'échantillon est homogène. En raison du gradient de microstructure le long de l'épaisseur de l'échantillon, un gradient de déformation transversale (lié au coefficient de Poisson effectif en particulier) et de  $C_e$  (lié à la contrainte) est attendu dans cette direction car le comportement mécanique du matériau est anisotrope et dépend de la microstructure. Lorsque le chargement global est uniaxial, le gradient de la déformation transversale et de  $C_e$  devrait être symétrique le long de l'épaisseur de l'échantillon par rapport à l'épaisseur moyenne car le gradient de microstructure est symétrique.



FIGURE 26 – Désalignement des mors d'une machine hydraulique observé pendant un essai quasi-statique en compression.

La Figure 27 et la Figure 28 montrent les champs de déformations transverse et longitudinale ainsi que le champs d'amplitude de couplage thermo-élastique, déterminés sur les éprouvettes pour lesquelles le chargement global est considéré comme étant non-uniaxial et uniaxial, respectivement. Pour chacun des champs, les profils sont tracés selon l'épaisseur de l'éprouvette en calculant la valeur moyenne sur 4 pixels selon la direction longitudinale, dans les régions représentées par des rectangles sur la Figure 27 et la Figure 28. Les profils sont normés par la moyenne des quantités mesurées sur les deux zones de peaux, correspondant à 1 mm de chaque côté de l'épaisseur. Pour le cas considéré comme étant non-uniaxial (Figure 27), les champs de couplage

thermo-élastique et de déformation ne sont pas symétriques selon l'épaisseur de l'éprouvette et ils sont hétérogènes selon la longueur de l'éprouvette. La différence relative entre les deux peaux est d'environ 40-50%. Pour le cas considéré comme étant uniaxial (Figure 28), les champs de couplage thermo-élastique et de déformation sont quasi symétriques selon le milieu de l'épaisseur et ils sont uniformes selon la direction longitudinale. La différence relative entre les deux peaux est inférieure à 10%.

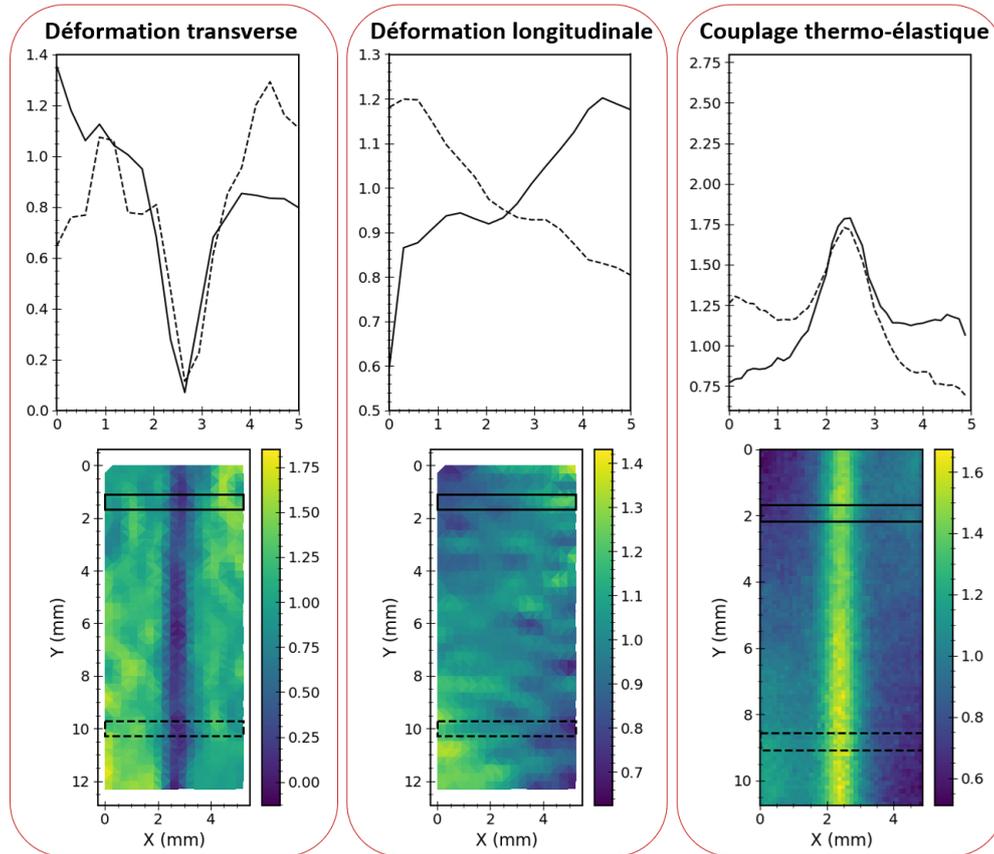


FIGURE 27 – Cas d'un essai de compression considéré comme **non-uniaxial** : champs de déformation transverse (gauche), champs de déformation longitudinale (milieu) et champs d'amplitude de couplage thermo-élastique (droite), avec les profils associés le long de l'épaisseur pour un niveau de contrainte normalisée en valeur absolue de 0,86 (X et Y correspondant à l'épaisseur et à la longueur de l'éprouvette, respectivement ; le chargement est appliqué selon Y).

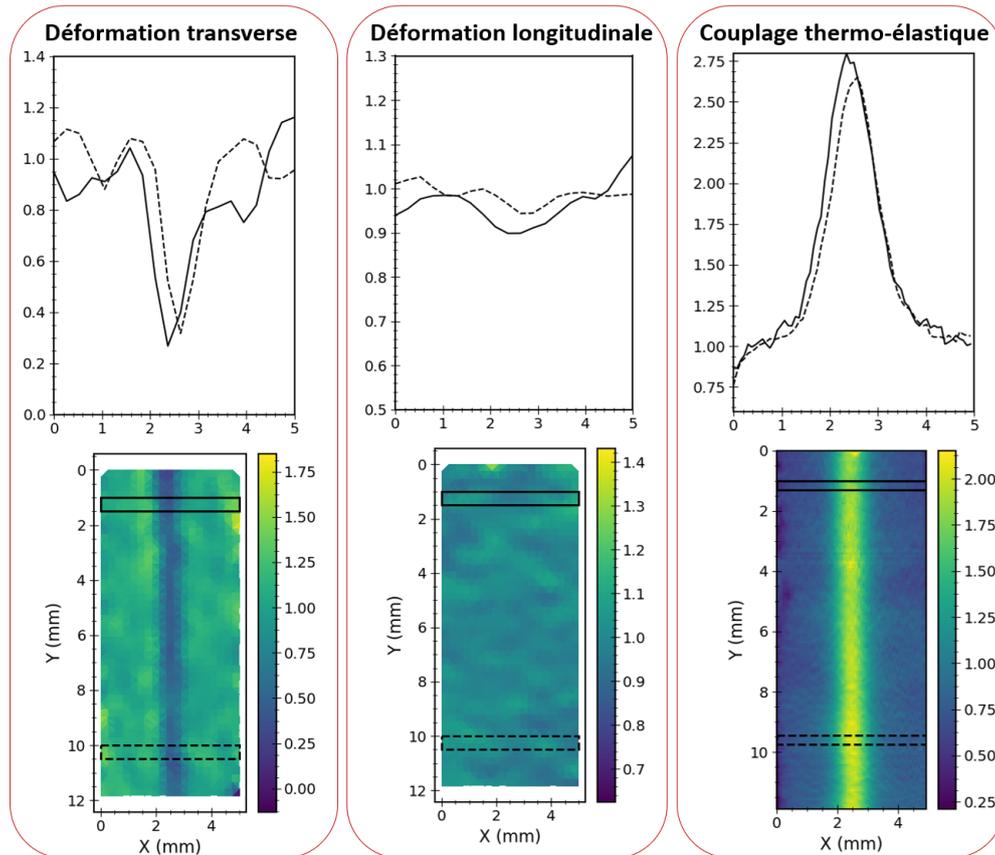


FIGURE 28 – Cas d'un essai de compression considéré comme **uniaxial** : champs de déformation transverse (gauche), champs de déformation longitudinale (milieu) et champs d'amplitude de couplage thermo-élastique (droite), avec les profils associés le long de l'épaisseur pour un niveau de contrainte normée en valeur absolue de 0,83 (X et Y correspondant à l'épaisseur et à la longueur de l'éprouvette, respectivement ; le chargement est appliqué selon Y).

Ces résultats montrent la capacité de la méthode à détecter un désalignement des mors pendant un essai grâce à l'analyse des champs de couplage thermo-élastique et de déformation. Pour chacun des essais réalisés, il a été systématiquement vérifié que la différence relative d'amplitude de couplage thermo-élastique et/ou de la déformation entre les deux peaux de l'éprouvette, à une positionnée axiale donnée, est inférieure à 10%. Les essais, pour lesquels le chargement est considéré comme non-uniaxial, sont arrêtés et les données enregistrées ne sont pas utilisées. Ces essais ont concerné des niveaux de chargement élevés pendant le début de thèse. L'optimisation du protocole expérimental et celle de la mise en place des essais ont permis d'obtenir des essais fiables rapidement.

### 1.3 Bilan

Le matériau étudié, un PEEK CF30, est mis en forme par injection sous forme de plaque d'une épaisseur de 5 mm. D'après les observations réalisées au microscope optique

et par tomographie aux rayons X, la microstructure du matériau est de type cœur/peau. La distribution d'orientation des fibres à travers l'épaisseur de la plaque est représentée par le tenseur d'orientations des fibres d'ordre deux dont les composantes sont calculées à partir de l'analyse d'images obtenues par micro-tomographie à rayons X. La micro-tomographie à rayons X est également utilisée pour analyser les mécanismes d'endommagement du matériau sous chargement cyclique. Pour cela, les différentes phases du matériau sont détectées (segmentation) à l'aide d'un outil développé pendant la thèse de Thomas Glanowski [Glanowski et al., 2018], qui a été adapté au matériau étudié.

Dans l'objectif d'une caractérisation thermomécanique du matériau, des moyens d'essais adéquats ont été mis en place. Des éprouvettes complètes (de l'épaisseur de la plaque, c'est-à-dire 5 mm) de type "dogbone" avec la microstructure cœur-peau et des éprouvettes amincies (épaisseur de 1,2 mm) issues de la partie peau de la microstructure sont utilisées. Les éprouvettes amincies permettent notamment d'obtenir une base de données sur le comportement du matériau (en traction) avec une microstructure quasi-homogène. Pour réaliser les essais en compression, le choix s'est porté vers l'utilisation des mors hydrauliques avec réduction de la longueur libre de l'éprouvette entre les mors à 13 mm (80 mm pour les essais de traction), avec une attention particulière portée sur le bon alignement des mors et de l'éprouvette lors de la mise en place. Pendant ces essais, des mesures de champs de température par caméra infra-rouge et des mesures de champs de déplacement par stéréo-corrélation d'images numériques obtenues par caméra optique ont été effectuées. La difficulté des essais de compression est d'éviter le flambement de l'éprouvette. Pour cela, une procédure expérimentale de vérification de l'uniaxialité du chargement global pendant les essais, a été développée. Cette procédure se base sur l'analyse des champs cinématiques et des champs d'amplitude de couplage thermo-élastique mesurés dans les plans épaisseur-longueur de l'éprouvette. Elle est appliquée pour chacun des essais réalisés durant cette thèse.

# Chapitre 2

## Tenue en fatigue

### Sommaire

---

<b>2.1 État de l'art</b> . . . . .	<b>43</b>
2.1.1 Tenue en fatigue et paramètres influents . . . . .	43
2.1.2 Critères de fatigue . . . . .	48
2.1.3 Mécanismes d'endommagement . . . . .	51
<b>2.2 Essais de fatigue</b> . . . . .	<b>54</b>
2.2.1 Conditions des essais . . . . .	54
2.2.2 Courbes de fatigue . . . . .	56
2.2.3 Évolution des grandeurs mécaniques . . . . .	58
2.2.4 Conclusions . . . . .	62
<b>2.3 Critères de fatigue</b> . . . . .	<b>62</b>
2.3.1 Critère de fatigue basé sur la contrainte . . . . .	63
2.3.2 Critère de fatigue basé sur la déformation . . . . .	65
2.3.3 Critère de fatigue basé sur une variable énergétique . . . . .	66
2.3.4 Critère de fatigue basé sur une combinaison d'énergies . . . . .	68
2.3.5 Discussion . . . . .	69
<b>2.4 Caractérisation rapide de la durée de vie en fatigue par la méthode d'auto-échauffement</b> . . . . .	<b>71</b>
2.4.1 Construction des courbes d'auto-échauffement . . . . .	71
2.4.2 Conditions des essais . . . . .	73
2.4.3 Résultats des essais d'auto-échauffement . . . . .	76
2.4.4 Lien entre la fatigue et l'auto-échauffement . . . . .	77
2.4.5 Discussion . . . . .	82
<b>2.5 Analyse de l'endommagement</b> . . . . .	<b>83</b>
2.5.1 Préparation des échantillons . . . . .	83
2.5.2 Analyse des images segmentées . . . . .	84
2.5.3 Bilan . . . . .	86
<b>2.6 Bilan</b> . . . . .	<b>86</b>

---

*Ce chapitre se concentre sur la caractérisation en fatigue en compression du matériau de l'étude. Un état de l'art est réalisé sur la caractérisation en fatigue des thermoplastiques semi-cristallins renforcés de fibres courtes. Plusieurs sujets sont abordés tels que : les mécanismes d'endommagement, les critères de fatigue existants, et pour terminer, la caractérisation rapide de la durée de vie en fatigue par la méthode d'auto-échauffement. Les résultats des essais de fatigue réalisés sont ensuite présentés et les évolutions des différentes grandeurs mécaniques cycliques (module sécant, aire d'hystérésis,...) sont analysées. A partir de ces résultats d'essais, différents critères de fatigue sont ensuite testés. Celui jugé le plus adapté doit prévoir la durée de vie en fatigue du matériau en unifiant les données en orientation d'éprouvettes et en rapport de charge, tout en étant compatible avec le cadre industriel. La méthode de caractérisation rapide de la durée de vie en fatigue par auto-échauffement est ensuite étudiée dans le cadre de chargement en compression.*

## **2.1 État de l'art**

Dans cette partie, un état de l'art est réalisé sur la caractérisation en fatigue des thermoplastiques semi-cristallins renforcés de fibres courtes. Trois sujets différents sont abordés. Le premier concerne la tenue en fatigue de ces matériaux et les paramètres l'influençant. Ces paramètres influents comprennent les conditions environnementales (température et humidité), la microstructure du matériau, le rapport de charge et la fréquence de chargement. Le second état de l'art concerne les critères de fatigue existants pour ce type de matériau. Le dernier sujet concerne les mécanismes d'endommagement apparaissant au cours des chargements cycliques.

### **2.1.1 Tenue en fatigue et paramètres influents**

#### **2.1.1.1 Approches en fatigue**

Dans l'étude de la fatigue, on distingue généralement deux phases :

- l'amorçage de fissures correspondant à l'apparition d'une fissure détectable ;
- et, la propagation d'une fissure amorcée conduisant à la rupture.

La durée de vie peut être définie vis-à-vis de l'amorçage ou de la propagation. Si l'amorçage intervient rapidement, c'est-à-dire que le nombre de cycles à l'amorçage est très petit devant le nombre de cycles à rupture de la pièce, une approche en propagation peut être privilégiée. Si l'amorçage est détecté peu de temps avant la rupture, le dimensionnement en fatigue peut plutôt se baser sur une approche prévoyant l'amorçage d'une fissure. Trois phases principales sont observables sur l'évolution cyclique du module sécant d'un matériau PEEK CF30 pour des chargements cycliques en traction [Leveuf et al., 2018] ; elles sont illustrées sur la Figure 29. La première phase correspond au régime transitoire qui s'étend sur un nombre de cycles petit devant le nombre de cycles à rupture. Durant cette phase, un équilibre thermique se met en place ainsi qu'une éventuelle accommodation mécanique (e.g. viscoélasticité). La seconde phase correspond à un état stabilisé du point de vue macroscopique. On peut supposer que les microfissures potentiellement présentes

sont confinées dans un volume assez faible pour ne pas affecter le comportement mécanique macroscopique. Cette phase s'étend jusqu'au nombre de cycles à l'amorçage de la rupture pouvant par exemple être évalué en considérant qu'il correspond au nombre de cycles pour lequel l'évolution de la grandeur s'écarte de celle observée à l'état stabilisé. La troisième phase correspond à une coalescence de l'endommagement ou à la propagation de la fissure amorcée, conduisant à un changement de pente marquée de la courbe, menant à la rupture.

L'amorçage d'une fissure peut s'avérer difficile à définir puisque sa mesure dépend de l'échelle d'observation et un matériau non testé comporte de manière générale des défauts, dus à la mise en forme par exemple, pouvant être assimilés à des micro-fissures. De plus, les thermoplastiques semi-cristallins injectés comportent de très nombreux sites d'amorçage, amenant à un endommagement diffus [Mandell, 1991]. Il est souvent considéré que l'amorçage conduit à une altération significative du comportement mécanique macroscopique. L'avantage d'une approche basée sur l'amorçage est d'être conservative et plus facilement utilisable dans le cadre industriel.

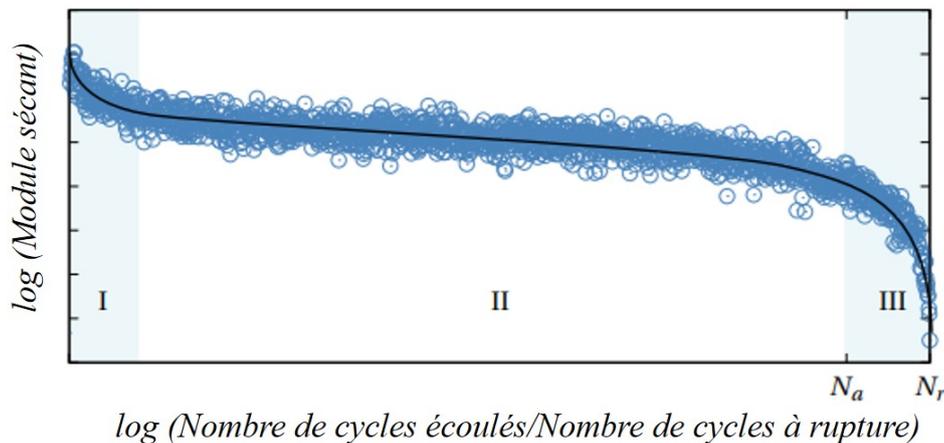


FIGURE 29 – Évolution du module sécant en fonction du nombre de cycles pendant un essai de fatigue sur un matériau PEEK CF30 [Leveuf et al., 2018].

Dans la plupart des cas, la propagation est étudiée à partir d'éprouvettes spécifiques, avec la présence d'une entaille ou de fissure par exemple. Une démarche consiste à étudier l'évolution de la différence entre les valeurs maximales et minimales du facteur d'intensité de contraintes atteintes sur un cycle. En dessous d'une variation de facteur seuil, il n'y a pas de propagation. Au-dessus de cette valeur, la vitesse de propagation de la fissure peut souvent être exprimée à l'aide de la loi de Paris. Cette approche est rarement utilisée dans le domaine des transports, dans lequel l'amorçage de la fissure est considéré comme la ruine de la pièce, pour des raisons de sécurité.

### 2.1.1.2 Influence des conditions environnementales

L'influence de la température et de l'humidité sur la tenue en fatigue des thermoplastiques renforcés de fibres courtes fait l'objet de plusieurs études. [Guster et al., 2011]

étudie l'effet de la température sur le comportement en fatigue d'un PA 6T/6I renforcés de fibres courtes de verre à humidité ambiante (humidité relative de 50%) pour une la température allant de 23°C à 120°C ; il observe une diminution de la durée de vie en fatigue avec l'augmentation de la température. [De Monte et al., 2010] observe le même comportement sur des thermoplastiques PA66 renforcés de fibres courtes de verre, pour des températures d'essai allant de 0°C à 120°C à humidité relative de 50%. D'après [Noda et al., 2001], le comportement en fatigue diffère si la température est en dessous ou au dessus de la température de transition vitreuse  $T_g$ . Si la température est en dessous de  $T_g$ , la pente de la courbe de Wöhler tracée en log/log diminue quand la température augmente tandis que si la température est au dessus de  $T_g$ , cette pente augmente avec la température. L'effet de l'humidité sur la tenue en fatigue est étudié par [Barbouchi et al., 2007], [Serrano, 2015] pour un PA 66 renforcé de fibres courtes de verre. Les taux d'humidité testés dans [Barbouchi et al., 2007] sont de 50% (humidité ambiante) et de 90%, pour un rapport de charge  $R = -1$ . Il a été constaté que, pour un même niveau de contrainte maximale appliquée, la durée de vie en fatigue est plus élevée pour un taux d'humidité plus faible. [Launay et al., 2013c] et [Santharam et al., 2020] montrent l'influence du taux d'humidité relative sur la température de transition vitreuse d'un thermoplastique PA66 renforcé de fibres courtes de verre : elle passe de 60 °C à -30 °C pour un taux d'humidité allant de 0% à 100 %. Pour une matrice thermoplastique PEEK renforcée de fibres courtes de carbone, [Selzer and Friedrich, 1997] n'observe aucune sensibilité à l'humidité sur la durée de vie en fatigue, pour des essais à température ambiante. Les éprouvettes ont été testées dans trois états différents : sec, semi-saturé et complètement saturé en eau. Le matériau PEEK CF n'est pas très sensible à la température au voisinage de la température ambiante (autour de 20°C), qui est significativement inférieure à sa température de transition vitreuse (environ 150 °C Figure 2).

### 2.1.1.3 Influence de la microstructure

L'effet de la microstructure des thermoplastiques renforcés de fibres courtes est lié, d'une part, à la distribution d'orientation des fibres et d'une autre part, à la distribution de longueur des fibres.

Dans [Zhou and Mallick, 2006], [Bernasconi et al., 2007a] et [Santharam et al., 2020], les auteurs observent une anisotropie du comportement en fatigue des thermoplastiques PA66 et PA6 renforcés de fibres courtes de verre. Des essais sur des éprouvettes d'orientations comprises entre 0° et 90° par rapport à la direction d'injection ont été réalisés. D'après leurs résultats, la durée de vie en fatigue diminue avec l'augmentation de l'angle par rapport à la direction de sollicitation, *i.e.*, quand la fraction de fibres alignées selon la direction de chargement diminue. Ces observations ont été faites sur des éprouvettes d'épaisseur 3 mm environ. [De Monte et al., 2010] retrouve cette anisotropie du comportement en fatigue pour des éprouvettes plus fines (environ 1 mm d'épaisseur). [Klimkeit et al., 2011b] compare la durée de vie en fatigue d'un matériau thermoplastique PBT-PET renforcé de fibres courtes de verre selon deux géométries d'éprouvettes (géométries tubulaire et de type "dogbone"). Pour les éprouvettes "dogbone", la durée de vie est plus élevée pour une orientation à 0° que pour 90°, comme observé précédemment. Dans chacun des cas, la durée de vie en fatigue des éprouvettes tubulaires est plus élevée que celle des éprouvettes plates. Une explication de ces résultats pourrait provenir de

l'orientation des fibres; les éprouvettes de types "dogbone" sont prélevées à  $0^\circ$ ,  $90^\circ$  et  $45^\circ$  par rapport à la direction d'injection et elle comportent une microstructure de type cœur/peau. Les éprouvettes tubulaires, quant à elles, comportent des fibres majoritairement orientées selon l'axe du tube et offrent une meilleure résistance à la fatigue. Enfin, [Bernasconi et al., 2007b] compare la tenue en fatigue d'un thermoplastique PA66 renforcé de fibres courtes de verre avec plusieurs distributions de la longueur des fibres et observe que la durée de vie diminue avec la diminution de longueur moyenne des fibres.

#### 2.1.1.4 Effet de la contrainte moyenne

L'effet de la contrainte moyenne sur la tenue en fatigue est souvent analysé à partir du rapport de charge, défini pour un essai de fatigue piloté en effort par  $R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}}$ . On a donc la relation suivante :

$$\sigma_m = \frac{1 + R}{1 - R} \sigma_a \quad (24)$$

avec  $\sigma_m$  la contrainte moyenne et  $\sigma_a$  l'amplitude de contrainte.

[Santharam et al., 2020] et [Klimkeit et al., 2011b] étudient le comportement en fatigue d'un thermoplastique PA66 renforcé de fibres courtes de verre selon différents rapports de charge en traction-traction et en traction-compression. Dans [Santharam et al., 2020], les rapports de charge sont  $R = \{0,7; 0,5; 0,3; 0,1; -0,2; -0,5\}$ . D'après les résultats obtenus, pour une même amplitude de contrainte, la durée de vie en fatigue est plus faible quand le rapport de charge augmente, *i.e.*, la contrainte moyenne augmente. Cela peut s'expliquer par l'activation ou l'accentuation de mécanismes dissipatifs (visco-élasticité, viscoplasticité,...) qui contribuent à la réduction de la durée de vie. [Mallick and Zhou, 2004], [Mortazavian and Fatemi, 2016] et [Raphael et al., 2019b] retrouvent ces mêmes conclusions sur l'influence de la contrainte moyenne sur la tenue en fatigue. Pour des rapports de charge en traction-compression ( $R = -1$ ) et en traction-traction ( $R = -0,5$ ) à valeur d'amplitude de contrainte identique, la durée de vie en fatigue est plus élevée pour un chargement en traction-compression. En effet, la contrainte moyenne est plus faible dans le cas du chargement en traction-compression.

#### 2.1.1.5 Influence de la fréquence de chargement

[Lang and Manson, 1987] étudie le comportement sous sollicitations cycliques en traction-traction de matériaux thermoplastiques composés d'une matrice de type nylon, pour l'un, et de type polystyrene, pour l'autre, renforcés de fibres courtes de verre. Il met en avant que l'augmentation de la fréquence conduit à un auto-échauffement, lié à la faible conductivité thermique de ces matériaux. [Hertzberg et al., 1975] souligne que si l'énergie dissipée par les mécanismes de déformations irréversibles ne peut être évacuée sous forme de chaleur par convection aux surfaces libres, la température de l'échantillon augmente sans stabilisation, ce qui conduit généralement à une rupture.

### 2.1.1.6 Influence du fluage cyclique

La durée de vie en fatigue dépend également du fluage cyclique, lié à la vitesse de déformation moyenne, pour les thermoplastiques renforcés de fibres courtes. Le rôle du fluage cyclique pendant les essais de fatigue a été étudié par [Horst and Spoormaker, 1996], qui ont constaté une corrélation linéaire (en log-log) entre le nombre de cycles jusqu'à la rupture et la vitesse de fluage cyclique pour un PA6 renforcé de fibres courtes de verre.

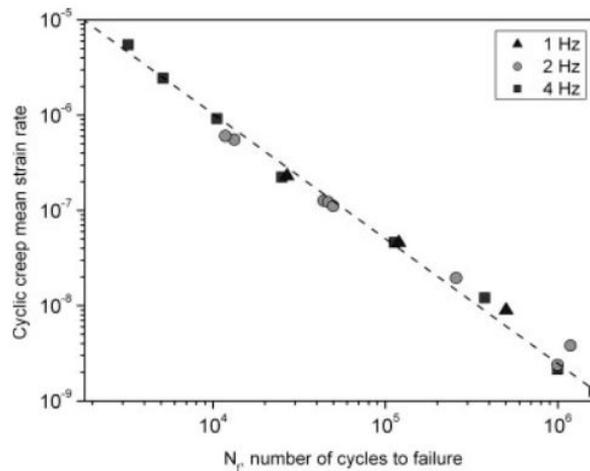


FIGURE 30 – Vitesse de déformation moyenne, liée au fluage, cyclique en fonction du nombre de cycles jusqu'à la rupture pour un PA6GF30 testé en fatigue à 23°C dans la gamme de fréquence 1-4 Hz, issue de [Bernasconi and Kulin, 2009].

[Bernasconi and Kulin, 2009] observent également du fluage cyclique durant des essais de fatigue sur un matériau thermoplastique PA6 renforcé de fibres courtes de verre, pour des chargements en traction, et une relation linéaire en log-log entre la vitesse de déformation cyclique à mi-vie et le nombre de cycles à rupture, comme montré sur la Figure 30. On retrouve ces mêmes résultats dans [Alexis et al., 2023] et [Santharam et al., 2020] pour le même type de matériau (PA6 et PA66 renforcés de fibres courtes de verre) pour des chargements en traction et en traction-compression.

### 2.1.1.7 Bilan

Pour la présente étude de la tenue en fatigue du matériau PEEK CF30, seuls les effets de l'orientation et du rapport de charge ont été étudiés. Étant donné que le matériau n'est pas sensible à l'humidité et que la température au cours des essais est bien inférieure à la température de transition vitreuse, une seule condition environnementale a été considérée : température et humidité ambiantes. La fréquence de chargement a été imposée inférieure à 10 Hz (fréquence cohérente avec les fréquences de chargements vues par la pièce interne d'amortisseur d'intérêt) pour éviter un auto-échauffement trop important. Les essais ont été réalisés sans système de refroidissement.

## 2.1.2 Critères de fatigue

La mise en place d'un critère de fatigue unifié pour les matériaux thermoplastiques renforcés de fibres courtes est délicate, du fait de la microstructure complexe anisotrope du matériau, de son comportement inélastique non linéaire et de la dépendance de son comportement aux conditions expérimentales telles que la température et l'humidité. Il existe plusieurs types de critères.

### 2.1.2.1 Critère en contrainte

Un premier type de critère se base sur la contrainte. L'avantage de l'approche en contrainte est d'être basée sur une grandeur facilement accessible durant les essais sur éprouvettes, pilotés en effort le plus souvent dans le cas des matériaux composites, et de ne pas nécessiter de modèle complexe décrivant le comportement cyclique du matériau. Plusieurs critères s'appuyant sur cette approche ont été développés pour des matériaux thermoplastiques renforcés de fibres courtes. La loi puissance de type Basquin est utilisée par plusieurs auteurs [Bernasconi et al., 2007a], [De Monte et al., 2010] et [Mortazavian and Fatemi, 2015] :

$$\sigma_a = a_\sigma N_r^{b_\sigma} \quad (25)$$

avec  $\sigma_a$  l'amplitude de contrainte,  $N_r$  le nombre de cycles à rupture,  $a_\sigma$  le coefficient de la résistance à la fatigue et  $b_\sigma$  l'exposant de Basquin. Les paramètres  $a_\sigma$  et  $b_\sigma$  sont à ajuster. Ce critère ne permet pas d'unifier (avec un seul jeu de paramètres) les données pour toutes les orientations des éprouvettes, les rapports de charge et les conditions environnementales. Pour tenir compte des effets des conditions expérimentales et de l'orientation, certains auteurs ont proposé de rapporter l'amplitude de la contrainte à la contrainte à rupture  $\sigma_U$  obtenue à partir d'essais de traction ou de compression monotones pour l'orientation et la condition expérimentale d'intérêt [Santharam et al., 2020], [Zago and Springer, 2001] :

$$\frac{\sigma_a}{\sigma_U} = a_\sigma N_r^{b_\sigma} \quad (26)$$

La normalisation par  $\sigma_U$  donne la possibilité d'unifier les données vis-à-vis de la direction de sollicitation par rapport à la direction d'injection et des conditions environnementales, dans la mesure où  $\sigma_U$  dépend de l'orientation et des conditions expérimentales. [Bernasconi et al., 2007a] et [De Monte et al., 2010] proposent d'utiliser un critère de Tsai-Hill modifié pour prévoir la durée de vie en fatigue et prendre en compte l'effet de la direction de chargement par rapport à la direction d'injection :

$$\left(\frac{\sigma_{0max}}{\sigma_{0U}}\right)^2 - \frac{\sigma_{0max}\sigma_{90max}}{\sigma_{0U}} + \left(\frac{\sigma_{90max}}{\sigma_{90U}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{45max}}{\sigma_{12U}}\right)^2 = 1 \quad (27)$$

$$\sigma_{iU}(N_r) = \sigma_{iU} (10^6) \left(\frac{10^6}{N_r}\right)^{\frac{1}{k}}, i = \{0,90,12\}$$

avec  $\sigma_{0max}$ ,  $\sigma_{90max}$  et  $\sigma_{45max}$  les contraintes maximales appliquées pendant le chargement pour des éprouvettes à 0°, 90° et 45° par rapport à la direction d'injection, respectivement,

$k$  la pente inverse de la courbe de Wöhler,  $\sigma_{0_U}$  ( $10^6$ ) et  $\sigma_{90_U}$  ( $10^6$ ) les contraintes maximales pour  $N_r = 10^6$  pour les orientations à  $0^\circ$  et  $90^\circ$  par rapport à la direction d'injection et  $\sigma_{12_U}$  ( $10^6$ ) la contrainte maximale pour  $N_r = 10^6$  calculée afin que l'équation 27 soit satisfaite. [Mallick and Zhou, 2004] proposent un critère de Gerber modifié prenant en compte l'effet du rapport de charge à l'aide de la contrainte moyenne  $\sigma_m$  :

$$\frac{\sigma_a}{\alpha(N_r)\sigma_U} + \frac{\sigma_m^2}{\beta(N_r)\sigma_U} = 1 \quad (28)$$

avec  $\alpha(N_r) = \alpha_1 N_r^{\alpha_2}$  et  $\beta(N_r) = \beta_1 N_r^{\beta_2}$ . Ce critère est simple d'utilisation, du moins en 1D, dans l'application industrielle puisqu'il s'appuie sur les valeurs de la contrainte alternée et de la contrainte moyenne appliquées lors du chargement cyclique et sur la contrainte à rupture obtenue lors d'essais monotones.

D'après [Santharam et al., 2020], ces critères ne permettent pas de décrire de manière unifiée, *i.e.*, avec un seul jeu de paramètres, la durée en fatigue pour les différentes orientations, conditions expérimentales et contraintes moyennes pour un PA66 GF50.

### 2.1.2.2 Critères basés sur les grandeurs mécaniques cycliques

La seconde approche se base sur l'hypothèse que la réponse mécanique du matériau à la sollicitation cyclique atteint un régime stationnaire et que les grandeurs mécaniques cycliques atteignent un état stabilisé. Par exemple, dans le cas d'un chargement uniaxial, les grandeurs mécaniques cycliques énoncées ci-dessous peuvent être calculées à partir des courbes contrainte/déformation globales et de l'évolution de la déformation moyenne au cours des cycles comme montré sur la Figure 31. Le module sécant est obtenu à partir de la pente de la réponse cyclique et peut être déterminé de la manière suivante, sur un cycle :

$$E_s = \frac{\Delta\sigma}{\Delta\varepsilon} \quad (29)$$

où  $\Delta\sigma$  et  $\Delta\varepsilon$  sont respectivement les amplitudes de la contrainte et de la déformation sur le cycle. La densité d'énergie d'hystérésis (reliée à l'énergie dissipée et/ou stockée par le matériau soumis à un chargement cyclique) est calculée (en utilisant la méthode des trapèzes par exemple) pour chaque cycle :

$$W_h = \int_{cycle} \sigma d\varepsilon \quad (30)$$

La densité d'énergie cyclique est reliée à l'amplitude cyclique de la déformation  $\Delta\varepsilon$  et de la contrainte  $\Delta\sigma$  :

$$W_c = \left(\frac{1}{2}\Delta\sigma\Delta\varepsilon\right)^- + \left(\frac{1}{2}\Delta\sigma\Delta\varepsilon\right)^+ \quad (31)$$

avec l'exposant + qui indique que seule la traction (contrainte positive) est considérée et l'exposant - que seule la compression (contrainte négative) est considérée. La densité d'énergie élastique est définie par :

$$W_e = \left(\frac{1}{2}\Delta\sigma\Delta\varepsilon\right)^+ \quad (32)$$

avec l'exposant + qui indique que seule la traction (contrainte positive) est considérée. La vitesse d'évolution de la déformation moyenne cyclique est définie par :

$$\frac{d\varepsilon_m}{dN} \quad (33)$$

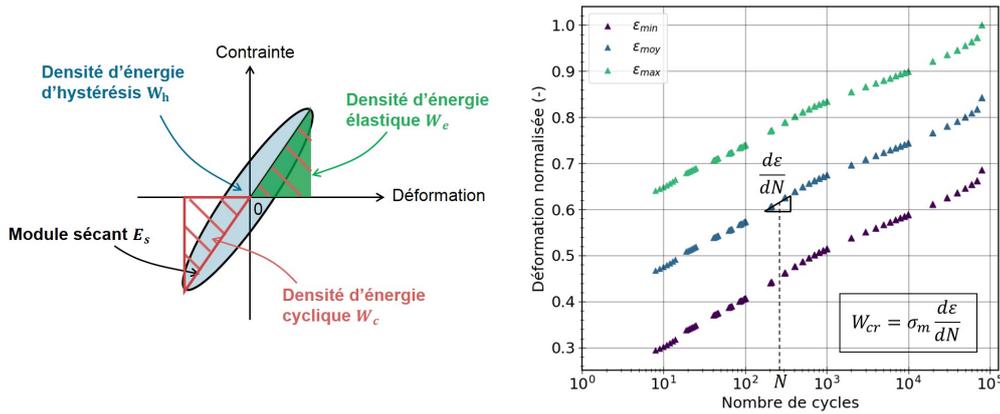


FIGURE 31 – Calcul des différentes grandeurs mécaniques : module sécant, densité d'énergie d'hystérésis, densités d'énergies cyclique et élastique, et densité d'énergie de fluage cyclique.

La densité d'énergie de fluage cyclique est définie par :

$$W_{cr} = \sigma_m \frac{d\varepsilon_m}{dN} \quad (34)$$

où  $\sigma_m$  est la contrainte moyenne.

Une loi puissance est généralement utilisée pour lier ces grandeurs au nombre de cycles à rupture. [Santharam et al., 2020] propose de considérer ces grandeurs pour un état stabilisé, à mi-vie par rapport au nombre de cycles à rupture ( $\frac{N_r}{2}$ ) :

$$Z \left( \frac{N_r}{2} \right) = AN_r^b \quad (35)$$

où  $Z$  correspond à la grandeur mécanique cyclique considérée.

Ces critères rendent raisonnablement bien compte des effets de la direction de sollicitation et des conditions expérimentales. Pour les critères exprimés en fonction de  $\frac{d\varepsilon_m}{dN} \left( \frac{N_r}{2} \right)$  et  $W_{cr} \left( \frac{N_r}{2} \right)$ , l'estimation du nombre de cycles à rupture est satisfaisante pour les rapports de charge positifs (chargements cycliques ou traction/traction) pour des matériaux PA 66 renforcés de fibres courtes de verre [Santharam et al., 2020], [Raphael et al., 2019b] mais pas pour des rapports de charge négatifs (chargements cycliques alternés). Au contraire, les critères reposant sur  $W_h \left( \frac{N_r}{2} \right)$ ,  $W_c \left( \frac{N_r}{2} \right)$  et  $W_e \left( \frac{N_r}{2} \right)$

peuvent être adaptés pour  $R \leq 0$  mais pas pour les rapports de charge positifs élevés pour lesquels la déformation cyclique est significative. Ces critères de fatigue, qui s'appuient sur une seule variable, ne permettent pas de prévoir de manière satisfaisante la durée de vie pour tous les rapports de charge, à l'aide d'un seul jeu de paramètres. [Santharam et al., 2020] et [Raphael et al., 2019b] proposent d'associer deux grandeurs mécaniques cycliques : l'une liée à l'aspect fluage ( $\frac{d\epsilon_m}{dN}(\frac{N_r}{2})$ ,  $W_{cr}(\frac{N_r}{2})$ ) et l'autre liée à l'aspect cyclique ( $W_h(\frac{N_r}{2})$ ,  $W_c(\frac{N_r}{2})$ ,  $W_e(\frac{N_r}{2})$ ). L'association de ces deux variables permet d'estimer la durée de vie en fatigue à l'aide d'un seul jeu de paramètres, en prenant en compte les effets du rapport de charge, de l'orientation par rapport à la direction d'injection et des conditions environnementales. [Santharam et al., 2020] suggère deux variantes (IDAFIP v.1 et IDAFIP v.2) d'un critère basé sur deux grandeurs mécaniques cycliques qui sont les suivantes :

— IDAFIP v.1 :

$$\frac{1}{N_r} = \left( \frac{W_{cr}(\frac{N_r}{2})}{A_1} \right)^{b_1} + \left( \frac{W_h(\frac{N_r}{2})}{C_1} \right)^{d_1} \quad (36)$$

— IDAFIP v.2 :

$$\frac{1}{N_r} = \left( \frac{W_{cr}(\frac{N_r}{2})}{A_2} \right)^{b_2} + \left( \frac{W_c(\frac{N_r}{2})}{C_2} \right)^{d_2} \quad (37)$$

avec  $A_i$ ,  $b_i$ ,  $C_i$  et  $d_i$ , avec  $i = \{1,2\}$ , les paramètres à ajuster. Dans la variante n°2 du critère, l'avantage est de remplacer  $W_h(\frac{N_r}{2})$  par  $W_c(\frac{N_r}{2})$  dont le calcul requiert un modèle mécanique plus simple. Il est aussi montré dans [Santharam et al., 2020] que la base de données pour identifier les paramètres du critère peut être relativement limitée, en associant deux rapports de charge (négatif et positif, par exemple), deux orientations d'éprouvettes ( $\{0^\circ; 90^\circ\}$  ou  $\{45^\circ; 90^\circ\}$ ) et une seule condition environnementale.

Ces différents critères seront testés dans la partie pour évaluer la capacité de chacun à prévoir la durée de vie en fatigue de manière unifiée pour les différentes conditions testées (rapports de charge et orientations différents).

### 2.1.3 Mécanismes d'endommagement

De nombreux auteurs ont réalisé des analyses fractographiques au Microscope Electronique à Balayage (MEB) [Avanzini et al., 2013], [Horst and Spormaker, 1996] pour déterminer les mécanismes d'endommagement. Des thermoplastiques (PA6/PA66) renforcés de fibres courtes de verre [Horst and Spormaker, 1996], [Klimkeit et al., 2011a] et des matrices pures (PA6) [Laiarinandrasana et al., 2010], sollicités en fatigue mais non rompus, ont été observés (après rupture à des températures cryogéniques pour les observations). D'autres techniques de suivi d'endommagement, au cours du chargement cyclique, sont employées. [Noda et al., 2001] proposent d'observer, par microscopie optique, la section du matériau (PA6 renforcé de fibres courtes de verre) à différents nombres de cycles avant la rupture. Ensuite, d'autres études se sont appuyées sur des observations par micro-tomographie à rayons X donnant plus de précisions sur les mécanismes de rupture pour un chargement en traction, pour des matériaux thermoplastiques renforcés de

fibres courtes [Rolland et al., 2018], [Arif et al., 2014] ou pour des matrices polymères pures [Poulet et al., 2016]. Cette technique permet de réaliser des observations en 3D et d'analyser les mécanismes d'endommagement dans le volume de l'éprouvette. Afin d'analyser l'évolution de l'endommagement, [Rolland et al., 2017] et [Arif et al., 2014] ont réalisé des essais *in situ* sous tomographie de traction monotone et de fatigue en traction sur un PA66 renforcé de fibres courtes de verre.

Les observations de [Noda et al., 2001] leur permettent de déterminer le *scenario* de rupture d'un polyamide PA66 renforcé de fibres courtes de verre pour des chargements cycliques en traction et une température en dessous de la  $T_g$  :

- formation de cavités et de microfissures aux extrémités des fibres ;
- propagation des microfissures dans la direction transverse à la direction du chargement autour des extrémités des fibres ;
- formation d'une fissure à partir des microfissures jusqu'aux cavités ;
- et, propagation de la fissure jusqu'à la rupture de l'éprouvette.

Ces différentes étapes sont présentées sur la Figure 32. Elles sont également retrouvées par [Komatsu et al., 2003] pour un chargement cyclique en traction appliqué à un PA66 renforcé de fibres courtes de verre. Dans ces travaux, les auteurs n'ont pas relevé les phénomènes de décohésion de l'interface fibre/matrice, décrits par [Avanzini et al., 2013] pour un matériau thermoplastique composé d'une matrice PEEK renforcée de fibres courtes de carbone. Les raisons pourraient provenir de la nature différente de la matrice et des fibres, ou bien d'une meilleure cohésion fibres/matrice, par exemple. [Chen et al., 2018] mettent en avant l'importance des propriétés de l'interface fibre/matrice sur le comportement mécanique (résistance à la fatigue notamment) d'un matériau PEEK renforcé de fibres courtes de carbone, car cet interface a un effet sur la transmission des efforts entre les fibres et la matrice. L'importance de la qualité de la cohésion fibre/matrice est également rappelée par [Liu et al., 2020] dans l'étude d'un matériau PEEK CF30 pour des chargements cycliques en compression.

D'autres types de mécanismes d'endommagement ont également été observés au sein d'un matériau thermoplastique renforcé de fibres courtes, sous l'effet de sollicitations mécaniques [Lang et al., 1987], [Rolland et al., 2018], [Arif et al., 2014] : rupture de fibres (possibilité de rupture à plusieurs endroits sur une même fibre) et cavités dans la matrice. Ces mécanismes sont représentés sur la Figure 33. [Liu et al., 2020] explique que la présence de porosités dans la matrice, après injection du matériau, favorise l'endommagement et la propagation de microfissures pendant le chargement. La densité de ces microfissures augmente avec le taux de fibres dans le matériau. Les porosités présentes dans la matrice d'un composite PA66 renforcé de fibres courtes de verre sont également étudiées par [Rolland et al., 2018]. Il est expliqué que ces porosités peuvent être situées dans les zones où la densité de fibres est faible ou dans les zones à fortes concentrations de fibres d'orientations différentes.

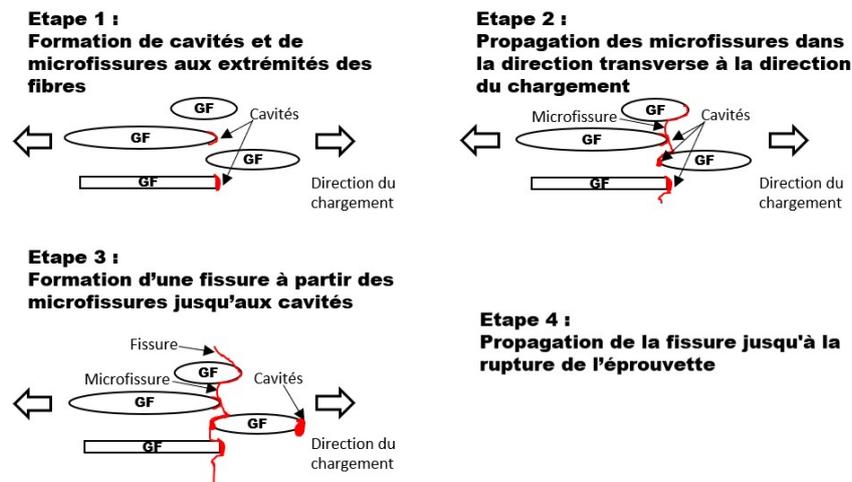


FIGURE 32 – *Scenario* d'endommagement et de propagation d'une fissure en fatigue dans le cas de chargements en traction pour un polyamide renforcé par des fibres de verre (GF, « Glass Fiber ») courtes (reproduit à partir de [Noda et al., 2001]).

Des études de l'endommagement ont été menées à l'échelle des sphérulites dans des matrices semi-cristallines, pour des chargements en compression monotone, dans [Galeski et al., 1988], et des chargements cycliques en traction [Raphael et al., 2019a]. L'endommagement par fatigue progresse dans le matériau à travers les sphérulites dans leur plan équatorial. L'importance de l'arrangement des sphérulites de la matrice dans la compréhension des mécanismes d'endommagement du matériau composite a été montrée par [Raphael et al., 2019a].

[Rolland et al., 2018] se sont appuyés sur des observations de la surface de rupture par MEB, pour des chargements cycliques en traction, pour analyser la propagation des fissures en fonction de la microstructure du matériau. Ces travaux montrent que cette propagation dépend de l'orientation locale des fibres par rapport à la direction du chargement. L'état de la surface de rupture est différent selon l'orientation des fibres. La propagation des microfissures se fait facilement dans les couches composées de fibres parallèles à la direction de propagation (transverse à la direction de chargement). Ainsi, pour une éprouvette orientée à  $0^\circ$  par rapport à la direction de chargement, les microfissures se propagent facilement dans le cœur (où une fraction significative des fibres est orientée à  $90^\circ$ ) tandis que pour une éprouvette orientée à  $90^\circ$  par rapport à la direction de chargement, ces microfissures se propagent facilement au niveau des peaux. Dans le cas où les fibres sont orientées perpendiculairement à la direction de propagation, la propagation est rendue plus difficile mais peut être facilitée par la présence des différents endommagements à l'interface fibre/matrice.

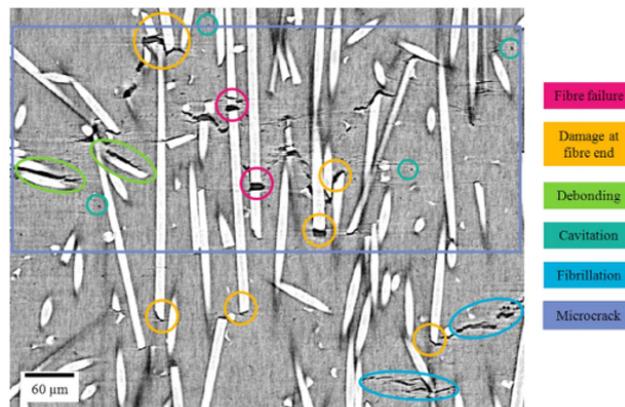


FIGURE 33 – Représentation des mécanismes d'endommagement en fatigue pour un chargement cyclique en traction, observés par micro-tomographie à rayons X, dans un matériau PA-6 renforcé de fibres courtes de verre (issue de [Rolland et al., 2018]).

Dans le cadre de cette thèse, les mécanismes d'endommagement ont été analysés pour des chargements cycliques en compression, à partir d'images obtenues par micro-tomographie à rayons X.

## 2.2 Essais de fatigue

Dans cette partie, les résultats des essais de fatigue réalisés sur le matériau de l'étude sont présentés. Les essais ont été réalisés à température et humidité ambiantes, pour différents rapports de charge (en compression-compression, en traction-traction et en traction-compression) et différentes orientations par rapport à la direction d'injection. Les courbes de Wöhler sont tout d'abord décrites en comparant les résultats obtenus pour des chargements (de rapports de charge symétriques) en traction et en compression et en analysant l'effet du rapport de charge et de l'orientation sur les résultats. Au cours des essais de fatigue, les déformations longitudinales sont obtenues par stéréo-corrélation d'images. La contrainte nominale est calculée par le rapport entre l'effort mesuré sur la machine et la section utile initiale de l'éprouvette. Cela permet donc de tracer les courbes contrainte/déformation. A partir de ces courbes, les différentes grandeurs mécaniques cycliques sont calculées et tracées en fonction du nombre de cycles.

### 2.2.1 Conditions des essais

Pour les essais de fatigue, un chargement sinusoïdal, piloté en effort, est appliqué avec une fréquence de 4 Hz, pour des niveaux de contrainte menant à une rupture à partir de  $10^3$  cycles et allant au delà de  $10^6$  cycles. Les conditions des essais de fatigue en orientation et en rapport de charge appliquées lors de la thèse sont présentées dans le Tableau 3.

Orientation	Rapport de charge
0°	$R = 0$
	$R = -1$
	$R = -\infty$
	$R = 10$
	$R = 3$
90°	$R = 10$
	$R = 3$

TABLEAU 3 – Conditions des essais de fatigue en orientation et rapport de charge.

La Figure 34 montre un exemple des pilotages en contrainte pour les différents rapports de charge étudiés avec une même contrainte maximale en valeur absolue et pour une même amplitude de contrainte. Il a été mesuré que l'élévation de la température de l'éprouvette, durant les essais, n'excédait pas 15 °C. La température de l'éprouvette est alors toujours significativement plus basse que la température de transition vitreuse qui est environ de 150 °C. Ainsi, les variations de la température sont supposées n'avoir aucun effet sur les résultats.

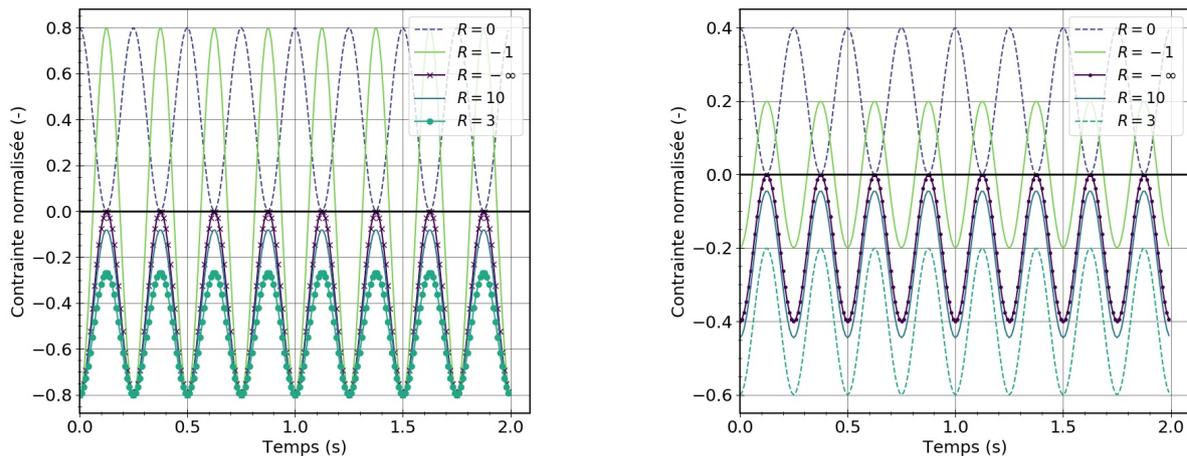


FIGURE 34 – Exemple de courbe de chargement en contrainte pour une fréquence de 4 Hz pour les différents rapports de charge testés, pour une même contrainte maximale (à gauche) et une même amplitude de contrainte (à droite).

Comme expliqué dans le Chapitre 1, les éprouvettes sont directement placées entre les mors hydrauliques de la machine avec une longueur libre entre les mors de 13 mm pour les essais de compression et de 80 mm pour les essais de traction. Pour l'ensemble des résultats d'essais de fatigue présentés, la symétrie des champs cinématiques et des champs de couplage thermo-élastique a été vérifiée au préalable. Les nombres de cycles à rupture donnés dans la suite correspondent à la rupture totale de l'éprouvette, qui intervient *a priori* rapidement après l'amorçage d'une fissure. La Figure 35 représente la rupture d'une éprouvette à 0° par rapport à la direction d'injection pour un chargement en compression-compression et un chargement alterné en traction-compression. En compression-compression, la rupture macroscopique se fait avec un angle de 45° environ par rapport à la direction de chargement dans la longueur utile de l'éprouvette. A l'échelle

macroscopique, la rupture de l'éprouvette en compression-compression semble donc dominée par le cisaillement. La rupture macroscopique de l'éprouvette pour un chargement en traction-compression se fait dans un plan à peu près horizontal perpendiculaire à la direction de chargement dans la longueur utile. La rupture serait donc plutôt dominée par la traction à l'échelle macroscopique.

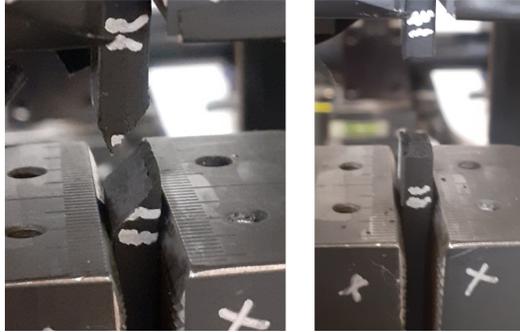


FIGURE 35 – Rupture d'une éprouvette sous chargement de compression-compression (à gauche) et sous chargement de traction-compression (à droite).

### 2.2.2 Courbes de fatigue

La Figure 36 représente les courbes de Wöhler pour l'ensemble des conditions testées. Les courbes de Wöhler sont tracées en fonction de la contrainte maximale en valeur absolue et en fonction de l'amplitude de contrainte. Les flèches sur la droite des symboles indiquent les essais de fatigue arrêtés avant rupture. D'après les résultats de fatigue, pour une **même valeur de contrainte maximale en valeur absolue** :

- la durée de vie en fatigue est plus élevée en compression ( $R = -\infty$ ) qu'en traction ( $R = 0$ ) avec un facteur de plus de deux décades ;
- la durée de vie en fatigue en compression est plus faible quand le rapport de charge, et donc l'amplitude de contrainte en valeur absolue, augmentent ;
- la durée de vie en fatigue est plus faible en chargement alterné ( $R = -1$ ) qu'en compression et qu'en traction dû à une amplitude de contrainte plus élevée ;
- et, la durée de vie est plus faible à  $90^\circ$  qu'à  $0^\circ$  selon la direction de chargement.

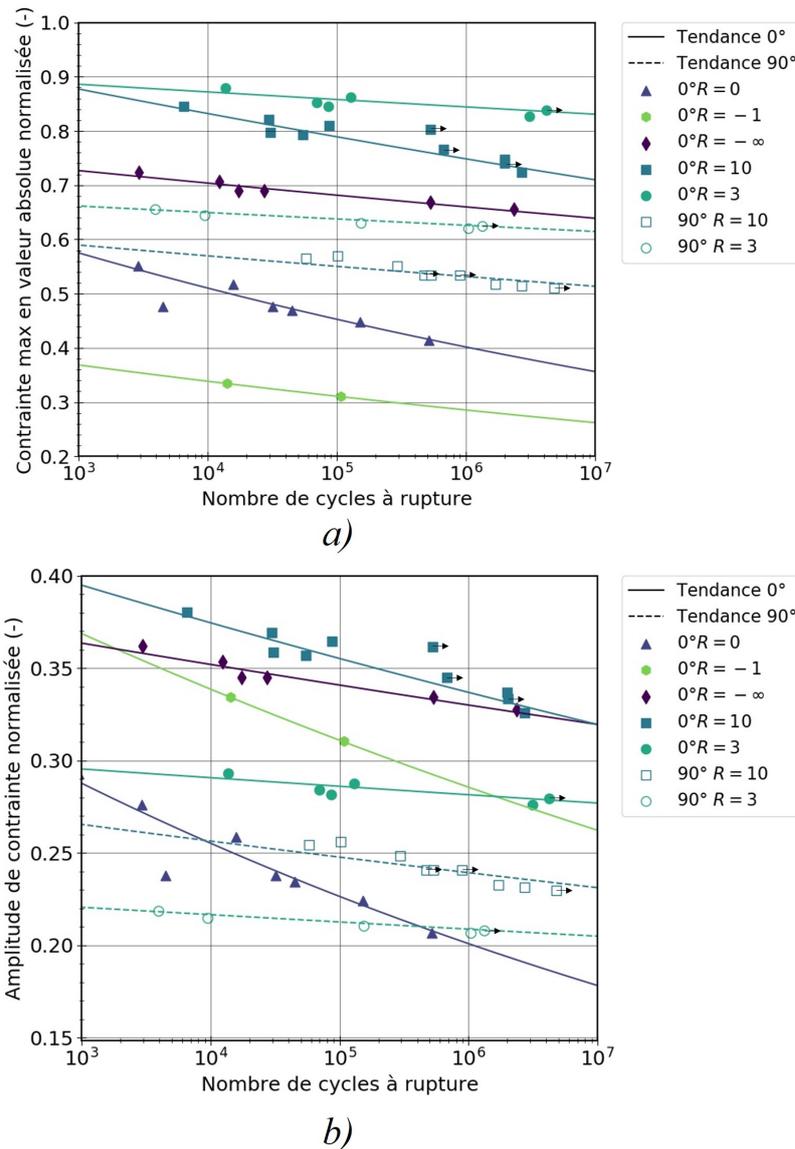


FIGURE 36 – Résultats des essais de fatigue en contrainte maximale en valeur absolue *a)* et en amplitude de contrainte *b)* pour des rapports de charge  $R = 3$  et  $R = 10$  en compression-compression pour des éprouvettes à  $0^\circ$  et  $90^\circ$  et des rapports de charge  $R = -\infty$  en compression-compression,  $R = 0$  en traction-traction et  $R = -1$  en traction-compression pour des éprouvettes à  $0^\circ$ , et une fréquence de 4Hz, et les tendances associées (en utilisant une loi de puissance de Basquin) (les flèches à droite indiquent que l'essai a été interrompu avant la rupture de l'éprouvette).

Pour une **même amplitude de contrainte** :

- le nombre de cycles à rupture est plus élevé en compression qu'en traction ;
- la durée de vie en compression est significativement plus faible pour  $R = 3$  (environ de trois décades) que pour  $R = 10$  et  $R = -\infty$  (*i.e.*, quand la contrainte moyenne ou la contrainte maximale en valeur absolue est plus élevée) ;

- la durée de vie est plus faible pour  $R = -1$  que pour  $R = -\infty$  et  $R = 3$  : cela indique que la traction est plus endommageant que la compression ;
- la durée de vie est plus importante pour  $R = -1$  que pour  $R = 0$  car la contrainte maximale en traction est plus élevée pour  $R = 0$  ;
- et, la durée de vie est plus faible à  $90^\circ$  qu'à  $0^\circ$ .

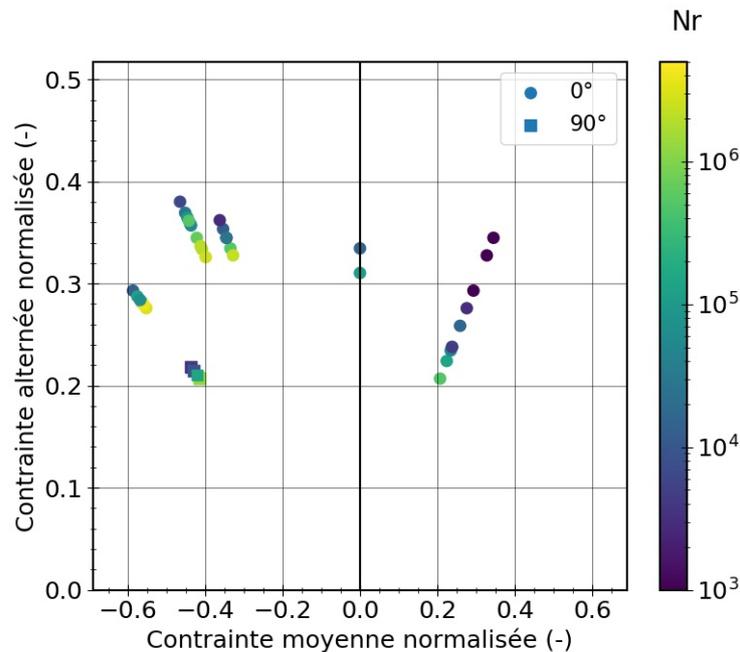


FIGURE 37 – Diagramme de Haigh pour des rapports de charge  $R = 3$  et  $R = 10$  en compression-compression pour des éprouvettes à  $0^\circ$  et  $90^\circ$  et des rapports de charge  $R = -\infty$  en compression-compression,  $R = 0$  en traction-traction et  $R = -1$  en traction-compression pour des éprouvettes à  $0^\circ$ , et une fréquence de 4Hz

La base de données en fatigue peut également être représentée à l'aide d'un diagramme de Haigh, illustré sur la Figure 37, prenant en compte les données pour les rapports de charge  $R = 3$  et  $R = 10$  et des orientations de  $0^\circ$  et  $90^\circ$ , et les rapports de charge  $R = 0$ ,  $R = -\infty$  et  $R = -1$  pour une orientation  $0^\circ$ .

Les résultats montrent une meilleure résistance à la fatigue du matériau en compression qu'en traction à conditions de charge équivalentes, et une influence significative en compression du rapport de charge et de l'orientation.

### 2.2.3 Évolution des grandeurs mécaniques

Pendant les essais, les données mécaniques issues de la machine sont enregistrées par groupe de 15 cycles, avec un nombre de 10 groupes par décade. L'allure des courbes contrainte/déformation est représentée sur la Figure 38 pour une orientation de  $0^\circ$  par rapport à la direction d'injection, un rapport de charge  $R = 10$  en compression-compression et une fréquence de sollicitation de 4 Hz. A partir de ces courbes, les différentes grandeurs mécaniques cycliques, présentées dans la partie 2.1.2, sont calculées.

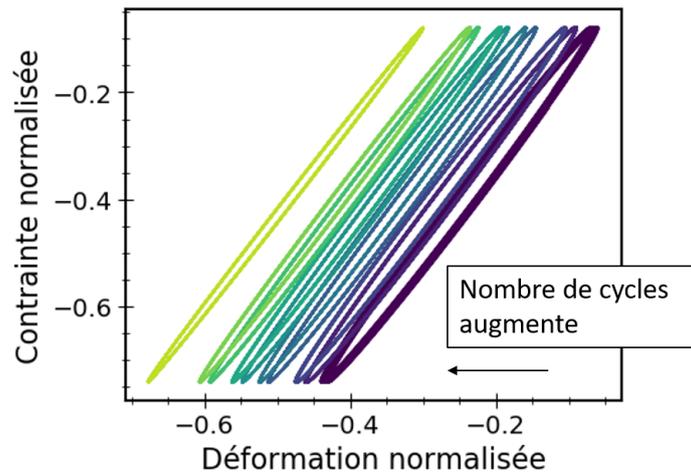


FIGURE 38 – Courbe contrainte déformation pour une orientation à  $0^\circ$ , un rapport de charge  $R = 10$  et une fréquence de 4 Hz (avec une représentation de quelques cycles).

La Figure 39 représente l'évolution de la densité d'énergie d'hystérésis, de la densité d'énergie cyclique, de l'incrément cyclique de déformation moyenne et de la densité d'énergie de fluage cyclique en fonction du nombre de cycles. Sur un groupe de 15 cycles, la déformation moyenne évolue peu. L'incrément cyclique de déformation moyenne est donc calculé à partir de la pente de la déformation sur deux groupes de cycles consécutifs, comme représenté sur la Figure 31. Le nombre de cycles associé à l'incrément cyclique de déformation moyenne correspond au nombre de cycles moyen des deux groupes de cycles. Ces évolutions sont tracées pour les rapports de charge  $R = 3$  et  $R = 10$  en compression-compression, pour des orientations de  $0^\circ$  et  $90^\circ$  par rapport à la direction d'injection, et un rapport de charge  $R = -1$  en traction-compression pour une orientation de  $0^\circ$  par rapport à la direction d'injection. Pour les rapports de charge  $R = 3$  et  $R = 10$  et une orientation de  $0^\circ$ , les évolutions des grandeurs mécaniques cycliques concernent des essais avec une même contrainte maximale appliquée. A titre d'illustration les données pour l'orientation à  $0^\circ$  et le rapport de charge  $R = 10$  sont représentées jusqu'à rupture sur la Figure 39 (4444 cycles). Pour l'ensemble des grandeurs représentées, pour cette condition expérimentale, on observe un changement d'évolution soudain avant rupture ( $\sim 3000$ - $4000$  cycles). L'intervalle avec le nombre de cycles à rupture est faible ( $\sim 70$ - $90$  % du nombre de cycles à rupture). Cela suggère que la rupture finale se produit relativement vite une fois que l'effet de l'endommagement est détectable sur les grandeurs; *i.e.*, l'amorçage semble représenter une grande partie de la durée de vie par rapport à la propagation. Pour rappel, la déformation est obtenue à partir d'un suivi de marqueurs par stéréocorrélation d'images avec une difficulté sur le recalage du signal déformation par rapport au signal effort pour tracer les courbes contrainte/déformation, comme présenté dans le Chapitre 1. Il a été remarqué qu'une erreur sur le recalage du signal a un impact non négligeable sur la valeur de la densité d'énergie d'hystérésis. Par un exemple une erreur de  $2 \times 10^{-3}$  s sur le recalage induit une erreur de 40 % sur la densité d'énergie d'hystérésis. C'est pourquoi les courbes présentées sur la Figure 39 donnent plutôt des informations sur les évolutions des densités d'énergie d'hystérésis que sur les valeurs exactes.

Le module sécant (Figure 39 a)) augmente au cours des cycles, et la densité d'énergie cyclique (Figure 39 b)) diminue alors logiquement car les contraintes minimale et maximale sont constantes d'un cycle à l'autre, comme montré sur la Figure 40. La densité d'énergie cyclique (Figure 39 b)) reste quasi constante jusqu'à stabilisation thermique (environ  $3 \times 10^3$  cycles pour  $0^\circ$  et  $5 \times 10^3$  cycles pour  $90^\circ$ ) pour un rapport de charge  $R = 10$  pour ensuite diminuer puis augmenter avant rupture. La déformation maximale en valeur absolue évolue plus lentement que la déformation minimale. Pour un chargement alterné  $R = -1$ , cette énergie tend également à augmenter au cours des cycles. L'incrément cyclique de déformation moyenne (Figure 39 c)) et la densité d'énergie de fluage cyclique (Figure 39 d)) qui en découle diminuent au cours des cycles sans stabilisation quels que soient l'orientation et le rapport de charge. Un effet de rochet est donc visible. Cette évolution est proche de celle observée dans [Santharam et al., 2020] pour un thermoplastique PA66 renforcé de fibres courtes de verre, pour des chargements en traction-traction et traction-compression. L'énergie de densité de fluage cyclique pour le rapport de charge  $R = -1$  est nulle puisque la contrainte moyenne est nulle. La densité d'énergie d'hystérésis diminue fortement au cours des cycles (Figure 39 e)), pour les rapports de charge en compression-compression  $R = 10$  et  $R = 3$  et les orientations de  $0^\circ$  et  $90^\circ$  par rapport à la direction d'injection, jusqu'à environ  $3 \times 10^3$  cycles qui correspond à la stabilisation thermique mesurée par caméra infra-rouge. La vitesse de diminution de la densité d'énergie d'hystérésis ralentit ensuite mais reste significative. Cette tendance est différente de celle observée en traction-traction pour un matériau du même type, *i.e.*, une stabilisation de la densité d'aire d'hystérésis au bout de quelques cycles [Leveuf et al., 2018]. Enfin, la densité d'aire d'hystérésis augmente avant rupture. Pour une même contrainte maximale, l'énergie d'hystérésis est plus importante pour un rapport de charge  $R = 10$  que pour  $R = 3$ , ce qui est logique car l'amplitude de contrainte est plus élevée. Pour un rapport de charge  $R = -1$ , la densité d'énergie d'hystérésis se stabilise au bout de quelques cycles puis augmente avant rupture de l'éprouvette. Ce comportement est proche de celui observé en traction-traction pour ce type de matériau [Leveuf et al., 2018].

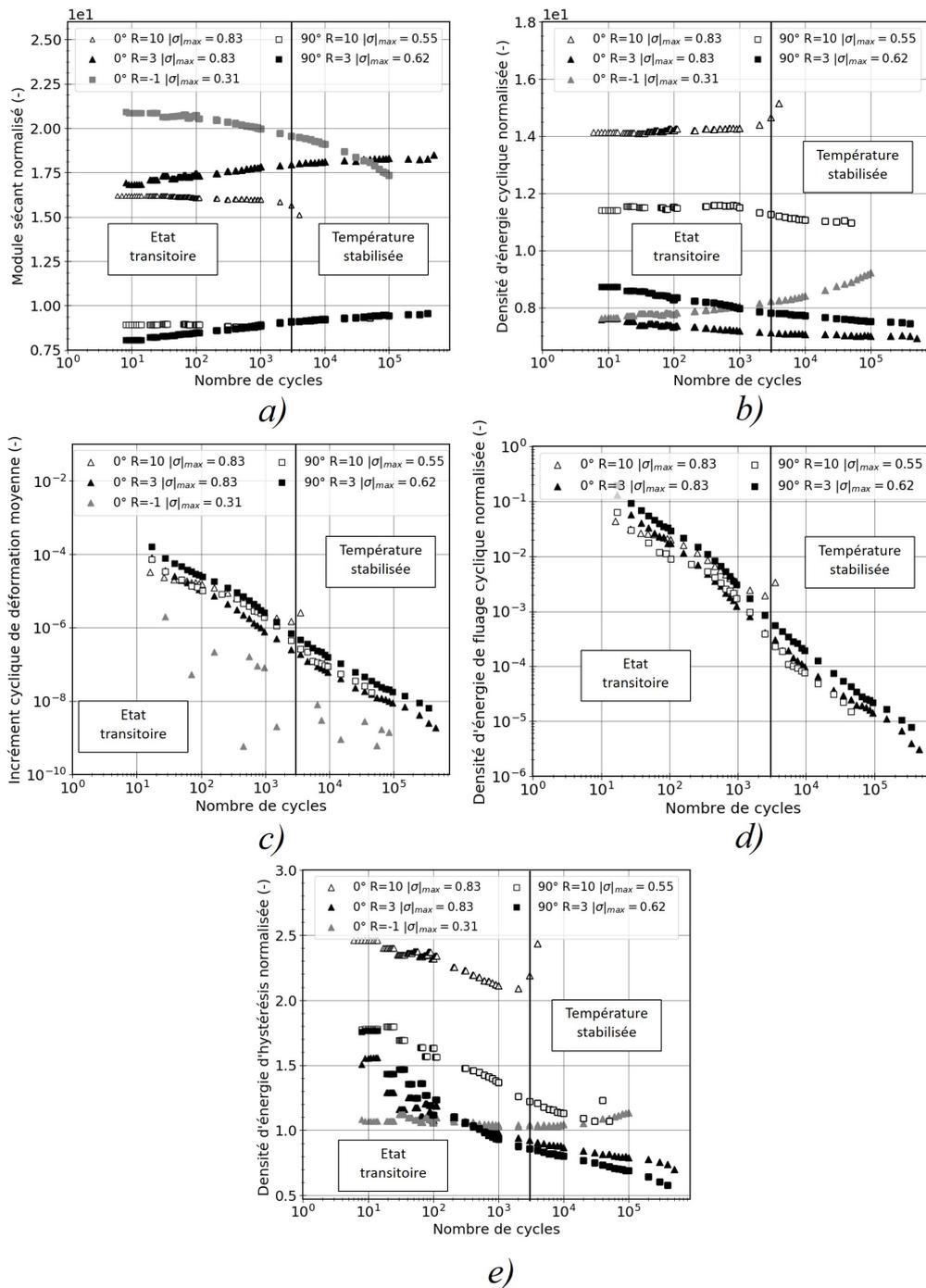


FIGURE 39 – Évolution du module sécant a), de la densité d'énergie cyclique b), de l'incrément cyclique de déformation moyenne c), de la densité d'énergie de fluage cyclique liée au rochet d) et de la densité d'énergie d'hystérésis e) en fonction du nombre de cycles pour des éprouvettes à  $0^\circ$  et  $90^\circ$  et des rapports de charge  $R = 3$ ,  $R = 10$  en compression-compression et un rapport de charge  $R = -1$  en traction-compression pour des éprouvettes à  $0^\circ$ , et une fréquence de chargement de 4 Hz.

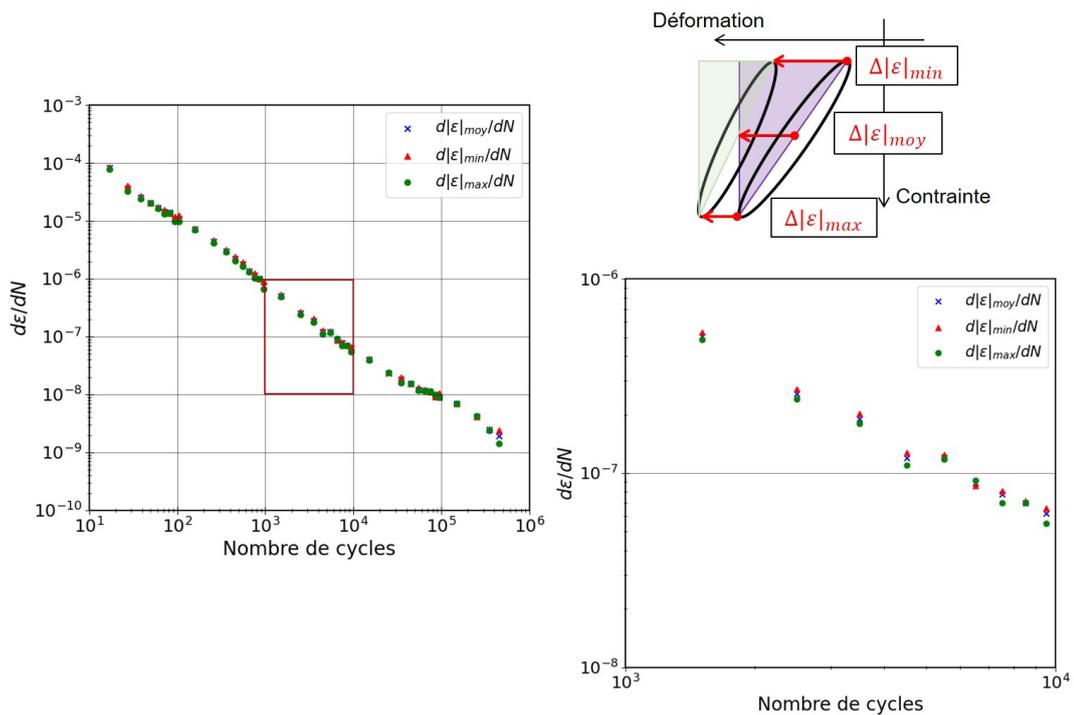


FIGURE 40 – Évolution des incréments cycliques des déformations minimale, moyenne et maximale au cours des cycles écoulés pour une orientation d’éprouvette de  $0^\circ$ , un rapport de charge  $R = 3$ , une contrainte maximale en valeur absolue appliquée  $|\sigma|_{max} = 0,83$ , et une fréquence de chargement de 4 Hz ; zoom sur les incréments cycliques de déformations pour un intervalle de nombre de cycles compris entre  $10^3$  cycles et  $10^4$  cycles ; schématisation de l’effet de différence de l’incrément cyclique de déformations minimale et maximale sur la densité d’énergie cyclique.

### 2.2.4 Conclusions

Les résultats des essais de fatigue ont montré l’influence de l’orientation et du rapport de charge sur la durée de vie et la différence entre traction et compression. A partir des courbes contrainte/déformation, il a été possible de déterminer différentes grandeurs mécaniques cycliques, notamment : la densité d’énergie cyclique, l’incrément cyclique de déformation moyenne et la densité d’énergie de fluage cyclique liée au rochet. Ces grandeurs mécaniques cycliques vont être utilisées dans la prévision de la durée de vie en fatigue du matériau à travers des critères énoncés dans la partie 2.1.2.

## 2.3 Critères de fatigue

L’objectif est de prévoir la durée de vie en fatigue du matériau tout en unifiant les données en orientation par rapport à la direction d’injection et en rapport de charge. Pour cela, les différents critères de fatigue énoncés dans la partie 2.1.2 sont appliqués sur l’ensemble de la base de données pour des orientations de  $0^\circ$  et  $90^\circ$  et des rapports de

charge  $R = 3$  et  $R = 10$  en compression-compression, dans un premier temps. Dans le contexte industriel, l'objectif est de prévoir la durée de vie en fatigue du matériau étudié pour des chargements en compression. Ces critères ont été comparés selon leur capacité à unifier l'ensemble des données. Dans un second temps, les données pour le rapport de charge  $R = -1$  en traction-compression ont été prises en compte pour comparer la capacité des différents critères à unifier les rapports de charge positifs et négatifs. L'objectif étant d'évaluer la capacité des critères à décrire la rupture de manière unifiée, les résultats présentés dans cette partie sont obtenus avec un seul jeu de paramètres pour chaque critère. Le nombre d'essais total pour évaluer la capacité des critères de fatigue est de 13 pour des rapport de charge  $R = 3$  et  $R = 10$  et de 15 essais en incluant le rapport de charge  $R = -1$ .

### 2.3.1 Critère de fatigue basé sur la contrainte

En l'absence de données sur des éprouvettes orientées à  $45^\circ$ , le seul critère basé sur la contrainte étudié est le critère de type Basquin avec la contrainte alternée  $\sigma_a$  rapportée à la contrainte à rupture  $\sigma_U$  (équation 26). La contrainte à rupture est celle en compression monotone pour les rapports de charge  $R = 3$  et  $R = 10$  et en traction monotone pour le rapport de charge  $R = -1$ , étant donné que la rupture se produit en traction pour ce dernier rapport de charge.

La Figure 41 représente le rapport entre l'amplitude de contrainte et la contrainte ultime en fonction du nombre de cycles à rupture pour les différentes conditions d'essais (à gauche) et le nombre de cycles à rupture calculés à partir du critère en fonction du nombre de cycles à rupture expérimental (à droite). Seuls les résultats obtenus pour  $R = 3$  et  $R = 10$  sont représentés sur les figures du haut. Les figures du bas intègrent en plus  $R = -1$ . La prévision de la durée de vie à partir du critère est symbolisé par la droite noire sur la figure de gauche; cela est valable pour l'ensemble des critères de fatigue présentés. Sur la figure de droite, des intervalles correspondant à des facteurs de  $n$  et  $1/n$  par rapport au nombre de cycles à rupture expérimental, avec  $n=2, 3$  et  $5$ , sont utilisés pour analyser l'erreur sur le nombre de cycles calculés à partir du critère.

Les Figures 41 de gauche montre que la contrainte alternée rapportée à la contrainte à rupture permet d'unifier à peu près les données vis-à-vis de l'orientation mais pas du rapport du charge. D'après les résultats, le pourcentage de données comprises dans la bande de facteur 3 est de 0 %. Le critère de fatigue de type Basquin, avec normalisation par la contrainte à rupture, ne permet pas d'unifier les données expérimentales en rapport de charge.

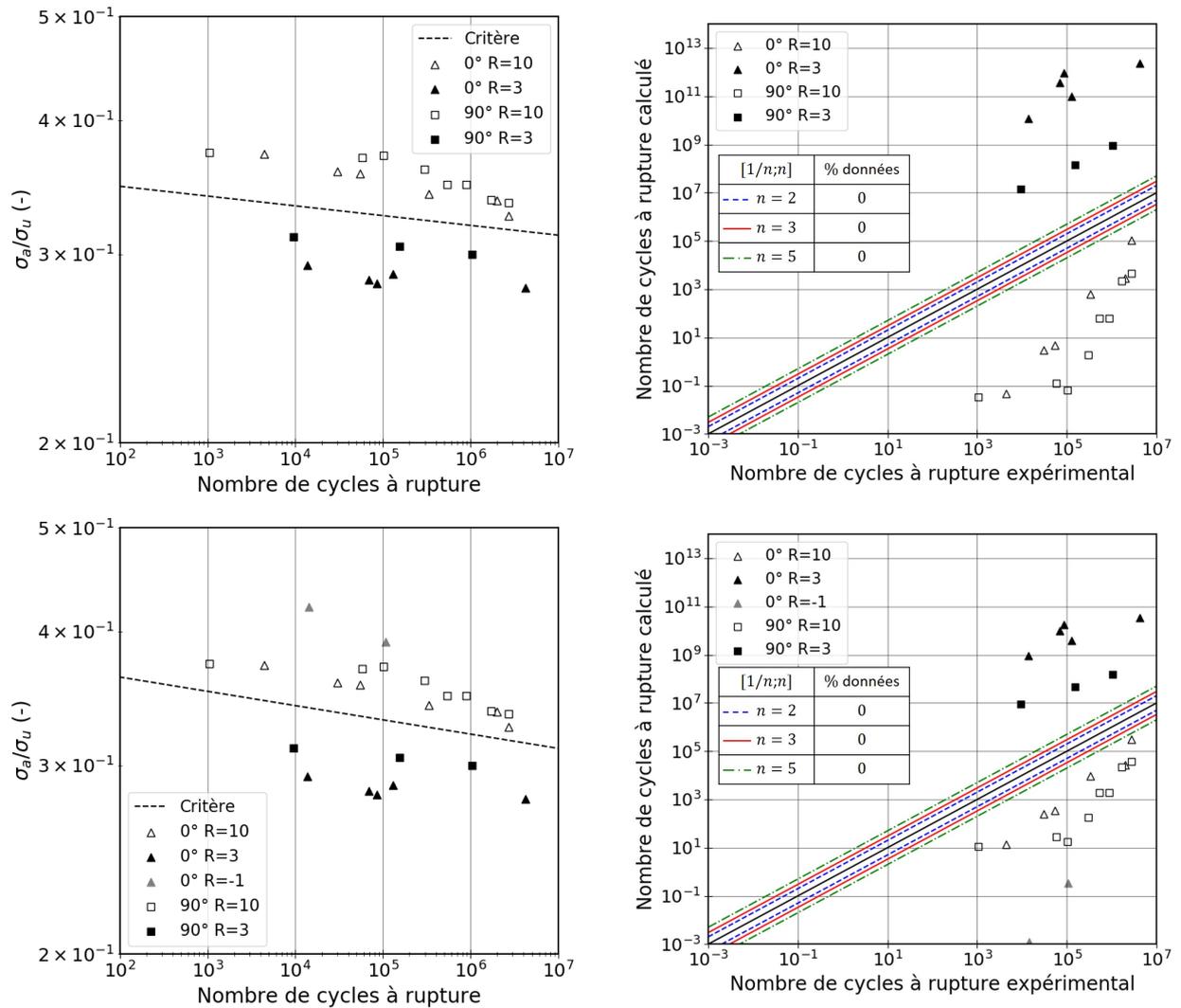


FIGURE 41 – Rapport entre l’amplitude de contrainte et la contrainte ultime en fonction du nombre de cycles à rupture, avec comparaison à la prévision du critère de fatigue associé représentée par une droite noire (à gauche) et prévision du nombre de cycles à rupture, à partir du critère de fatigue se basant sur une loi puissance en fonction de  $\sigma_a/\sigma_U$ , en fonction du nombre de cycles à rupture expérimental pour des éprouvettes à  $0^\circ$  et  $90^\circ$  et des rapports de charge  $R = 3$  et  $R = 10$  (en haut) et en incluant les données pour des éprouvettes à  $0^\circ$  et un rapport de charge  $R = -1$  (en bas).

### 2.3.2 Critère de fatigue basé sur la déformation

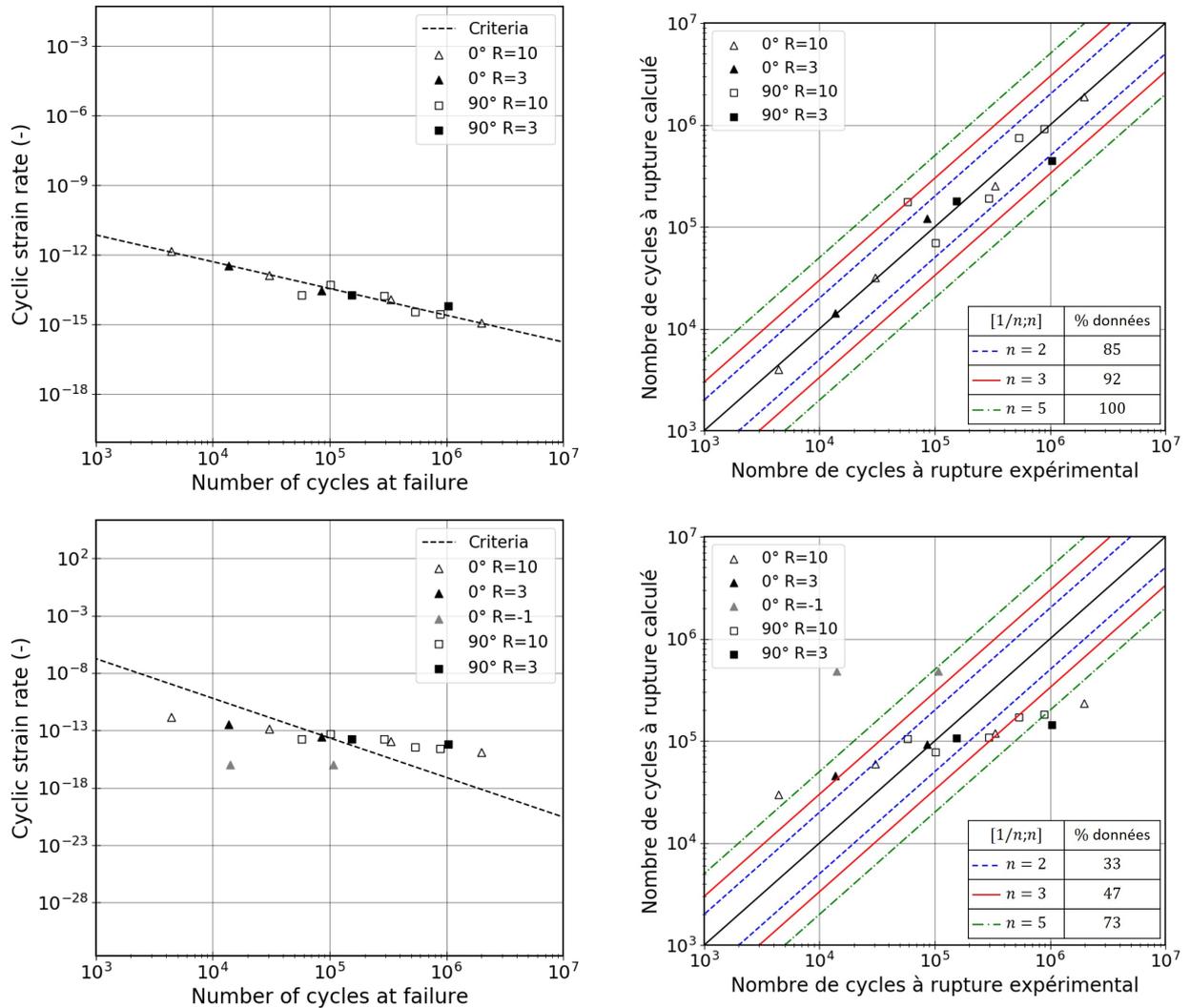


FIGURE 42 – Incrément cyclique de déformation moyenne (à mi-vie) en fonction du nombre de cycles à rupture, avec comparaison à la prévision du critère de fatigue associé représentée par une droite noire (à gauche) et prévision du nombre de cycles à rupture, à partir du critère de fatigue se basant sur une loi puissance en fonction de  $d\varepsilon_{moy}/dN$ , en fonction du nombre de cycles à rupture expérimental (à droite) pour des éprouvettes à  $0^\circ$  et  $90^\circ$  et des rapports de charge  $R = 3$  et  $R = 10$  (en haut) et en incluant le rapport de charge  $R = -1$  (en bas).

Le critère de fatigue s'appuyant sur l'incrément cyclique de déformation moyenne a été testé :

$$\frac{1}{N_r} = A_{d\varepsilon_{moy}} \left( \frac{d\varepsilon_{moy}}{dN} \left( \frac{N_r}{2} \right) \right)^{b_{d\varepsilon_{moy}}} \quad (38)$$

avec  $A_{d\varepsilon_{moy}}$  et  $b_{d\varepsilon_{moy}}$  les paramètres à identifier et  $\frac{d\varepsilon_{moy}}{dN} \left( \frac{N_r}{2} \right)$  l'incrément cyclique de déformation moyenne à mi-vie. La Figure 42 représente l'incrément cyclique de déformation moyenne en fonction du nombre de cycles à rupture (à gauche) et le nombre de cycles

calculés à partir du critère en fonction du nombre de cycles à rupture expérimental (à droite) pour des orientations de 0 et 90° et des rapports de charge de 3 et 10(en haut) et en incluant le rapport de charge  $R = -1$  (en bas).

D'après les résultats, le pourcentage de données comprises dans la bande de facteur 3 est de 92 % pour les rapports de charge  $R = 3$  et  $R = 10$  et de 47 % en incluant un rapport de charge  $R = -1$ . Le critère de fatigue basé sur l'incrément cyclique de déformation moyenne permet d'unifier à la fois les données expérimentales en orientation (0°, 90°) et en rapport de charge en compression-compression ( $R = 3, R = 10$ ) mais ne permet pas d'inclure le rapport de charge ( $R = -1$ ) car l'incrément de déformation moyenne cyclique est quasi-nul.

### 2.3.3 Critère de fatigue basé sur une variable énergétique

Les critères de fatigue basés sur une variable énergétique sont ensuite testés. Le premier est le critère basé sur la densité d'énergie cyclique :

$$\frac{1}{N_r} = A_{W_c} \left( W_c \left( \frac{N_r}{2} \right) \right)^{b_{W_c}} \quad (39)$$

avec  $A_{W_c}$  et  $b_{W_c}$  les paramètres à identifier et  $W_c \left( \frac{N_r}{2} \right)$  la densité d'énergie cyclique prise à mi-vie. La Figure 43 représente la densité d'énergie cyclique en fonction du nombre de cycles à rupture pour les différentes conditions d'orientations et de rapports de charge (à gauche) et le nombre de cycles calculés à partir du critère en fonction du nombre de cycles à rupture expérimental (à droite).

D'après les résultats, le pourcentage de données, comprises dans la bande de facteur 3, est de 8 % pour les rapports de charge  $R = 3$  et  $R = 10$  et de 0 % en incluant le rapport de charge  $R = -1$ . Le critère de fatigue basé sur la densité d'énergie cyclique ne permet pas d'unifier les données expérimentales en orientation (0°, 90°) et surtout en rapport de charge.

Le dernier critère basé sur une énergie seule, qui a été testée, est le critère de fatigue s'appuyant sur la densité d'énergie de fluage cyclique lié au rochet :

$$\frac{1}{N_r} = A_{W_{cr}} \left( W_{cr} \left( \frac{N_r}{2} \right) \right)^{b_{W_{cr}}} \quad (40)$$

avec  $A_{W_{cr}}$  et  $b_{W_{cr}}$  les paramètres à identifier et  $W_{cr} \left( \frac{N_r}{2} \right)$  densité d'énergie de fluage cyclique prise à mi-vie. La Figure 44 représente la densité d'énergie de fluage cyclique en fonction du nombre de cycles à rupture (à gauche) et le nombre de cycles calculé à partir du critère en fonction du nombre de cycles à rupture expérimental (à droite).

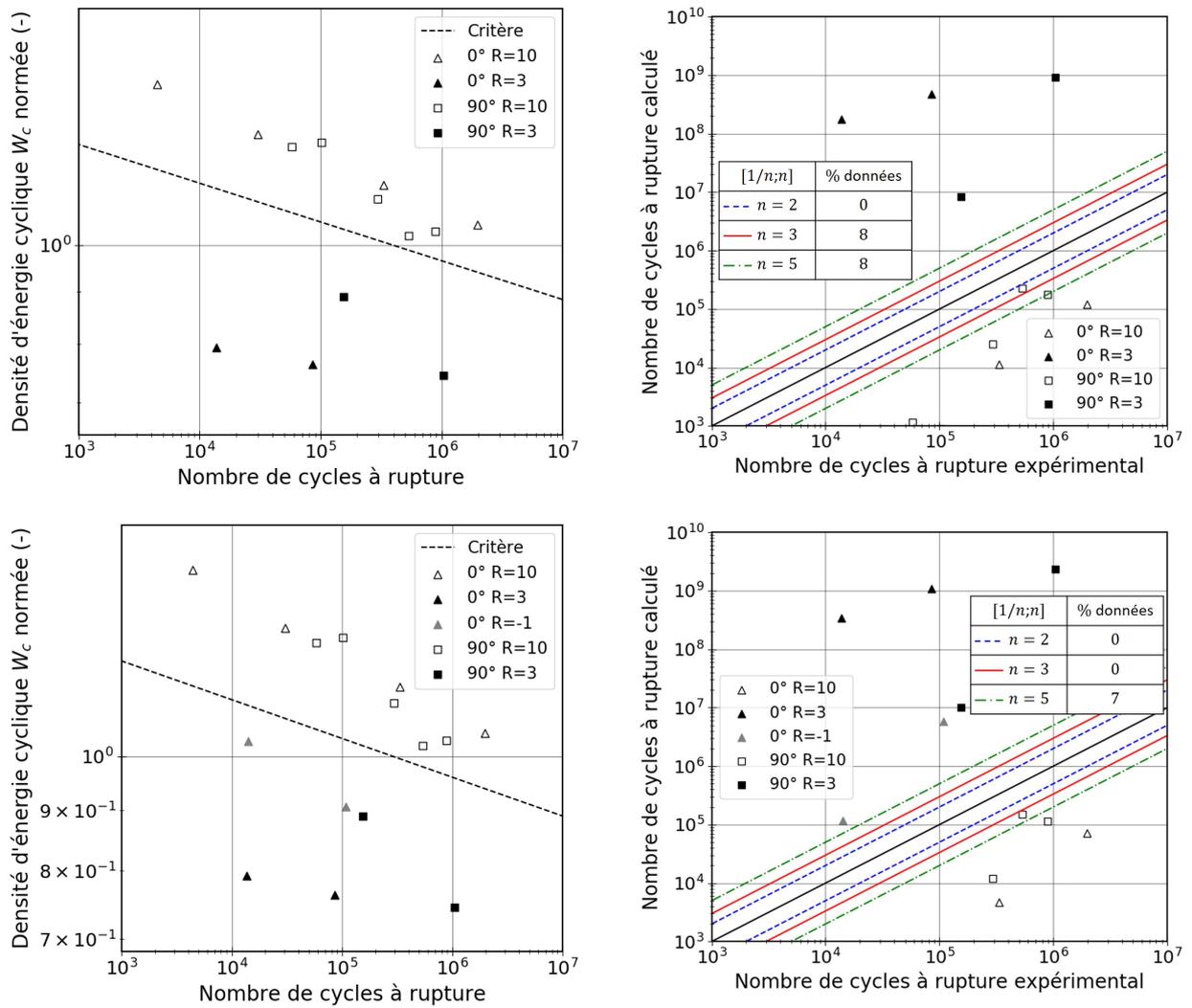


FIGURE 43 – Densité d’énergie cyclique (à mi-vie) en fonction du nombre de cycles à rupture, avec comparaison à la prévision du critère de fatigue associée représentée par une droite noire (à gauche) et prévision du nombre de cycles à rupture, à partir du critère de fatigue avec une seule variable énergétique  $W_c \left( \frac{N_r}{2} \right)$ , en fonction du nombre de cycles à rupture expérimental (à droite) pour des éprouvettes à 0° et 90° et des rapports de charge  $R = 3$  et  $R = 10$  (en haut) et en incluant le rapport de charge  $R = -1$  (en bas).

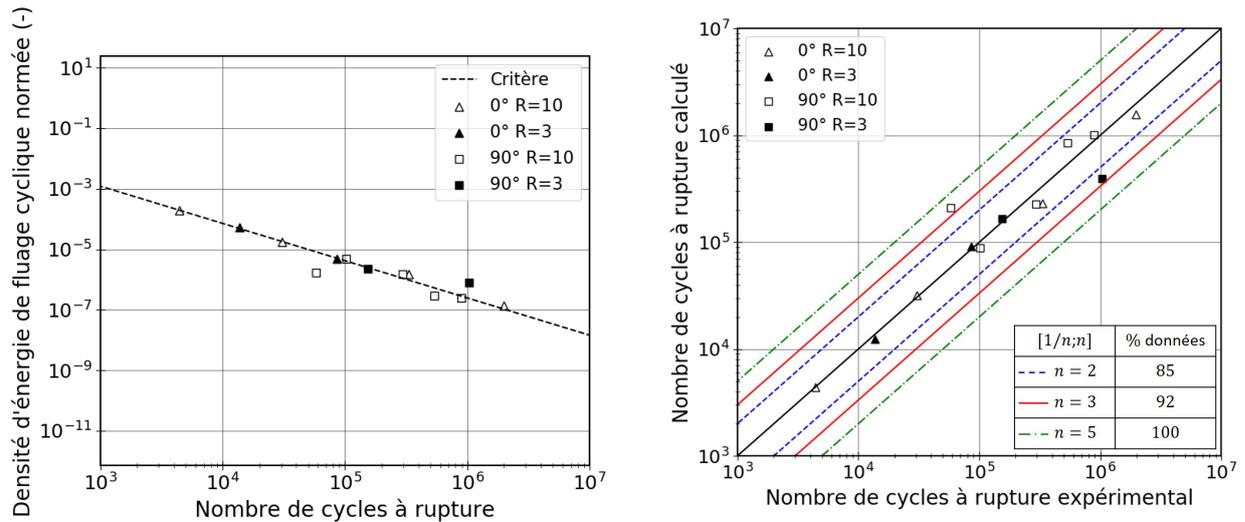


FIGURE 44 – Densité d’énergie de fluage cyclique (à mi-vie) en fonction du nombre de cycles à rupture, avec comparaison à la prévision du critère de fatigue associée représentée par une droite noire (à gauche) et prévision du nombre de cycles à rupture, à partir du critère de fatigue se basant sur une loi puissance en fonction de  $W_{cr} \left(\frac{N_r}{2}\right)$ , en fonction du nombre de cycles à rupture expérimental (à droite), pour des éprouvettes à  $0^\circ$  et  $90^\circ$  et des rapports de charge  $R = 3$  et  $R = 10$ .

D’après les résultats, le pourcentage de données comprises dans la bande de dispersion de facteur 3 est de 92 %. Le critère de fatigue basé sur la densité d’énergie de fluage cyclique permet d’unifier les données expérimentales en orientation ( $0^\circ$ ,  $90^\circ$ ) et en rapport de charge positif ( $R = 3$ ,  $R = 10$ ).

Par contre, étant donné que pour un rapport de charge en traction-compression  $R = -1$ , la contrainte moyenne est nulle, la densité d’énergie de fluage cyclique est donc nulle aussi. Un critère en énergie de fluage cyclique seule ne peut donc pas de prévoir la durée de vie pour  $R = -1$ .

### 2.3.4 Critère de fatigue basé sur une combinaison d’énergies

La variante du critère IDAFIP [Santharam et al., 2020] qui combine une densité d’énergie cyclique avec une densité d’énergie de fluage cyclique liée au rochet est testée (équation 37). La Figure 45 représente le nombre de cycles calculés à partir du critère en fonction du nombre de cycles à rupture expérimental, en compression-compression sans inclure (à gauche) et en incluant le rapport de charge  $R = -1$  en traction-compression (à droite).

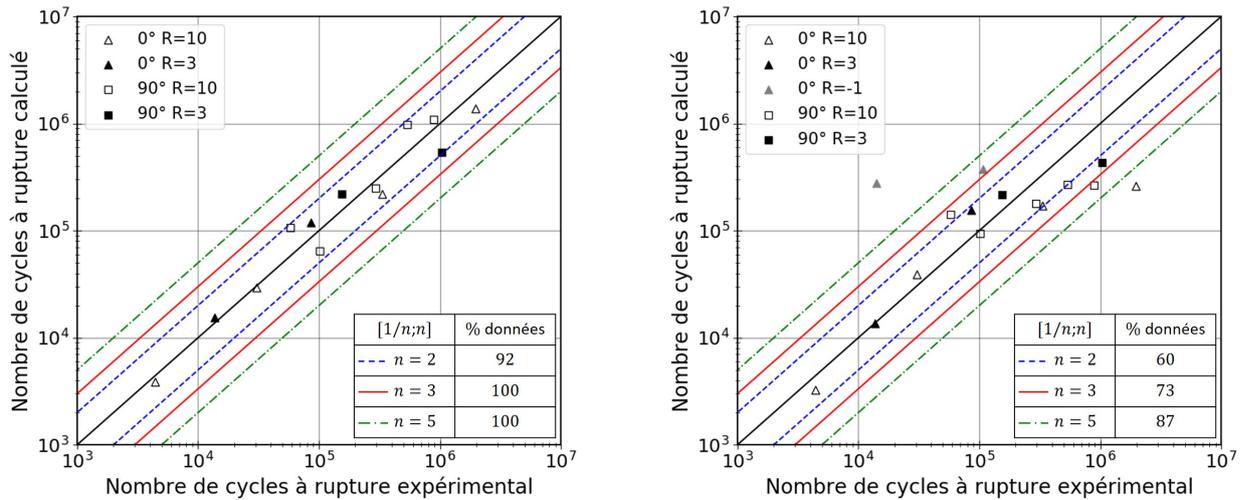


FIGURE 45 – Prédiction du nombre de cycles à rupture, à partir du critère de fatigue IDAFIP se basant sur l'association de  $W_{cr} \left( \frac{N_r}{2} \right)$  et  $W_c \left( \frac{N_r}{2} \right)$ , en fonction du nombre de cycles à rupture expérimental pour des éprouvettes à  $0^\circ$  et  $90^\circ$  et des rapports de charge  $R = 3$  et  $R = 10$  en compression-compression (à gauche) et en incluant un rapport de charge en traction-compression  $R = -1$  (à droite).

La variante du critère IDAFIP combinant  $W_{cr} \left( \frac{N_r}{2} \right)$  et  $W_c \left( \frac{N_r}{2} \right)$  permet d'unifier l'ensemble des données en orientation et en rapport de charge pour des chargements en compression-compression seuls, avec un pourcentage de 100 % des données comprises dans la bande  $[1/3 ; 3]$ .

D'après les résultats, le pourcentage de données comprises dans la bande de dispersion de facteur 3 est de 73 % en incluant le rapport de charge  $R = -1$ . Le critère de fatigue combinant une densité d'énergie cyclique avec une densité d'énergie de fluage cyclique liée au rochet permet d'unifier à la fois les données en orientation ( $0^\circ, 90^\circ$ ) et en rapport de charge pour des chargements en compression-compression ( $R = 3, R = 10$ ) et en incluant les chargements en traction-compression ( $R = -1$ ).

### 2.3.5 Discussion

La Figure 46 représente les histogrammes du pourcentage de données comprises dans la bande de facteur  $n = 3$  pour l'ensemble des critères de fatigue testés précédemment, sans et en incluant le rapport de charge  $R = -1$ . Le choix de s'appuyer sur un facteur de 3 est arbitraire. Il est cohérent avec le nombre de points expérimentaux et la dispersion. Il permet également de discriminer clairement les critères. Le critère IDAFIP v.2 est celui qui associe  $W_{cr} \left( \frac{N_r}{2} \right)$  et  $W_c \left( \frac{N_r}{2} \right)$ . Les critères de fatigue sont comparés selon leur capacité à prévoir la durée de vie en fatigue tout en unifiant les jeux de données en orientation seule, d'une part, en rapport de charge et en orientation, d'une autre part. Le nombre de paramètres associés à chaque critère est indiqué.

D'après les résultats obtenus, les critères basés sur une ou plusieurs énergies permettent d'unifier les données en orientation, avec un pourcentage de données comprises dans la bande de facteur  $n = 3$  supérieur à 80 %. Pour le critère de fatigue basé sur la contrainte, l'unification des données est moins bonne avec un pourcentage de données de 38 %.

Pour l'unification des données en orientation et en rapport de charge comprenant seulement les chargements en compression-compression, les critères en incrément cyclique de déformation moyenne et en densité d'énergie de fluage cyclique seule donnent des résultats tout à fait satisfaisants avec un pourcentage de données dans la bande de facteur 3 de 92 %. C'est également le cas du critère combinant  $W_{cr} \left(\frac{N_r}{2}\right)$  et  $W_c \left(\frac{N_r}{2}\right)$  avec un pourcentage de données comprises dans cette bande de 100 %. Les autres critères (critère basé sur la densité d'énergie cyclique seule) ne permettent pas d'unifier les données à la fois en orientation et en rapport de charge.

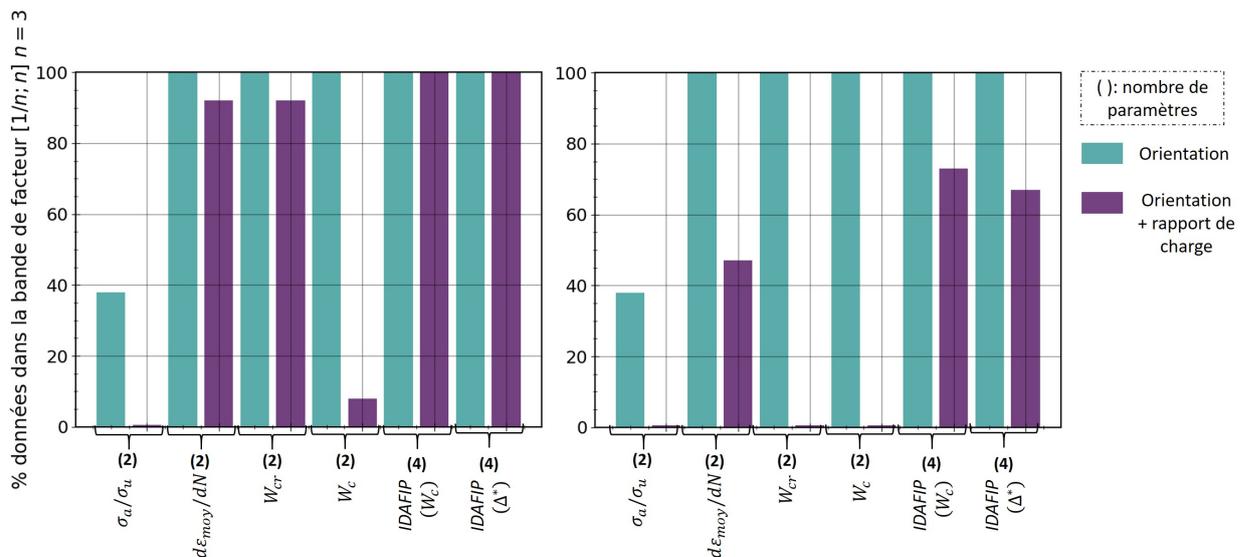


FIGURE 46 – Histogramme du pourcentage de données comprises dans la bande de facteur  $n = 3$  pour chacun des critères étudiés, avec le nombre de paramètres associés entre parenthèses, pour seulement les rapports de charge en compression-compression ( $R = 3$  et  $R = 10$ ) (à gauche) et en incluant le rapport de charge  $R = -1$  (à droite).

En ajoutant les données pour le rapport de charge  $R = -1$ , les critères en incrément cyclique de déformation moyenne ou en densité d'énergie de fluage cyclique seule ne permettent plus d'unifier l'ensemble des données, avec un pourcentage de données qui tombe à 40 %. Ils ne sont pas capables de prévoir la durée de vie pour  $R = -1$  car l'incrément de déformation cyclique est quasi-nul (et la contrainte moyenne est nulle). Les variantes de critère IDAFIP permettent d'unifier l'ensemble des données en rapports de charge positifs et négatifs, grâce à l'association d'une énergie liée à l'aspect fluage  $W_{cr}$  et d'une énergie liée à l'aspect cyclique ( $W_c$ ), avec un pourcentage de données comprises dans la bande de facteur 3 de 73 %.

Dans l'objectif de prévoir la durée de vie en fatigue du PEEK CF30 tout en unifiant les données en orientation et en rapport de charge, le critère qui convient le mieux est le critère IDAFIP qui associe la densité d'énergie de fluage cyclique à mi-vie  $W_{cr} \left(\frac{N_r}{2}\right)$  et la densité d'énergie cyclique à mi-vie  $W_c \left(\frac{N_r}{2}\right)$ , avec seulement quatre paramètres.

L'intérêt de la loi de comportement présentée dans le Chapitre 3, sera donc de pouvoir décrire les grandeurs cycliques utilisées dans le critère de fatigue, *i.e.*, la densité d'énergie de fluage cyclique, et la densité d'énergie cyclique.

## 2.4 Caractérisation rapide de la durée de vie en fatigue par la méthode d'auto-échauffement

Dans cette partie, l'objectif est d'évaluer la capacité d'une méthode basée sur l'auto-échauffement à prévoir de manière rapide la durée de vie en fatigue du matériau. Tout d'abord, la construction des courbes d'auto-échauffement, à partir des mesures par thermographie infra-rouge, est décrite. Les résultats des essais d'auto-échauffement obtenus pour différents rapports de charge et différentes orientations sont présentés et analysés. Pour relier l'énergie dissipée par cycle au nombre de cycles à rupture, à partir des résultats d'essais d'auto-échauffement, l'approche suivie consiste en une analyse empirique basée sur un critère à seuil. Cette approche a été validée pour des chargements en traction dans les travaux de [Leveuf et al., 2018] sur un PEEK CF30. Dans cette partie, la capacité de cette approche à prévoir la durée de vie en fatigue de ce matériau sous des chargements de compression est étudiée. Enfin, les prévisions de la durée de vie en fatigue à partir du critère énergétique sont analysées. Les prévisions sont obtenues avec un jeu de 2 paramètres par conditions expérimentales (rapport de charge et orientation).

### 2.4.1 Construction des courbes d'auto-échauffement

L'idée de base des essais d'auto-échauffement est d'appliquer une succession d'étapes de chargements cycliques avec une amplitude de contrainte croissante et d'enregistrer l'évolution de la température pour chacune des séquences. Ces mesures sont ensuite utilisées pour déterminer la densité d'énergie dissipée cyclique (c'est-à-dire par cycle)  $\Delta^*$ . La densité d'énergie dissipée cyclique peut potentiellement être liée à la durée de vie en fatigue, comme discuté dans la partie 2.4.4. Dans le cadre de ces travaux, une approche OD et une analyse du régime transitoire ont été privilégiées pour analyser les mesures de température. Le protocole se concentre donc sur les premiers cycles de chargement, ce qui limite l'accumulation potentielle d'endommagement au cours des essais. Chaque bloc de chargement est composé de deux étapes. La première étape est celle du chargement : l'éprouvette est soumise à 30 cycles avec des contraintes minimales et maximales données. La deuxième étape est une étape de refroidissement au cours de laquelle l'éprouvette maintenue à un niveau de contrainte quasi-nulle ( $-3 \text{ MPa}$  pour garder une pré-contrainte en compression) refroidit jusqu'à atteindre la température ambiante. Le dernier bloc de chargement est mené jusqu'à rupture totale de l'éprouvette. La moyenne spatiale de l'énergie dissipée cyclique est déterminée à partir de la température moyenne (approche OD) sur la surface épaisseur-longueur de l'éprouvette, après avoir appliqué une compensation du mouvement des images prises par la caméra infra-rouge. Dans le cadre du régime transitoire, la solution de l'équation peut être écrite, dans le cas de chargements cycliques sinusoïdaux, de la manière suivante :

$$\theta(t) = \frac{f}{\rho C_p} \Delta^* t + C_e \sin(2\pi ft + \phi) \quad (41)$$

avec  $t$  le temps,  $C_e$  l'amplitude du couplage thermo-élastique et  $\phi$  le déphasage entre la sollicitation mécanique et le signal thermique. La Figure 47 montre l'évolution typique de

la température pendant un bloc de chargement de 30 cycles en compression avec une fréquence de sollicitation de 2 Hz.

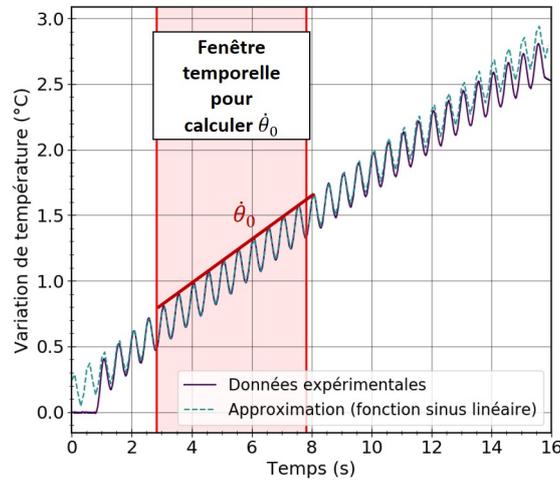


FIGURE 47 – Évolution temporelle de la variation de la température  $\theta$  dans la région d'intérêt pour un essai cyclique en compression avec une fréquence de chargement de 2 Hz.

L'identification de l'énergie dissipée cyclique est liée à la vitesse d'évolution de la moyenne spatiale de la température  $\dot{\theta}_0$  à partir de l'équation 41. Elle est réalisée sur une fenêtre temporelle spécifique déterminée selon quatre conditions de validité. La première est la compensation du couplage thermo-élastique sur un cycle. La deuxième est la constance de l'énergie dissipée cyclique d'un cycle à un autre. La troisième est la condition d'adiabaticité ; la fenêtre temporelle considérée pour effectuer l'analyse doit être significativement plus courte que le temps caractéristique des échanges thermiques. Le temps caractéristique est évalué à partir de l'évolution de la température pendant l'étape du refroidissement, à partir de la relation suivante :

$$\theta(t) = \bar{\theta}_{ref} \exp\left(\frac{-t}{\tau_{ref}}\right) - \theta_a \quad (42)$$

avec  $\tau_{ref}$  le temps caractéristique calculé au cours du refroidissement,  $\bar{\theta}_{ref}$  la température stabilisée au refroidissement et  $\theta_a$  une température quelconque. Le temps caractéristique est de 40 s pour les éprouvettes d'orientation  $0^\circ$  et de 55 s pour les éprouvettes d'orientation  $90^\circ$ . La différence de temps caractéristique est liée à l'anisotropie de la conduction thermique en fonction de l'orientation des fibres. La Figure 48 représente l'évolution de la température moyenne mesurée sur le plan épaisseur-longueur d'une éprouvette d'orientation  $0^\circ$  et d'une éprouvette d'orientation  $90^\circ$  pendant l'étape de refroidissement après un essai cyclique, avec un rapport de charge  $R = 3$  et une fréquence de sollicitation de 4 Hz. On peut observer sur la Figure 48 que l'approximation de ces évolutions par l'équation 42 est bonne.

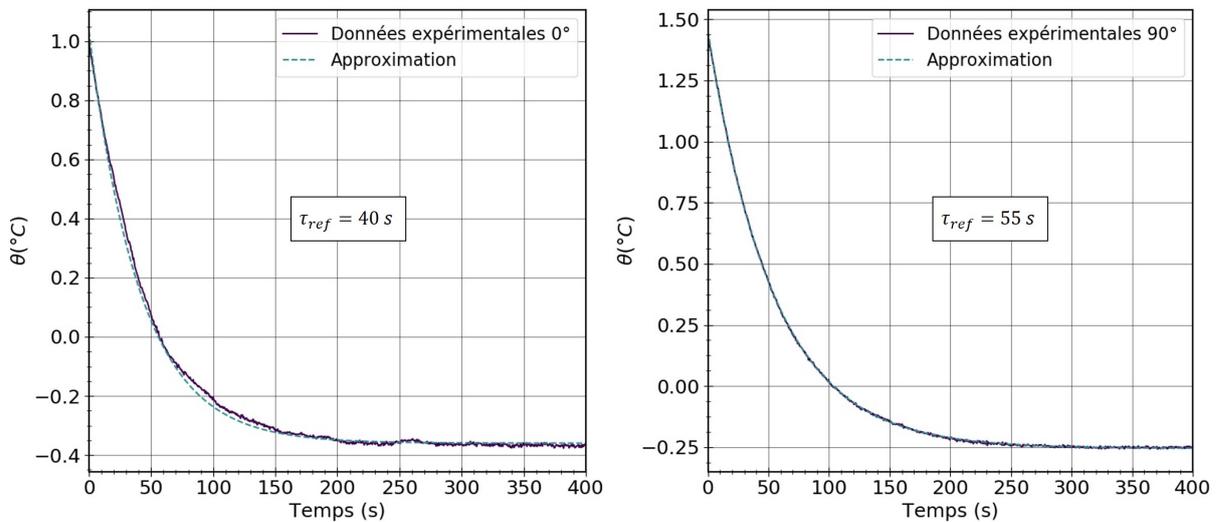


FIGURE 48 – Évolution de la température moyenne mesurée sur la région d'intérêt lors de la phase de refroidissement après 30 cycles pour des orientations  $0^\circ$  (à gauche) et  $90^\circ$  (à droite), un rapport de charge  $R = 3$  et une fréquence de 4 Hz ; approximation des courbes par une fonction exponentielle (équation 42).

La quatrième condition est la bonne régulation de l'effort appliqué par la machine sur l'éprouvette. Cette régulation correcte est liée au PID de la machine hydraulique. Le PID a été optimisé pour les essais d'auto-échauffement sur les éprouvettes à  $0^\circ$  et à  $90^\circ$  pour que l'effort appliqué suive la commande d'entrée dès les premiers cycles appliqués. Par conséquent, l'identification de  $\dot{\theta}_0$  a été réalisée après le 4<sup>ème</sup> cycle et sur une fenêtre temporelle de 5 s qui est bien inférieure au temps caractéristique, comme illustré sur la Figure 47. La fonction identifiée (fonction sinus linéaire) s'ajuste très bien au signal expérimental et la linéarité de l'évolution de la température moyenne par cycle, sur la fenêtre temporelle choisie, confirme que les conditions d'adiabaticité sont remplies.

## 2.4.2 Conditions des essais

Les conditions des essais d'auto-échauffement sont données dans le Tableau 4. Les fréquences de chargement testées sont de 2 Hz et de 4 Hz. Pendant les essais, la caméra infra-rouge est utilisée pour mesurer les champs de température. La fréquence d'acquisition de la caméra infra-rouge est de 100 Hz pour l'analyse de l'état transitoire et déphasée pour l'analyse de l'état stabilisé. L'influence de l'orientation des éprouvettes et du rapport de charge est étudiée dans cette partie.

Orientation	Rapport de charge
0°	$R = 0$
	$R = -1$
	$R = -\infty$
	$R = 10$
	$R = 3$
90°	$R = 10$
	$R = 3$

TABLEAU 4 – Conditions des essais d’auto-échauffement en orientation et rapport de charge.

La première étape pour appliquer la méthode d’auto-échauffement pour prévoir la durée de vie en fatigue est de vérifier différentes hypothèses, qui sont :

- la répétabilité des essais ;
- l’indépendance de l’énergie dissipée cyclique par rapport à l’histoire du chargement et la cohérence entre les résultats des essais d’auto-échauffement et de fatigue (c’est-à-dire sans bloc de chargement antérieur à des niveaux de contraintes inférieurs) ;
- l’indépendance de l’énergie dissipée cyclique par rapport à la fréquence de chargement ;
- et, la cohérence entre l’analyse transitoire et stabilisée.

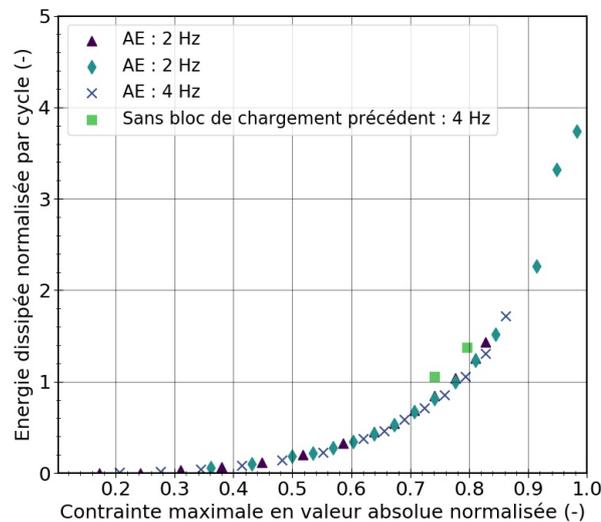


FIGURE 49 – Courbes d’auto-échauffement pour  $R = 10$  en compression-compression, pour différentes histoires de chargement et des fréquences de 2 Hz et 4 Hz, avec comparaison à l’énergie dissipée par cycle obtenue pour des essais sans bloc de chargement à des niveaux de contrainte inférieure.

La Figure 49 montre les courbes d’auto-échauffement obtenues via une analyse en transitoire pour une éprouvette d’orientation 0° et un rapport de charge  $R = 10$  pour différentes histoires de chargement et différentes fréquences de sollicitation (2 Hz et 4 Hz). D’après les résultats, les essais sont répétables et il n’y a pas de dépendance à la

fréquence et à l'histoire de chargement. Ces hypothèses sont validées pour l'ensemble des conditions expérimentales testées. La Figure 50 représente l'évolution de la température au cours des cycles pour des orientations de  $0^\circ$  et  $90^\circ$  et des rapports de charge  $R = 10$  et  $R = 3$ . D'après les résultats, on peut observer que la température augmente pendant une centaine de cycles pour ensuite diminuer et atteindre une température stable  $\bar{\theta}_\infty$  entre 2000 et 3000 cycles pour les éprouvettes d'orientation  $0^\circ$  (pour les rapports de charge  $R = 3$  et  $R = 10$ ) et autour de 5000 cycles pour les éprouvettes d'orientation  $90^\circ$  (pour un rapport de charge  $R = 10$ ). Cette augmentation puis stabilisation de la température a été également observée dans [Ezanno et al., 2013], pour un matériau métallique. Sur cette figure,  $\bar{\theta}_{max}$  représente la température maximale atteinte avant la stabilisation thermique et  $\bar{\theta}_\infty$  représente la température après stabilisation thermique.

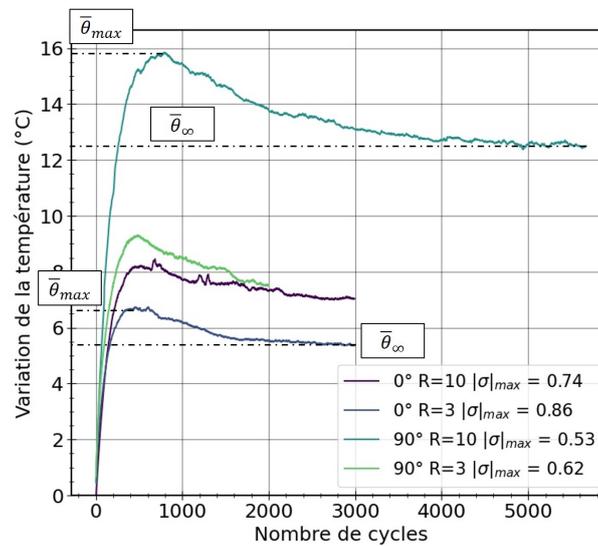


FIGURE 50 – Évolution de la température au cours des cycles pour des orientations de  $0^\circ$  et  $90^\circ$  par rapport à la direction d'injection, des rapports de charge  $R = 10$  et  $R = 3$ , et une fréquence de sollicitation de 4 Hz.

Il est donc difficile de calculer l'énergie dissipée cyclique à partir de l'état stabilisé  $\Delta^* = \rho C_p \frac{\bar{\theta}}{\tau f}$  en approximant l'évolution de la température par une fonction exponentielle telle que :

$$\theta(t) = \bar{\theta} \left( 1 - \exp\left(\frac{-t}{\tau}\right) \right) \quad (43)$$

Pour comparaison, deux valeurs différentes de  $\bar{\theta}$  ont été considérées pour calculer l'énergie dissipée cyclique :  $\bar{\theta}_{max}$  et  $\bar{\theta}_\infty$ . Dans les deux cas, l'énergie dissipée cyclique à l'état stabilisé a été calculée en prenant le temps caractéristique déterminé à partir du refroidissement, pour une même contrainte maximale en valeur absolue. Les deux valeurs ont été comparées avec l'énergie dissipée cyclique obtenue à l'état transitoire pour des orientations de  $0^\circ$  et  $90^\circ$  et des rapports de charge  $R = 3$  et  $R = 10$ , comme illustré sur la Figure 51. D'après les résultats, l'énergie dissipée cyclique à l'état dit stabilisé calculée à partir de  $\bar{\theta}_{max}$  est globalement proche de celle obtenue à l'état transitoire. En prenant

$\bar{\theta} = \bar{\theta}_\infty$ , l'énergie dissipée cyclique est plus faible. Il peut être supposé qu'un ou plusieurs mécanismes dissipatifs disparaissent après une centaine de cycles. Cela sera discuté dans le chapitre suivant, sur la base d'une loi de comportement. Dans la suite de la partie, c'est tout de même une analyse transitoire qui est effectuée.

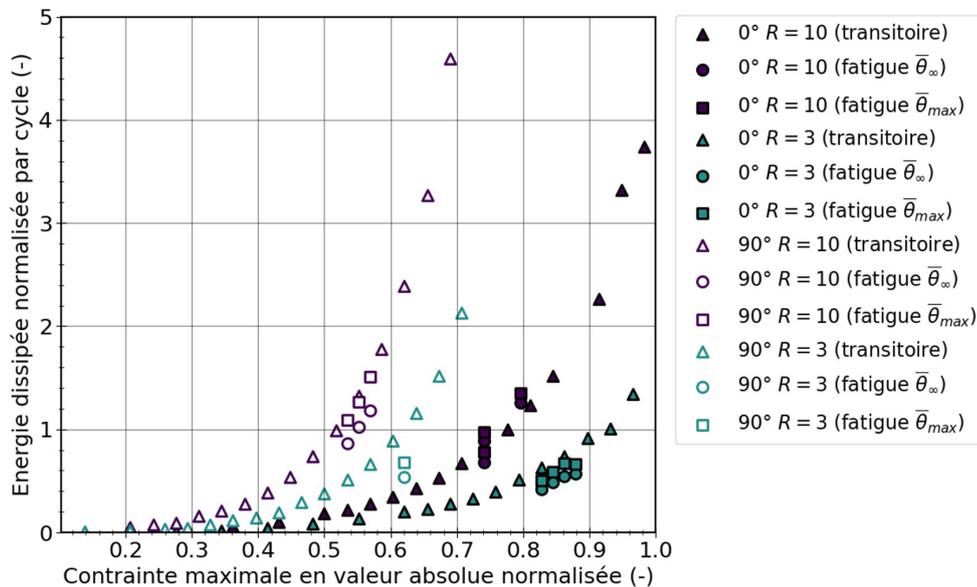


FIGURE 51 – Comparaison de l'énergie dissipée cyclique obtenue à l'état transitoire et à l'état dit stabilisé avec  $\bar{\theta} = \bar{\theta}_{max}$  et  $\bar{\theta} = \bar{\theta}_\infty$  pour des orientations de  $0^\circ$  et  $90^\circ$  et des rapports de charge  $R = 3$  et  $R = 10$  et une fréquence de chargement de 4 Hz.

### 2.4.3 Résultats des essais d'auto-échauffement

Les courbes d'auto-échauffement obtenues pour les différentes conditions expérimentales pour une fréquence de sollicitation de 4 Hz sont présentées sur la Figure 52 selon la contrainte maximale en valeur absolue (à gauche) et l'amplitude de contrainte (à droite). Premièrement, pour une **même valeur de contrainte maximale en valeur absolue**, on peut observer que :

- l'énergie dissipée cyclique est similaire en traction ( $R = 0$ ) et en compression ( $R = -\infty$ );
- l'énergie dissipée cyclique diminue quand le rapport de charge évolue de  $R = -\infty$  vers  $R = 10$  et puis vers  $R = 3$ ; cette diminution est liée à une diminution de l'amplitude de contrainte;
- l'énergie dissipée cyclique pour  $R = -1$  en traction-compression est plus élevée que pour les autres rapports de charge étudiés;
- et, l'énergie dissipée cyclique est plus faible pour des éprouvettes d'orientation  $0^\circ$  que des éprouvettes d'orientation  $90^\circ$  par rapport à la direction d'injection.

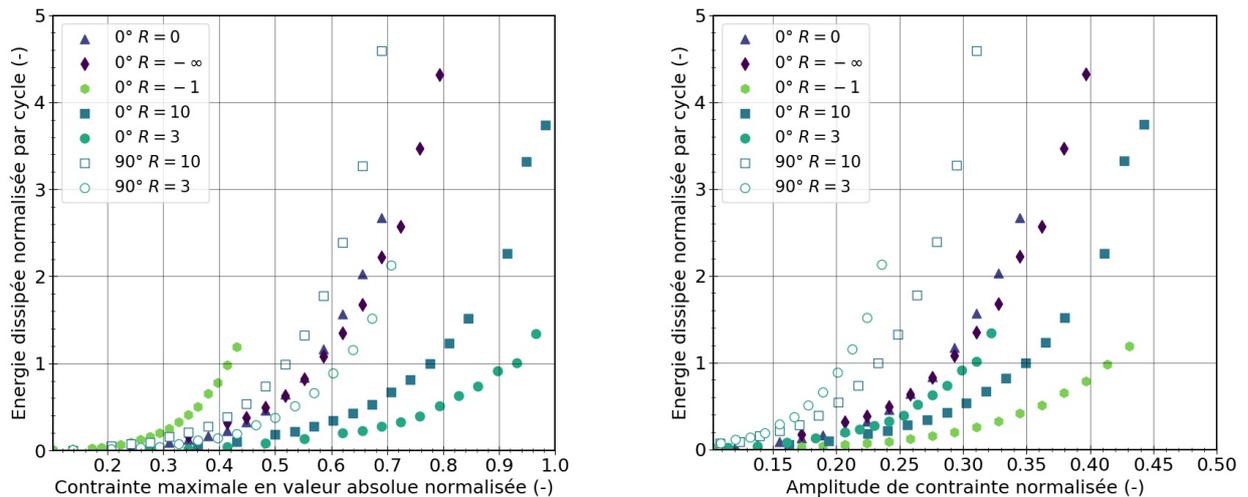


FIGURE 52 – Courbes d’auto-échauffement en contrainte maximale en valeur absolue (à gauche) et en amplitude de contrainte (à droite) pour des rapports de charge  $R = 3$  et  $R = 10$  et des éprouvettes d’orientation  $0^\circ$  et  $90^\circ$  et des rapports de charge  $R = 0$ ,  $R = -1$  et  $R = -\infty$  pour des éprouvettes d’orientation  $0^\circ$ , et une fréquence de chargement de 4 Hz.

Deuxièmement, pour une **même valeur en amplitude de contrainte**, on peut observer que :

- l’énergie dissipée cyclique est similaire en traction ( $R = 0$ ) et en compression ( $R = -\infty$ ) (au moins jusqu’à une valeur normalisée de l’amplitude de contrainte de 0,3) ;
- l’énergie dissipée cyclique n’évolue pas de façon monotone avec le rapport de charge (pour  $R = 3$ , l’énergie dissipée est plus élevée que pour  $R = 10$  et plus faible que pour  $R = -\infty$ ) ;
- l’énergie dissipée cyclique est plus faible pour  $R = -1$  que pour les autres rapports de charge étudiés pour les éprouvettes d’orientation  $0^\circ$  ;
- et, l’énergie dissipée cyclique est toujours plus faible pour des éprouvettes d’orientation  $0^\circ$  que des éprouvettes d’orientation  $90^\circ$  par rapport à la direction d’injection pour un même rapport de charge.

#### 2.4.4 Lien entre la fatigue et l’auto-échauffement

La courbe d’auto-échauffement fournit une relation entre la contrainte et l’énergie dissipée cyclique. L’objectif est de relier l’énergie dissipée cyclique et la durée de vie en fatigue à travers un critère énergétique. Dans cette partie, l’analyse des courbes d’auto-échauffement s’appuie sur les résultats obtenus pour l’état transitoire. La Figure 53 montre l’énergie dissipée par cycle en fonction du nombre de cycles à rupture obtenus à partir des essais de fatigue pour l’ensemble des conditions expérimentales. Comme pour les courbes de fatigue, les flèches à droite des symboles indiquent que l’essai a été interrompu avant la rupture de l’éprouvette.

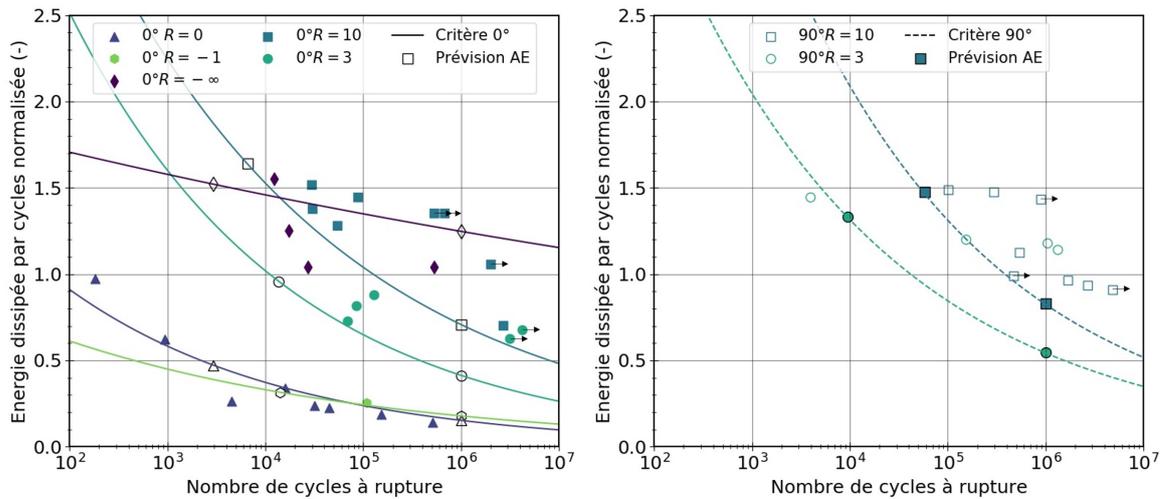


FIGURE 53 – Énergie dissipée par cycle en fonction du nombre de cycles à rupture pour des rapports de charge  $R = 0$ ,  $R = -1$ ,  $R = -\infty$ ,  $R = 3$  et  $R = 10$  et des éprouvettes d'orientation  $0^\circ$  (à gauche) et des rapports de charge  $R = 3$  et  $R = 10$  pour des éprouvettes d'orientation  $90^\circ$  (à droite), et une fréquence de chargement de 4 Hz ; comparaison entre les résultats expérimentaux et les prévisions par le critère de fatigue (un jeu de paramètres pour chaque condition) ; prévision par auto-échauffement représentée par des symboles pleins pour l'orientation  $0^\circ$  et des symboles vides pour l'orientation  $90^\circ$ .

Pour un même nombre de cycles à rupture, l'énergie dissipée par cycle :

- est plus élevée pour un chargement en compression ( $R = -\infty$ ) que pour un chargement en traction ( $R = 0$ ) ;
- est plus faible pour  $R = 3$  et dans une moindre mesure pour  $R = -\infty$  que pour  $R = 10$  pour des éprouvettes  $0^\circ$  ;
- est proche entre des éprouvettes  $0^\circ$  et  $90^\circ$  pour un même rapport de charge ;
- est proche pour un rapport de charge  $R = 0$  en traction-traction et  $R = -1$  en traction-compression.

Pour relier l'énergie dissipée par cycle au nombre de cycles à rupture à partir des résultats d'essais d'auto-échauffement, l'approche présentée dans [Leveuf et al., 2018] est suivie. Elle consiste en une analyse empirique basée sur un critère à seuil. Ce critère relie le nombre de cycles à rupture  $N_r$  à l'énergie dissipée cyclique  $\Delta^*$  comme suit :

$$\Delta^* N_r^b = C \quad (44)$$

avec  $b$  et  $C$  les paramètres à ajuster. Par conséquent, deux couples  $(\Delta^*, N_r)$  sont nécessaires pour identifier les paramètres  $b$  et  $C$  à partir de l'équation 44. Le premier couple  $(\Delta_B^*, N_{rB})$  correspond à un essai de fatigue au cours duquel la température mesurée sur la région d'intérêt s'est stabilisée. Le deuxième couple  $(\Delta_{10^6}^*, N_{r10^6})$  est déterminé à partir de l'analyse des régimes de la courbe d'auto-échauffement.

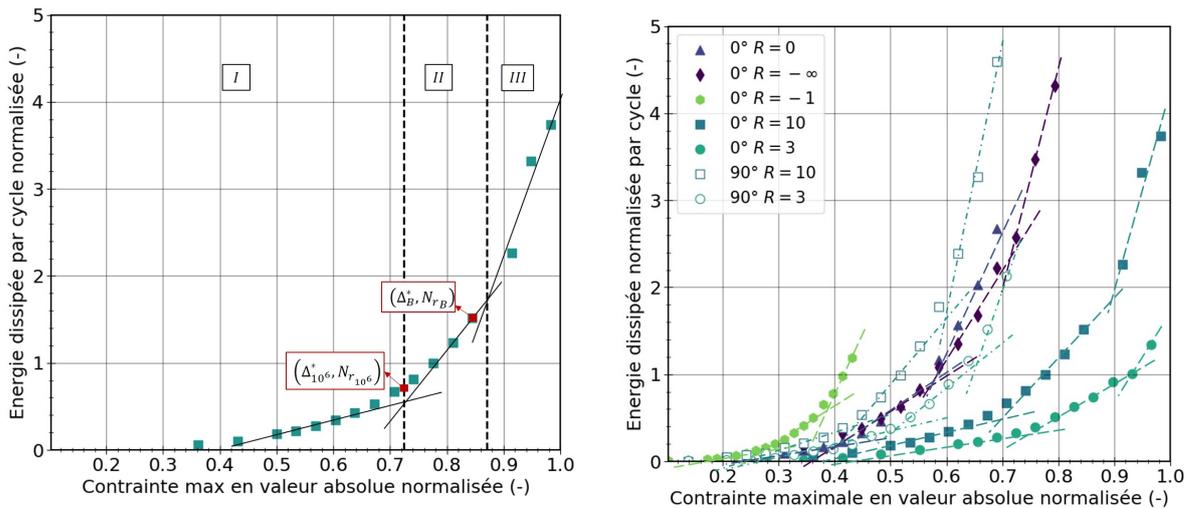


FIGURE 54 – Courbe d’auto-échauffement pour  $R = 10$ , une éprouvette  $0^\circ$  avec trois régimes et deux couples  $(\Delta^*, N_r)$  identifiés (à gauche) ; courbes d’auto-échauffement pour des rapports de charge  $R = 0$ ,  $R = -1$ ,  $R = -\infty$ ,  $R = 3$  et  $R = 10$  et des éprouvettes d’orientation  $0^\circ$  et des rapports de charge  $R = 3$  et  $R = 10$  pour des éprouvettes d’orientation  $90^\circ$  avec trois régimes identifiés (à droite).

Pour ce faire, trois régimes sont identifiés sur les courbes d’auto-échauffement sur la base d’une analyse graphique, comme le montre la Figure 54. D’abord, le troisième régime (III) est identifié sur les derniers points, puis le deuxième régime (II) est déterminé à partir du changement de pente et enfin le premier régime (I) est identifié. Le couple  $(\Delta_{10^6}^*, N_{r10^6})$  correspond à la transition entre le premier régime et le deuxième régime dans la courbe d’auto-échauffement. Comme fait dans [Leveuf et al., 2018], il est supposé que l’énergie dissipée cyclique déterminée à cette transition correspond à une durée de vie en fatigue de  $10^6$  cycles, qui est une valeur arbitraire qui s’est révélée adaptée pour le PEEK CF30 en traction (et pour d’autres matériaux [Serrano et al., 2017], [Jegou et al., 2013]). Il est supposé que les trois régimes correspondent à l’apparition de différents mécanismes de dissipation tels que la viscoélasticité, la plasticité ou l’endommagement [Leveuf et al., 2020], [Navrátil et al., 2020]. L’identification des régimes pour toutes les conditions testées est présentée sur la Figure 54. Un ensemble de paramètres  $b$  et  $C$  est identifié pour chaque condition expérimentale à partir des deux couples  $(\Delta^*, N_r)$ . La Figure 53 compare les énergies dissipées par cycle en fonction du nombre de cycles à rupture obtenues à partir des essais de fatigue à celles prévues par le critère décrit par l’équation 44. Les prévisions ont tendance à sous-estimer un peu l’énergie dissipée cyclique pour un nombre donné de cycles à rupture pour les rapports de charge  $R = 3$  et  $R = 10$  pour les éprouvettes d’orientation  $0^\circ$  et  $90^\circ$  par rapport à la direction d’injection. Les prévisions sont relativement proches des résultats expérimentaux pour les rapports de charge  $R = -1$ ,  $R = 0$  et  $R = -\infty$  pour des éprouvettes d’orientation  $0^\circ$  par rapport à la direction d’injection. Ensuite, pour pouvoir relier le nombre de cycles à rupture à la contrainte maximale en valeur absolue (ou amplitude de contrainte), la relation entre l’énergie dissipée cyclique et la contrainte maximale en valeur absolue (c’est-à-dire la courbe d’auto-échauffement) est ajustée par une fonction polynomiale du quatrième

ordre, comme l'illustre la Figure 55. L'approximation de la courbe d'auto-échauffement par une fonction polynomiale d'ordre quatre est réalisée pour chacune des conditions expérimentales.

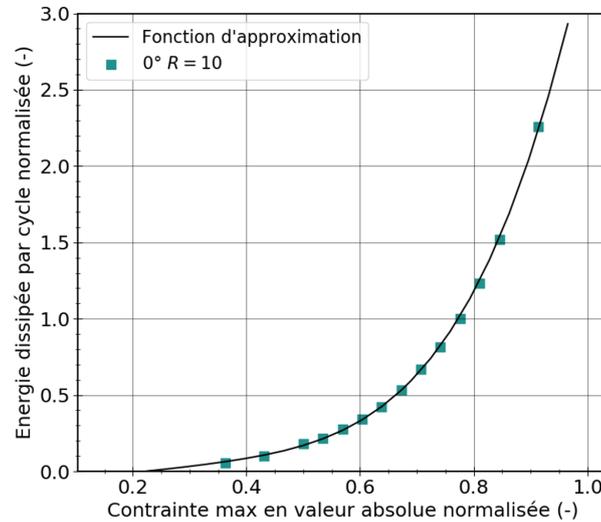


FIGURE 55 – Approximation de la courbe d'auto-échauffement par une fonction polynomiale d'ordre quatre pour une éprouvette  $0^\circ$  et une fréquence de chargement de  $4 \text{ Hz}$

Enfin, le nombre de cycles jusqu'à rupture peut être prévu à partir de la contrainte maximale en valeur absolue appliquée. La Figure 56 compare le nombre de cycles à rupture prévu par le critère de fatigue énergétique (avec un jeu de paramètres pour chaque conditions expérimentales) et les données expérimentales pour chacune des conditions testées en fonction de la contrainte maximale en valeur absolue, et en considérant que la transition entre les deux premiers régimes de dissipation correspond à une durée de vie en fatigue de  $10^6$  cycles.

Les prévisions sont satisfaisantes pour les différents rapports de charge. Elles sont meilleures pour  $R = 0$  et  $R = -1$  (rupture contrôlée en traction). Pour  $R = -\infty$  et  $R = 10$ , c'est-à-dire pour les chargements en compression-compression, au-delà de  $10^6$  cycles, les prévisions ont tendance à sous-estimer le nombre de cycles à rupture pour une contrainte maximale donnée. Les prévisions restent globalement correctes, comme le confirme le graphique comparant le nombre de cycles à rupture calculé à l'expérimental. Cette sous-estimation est notamment significative pour le rapport de charge  $R = 3$ . Rappelons que les paramètres du critère sont identifiés en utilisant seulement deux points. Les prédictions du critère sont donc sensibles aux points choisis. Le premier point en particulier est obtenu à partir d'un seul essai de fatigue et ne correspond pas nécessairement à la moyenne de la distribution statistique des données.

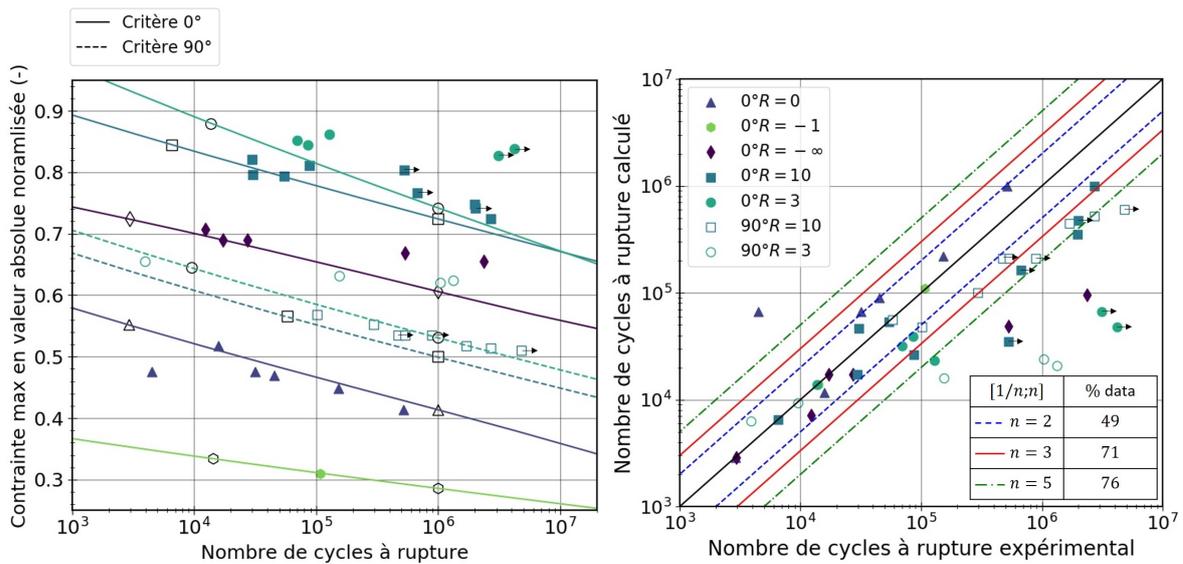


FIGURE 56 – Résultats des essais de fatigue (symboles) pour  $R = 0$ ,  $R = -\infty$ ,  $R = 10$ ,  $R = -1$  et  $R = 3$ , et les orientations  $0^\circ$  et  $90^\circ$ , avec une fréquence de chargement de  $4 \text{ Hz}$ ; comparaison avec les prévisions (lignes) par le critère basé sur l'énergie dissipée (un jeu de paramètres par condition expérimentale) déterminé à partir des résultats d'auto-échauffement en considérant que la transition entre les deux premiers régimes de dissipation correspond à une durée de vie en fatigue de  $10^6$  cycles (les symboles noirs vides correspondent aux points associés à  $(\Delta_{10^6}^*, N_{r10^6})$  et  $(\Delta_B^*, N_{rB})$ ) (à gauche); comparaison entre les nombres de cycles à la rupture expérimentaux et prévus par le critère (à droite).

La transition entre les deux premiers régimes de dissipation a ensuite été considérée comme correspondant à une durée de vie de  $10^7$  cycles pour étudier l'effet sur la prévision de la courbe de fatigue. La Figure 57 compare le nombre de cycles à rupture prévu par le critère de fatigue énergétique (avec un seul jeu de paramètres par condition expérimentale) et les données expérimentales pour chacune des conditions testées en fonction de la contrainte maximale en valeur absolue avec cette nouvelle valeur à  $10^7$  cycles. Les prévisions sont légèrement moins bonnes pour  $R = 0$  et  $R = -1$  mais sont améliorées pour les chargements en compression-compression, c'est-à-dire pour les rapports  $R = -\infty$ ,  $R = 10$  et  $R = 3$ .

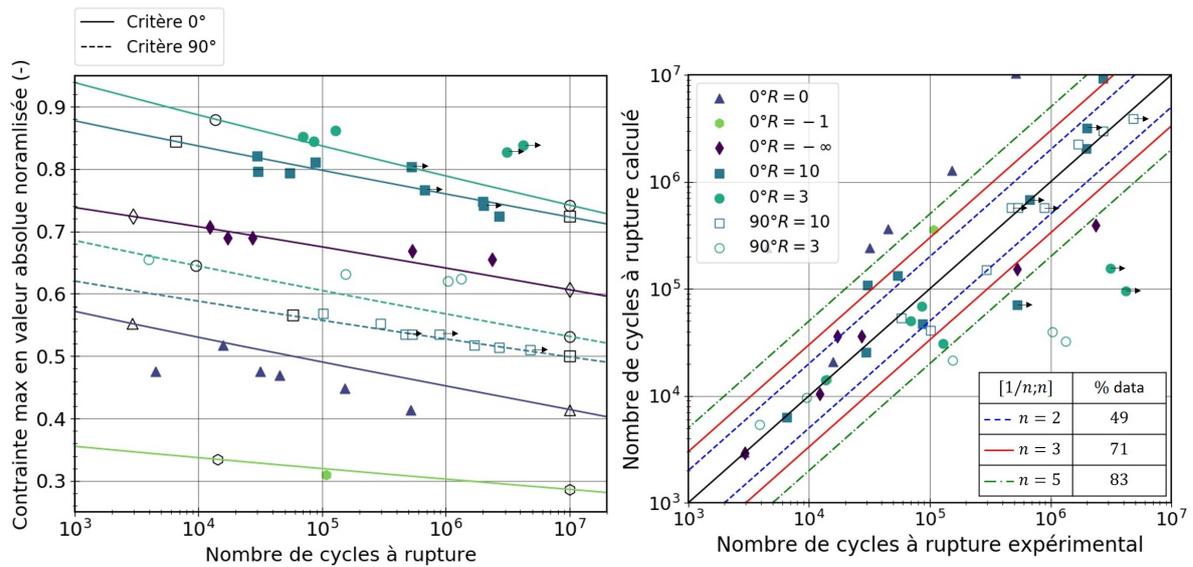


FIGURE 57 – Résultats des essais de fatigue (symboles) pour  $R = 0$ ,  $R = -\infty$ ,  $R = 10$ ,  $R = -1$  et  $R = 3$ , et les orientations  $0^\circ$  et  $90^\circ$ , avec une fréquence de chargement de  $4 \text{ Hz}$ ; comparaison avec les prévisions (lignes) par le critère basé sur l'énergie dissipée (un jeu de paramètres par condition expérimentale) déterminé à partir des résultats d'auto-échauffement en considérant que la transition entre les deux premiers régimes de dissipation correspond à une durée de vie en fatigue de  $10^7$  cycles (les symboles noirs vides correspondent aux points associés à  $(\Delta_{10^7}^*, N_{r10^7})$  et  $(\Delta_B^*, N_{rB})$ ) (à gauche); comparaison entre les nombres de cycles à la rupture expérimentaux et prévus par le critère (à droite).

### 2.4.5 Discussion

La prévision au-delà de  $10^6$  cycles pourrait être améliorée en définissant un seuil au delà duquel le critère de fatigue change ou en enrichissant le critère basé sur l'énergie dissipée. Pour affiner l'analyse des résultats d'auto-échauffement et étayer le lien entre auto-échauffement et la durée de vie en fatigue, il est nécessaire (i) de développer une loi de comportement mécanique capable de prévoir les contributions des différents phénomènes dissipatifs à la dissipation totale, comme cela a été fait dans [Leveuf et al., 2020], [Navrátil et al., 2020], et/ou (ii) d'analyser les mécanismes d'endommagement, comme cela a été fait dans [Marco et al., 2017] pour les matériaux élastomères, par exemple. Le critère de fatigue étudié dans cette partie, basé sur l'énergie dissipée cyclique, n'est pas capable de prévoir la durée de vie en fatigue pour les différents rapports de charge d'une manière unifiée.

Un critère de fatigue de type IDAFIP combinant la densité d'énergie de fluage cyclique et la densité d'énergie dissipée a été évaluée, en prenant la valeur de la densité d'énergie de fluage cyclique calculée du 5ème au 10ème cycle et la densité d'énergie dissipée calculée à l'état transitoire. La Figure 109 représente le nombre de cycles calculés à partir du critère en fonction du nombre de cycles à rupture expérimental, en compression-compression en

incluant le rapport de charge  $R = -1$  en traction-compression.

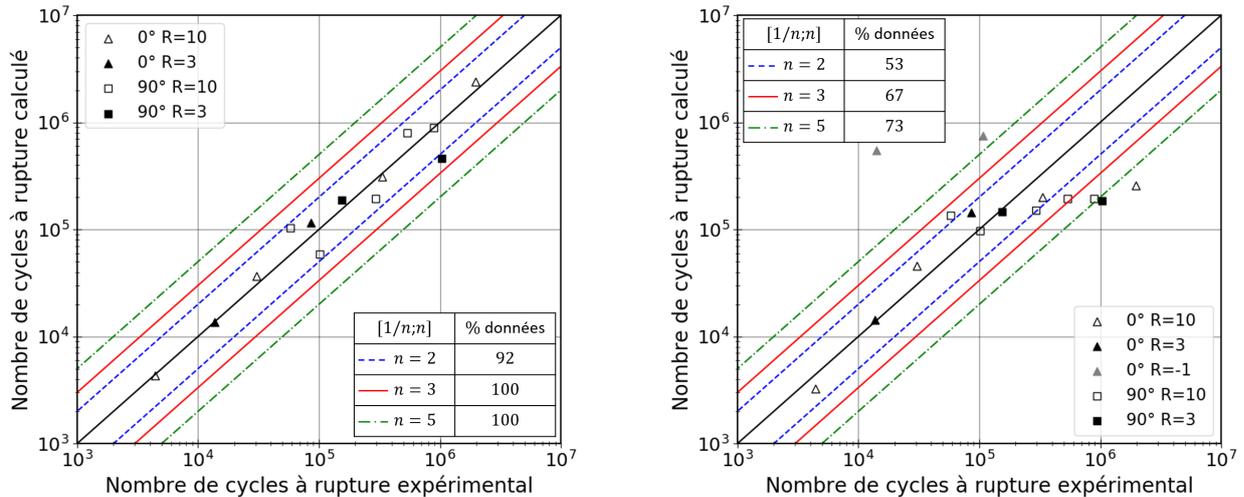


FIGURE 58 – Prédiction du nombre de cycles à rupture, à partir du critère de fatigue IDAFIP se basant sur l'association de  $W_{cr}$  (à mi-vie) et  $\Delta^*$ , en fonction du nombre de cycles à rupture expérimental pour des éprouvettes à  $0^\circ$  et  $90^\circ$  et des rapports de charge  $R = 3$  et  $R = 10$  en compression-compression (à gauche) et en incluant un rapport de charge en traction-compression  $R = -1$  (à droite)

Les résultats montrent un pourcentage de données comprises dans la bande  $[1/3;3]$  de 100 % en prenant en compte seulement les rapports de charge  $R = 10$  et  $R = 3$  et de 67 % en ajoutant le rapport de charge  $R = -1$ . En comparant ces résultats à ceux obtenus avec le critère de fatigue combinant la densité d'énergie de fluage cyclique et la densité d'énergie cyclique, le critère avec la densité d'énergie cyclique a un pourcentage supérieur de 6% mais cela correspond à seulement un point. En terme de prévision de durée de vie ces deux critères semblent donc être proches.

## 2.5 Analyse de l'endommagement

Dans cette partie, une analyse de l'endommagement au sein d'échantillons en PEEK CF30 préalablement sollicités en compression cyclique est réalisée à partir d'images obtenues par micro-tomographie à rayons X au Synchrotron. Pour cela, des essais de fatigue ont été interrompus. Les niveaux de contrainte et les nombres de cycles réalisés ont été choisis en fonction des résultats des essais de fatigue et d'auto-échauffement.

### 2.5.1 Préparation des échantillons

Des essais de fatigue interrompus ont été réalisés, pour des éprouvettes d'orientation  $0^\circ$  par rapport à la direction d'injection, testées avec un rapport de charge  $R = 10$  en compression-compression et une fréquence de sollicitation de 4 Hz. Des contraintes maximales en valeur absolue normalisées  $|\sigma|_{max_{norm}}$  de 0,74 et 0,80 ont été appliquées

pendant  $2 \times 10^6$  cycles et  $5 \times 10^5$  cycles, respectivement. Le niveau de contrainte le plus élevé se situe au milieu du régime de dissipation II identifié graphiquement et le niveau de contrainte le plus faible au début du régime de dissipation II. L'objectif est d'identifier les mécanismes d'endommagement présents pour ces niveaux de contrainte et d'évaluer le taux d'endommagement présent. Les échantillons ont été préparés comme décrit à la partie 1.1.3.

## **2.5.2 Analyse des images segmentées**

Les images ont été segmentées selon le protocole décrit à la partie 1.1.3.

### **2.5.2.1 Analyse qualitative**

Une analyse qualitative est réalisée sur les résultats de segmentation de l'ensemble des échantillons analysés. L'endommagement majoritairement observé sur les différents échantillons est l'endommagement en bout de fibre quels que soient le niveau de contrainte et le nombre de cycles appliqués. Cet endommagement est situé dans les peaux du matériau sollicité selon la direction d'injection, au niveau des fibres dirigées dans la même direction que celle du chargement. Un exemple d'endommagement en bout de fibres est donné sur la Figure 59. Au niveau du cœur, où les fibres sont majoritairement orientées dans la direction perpendiculaire à celle du chargement, aucun endommagement n'a été observé.

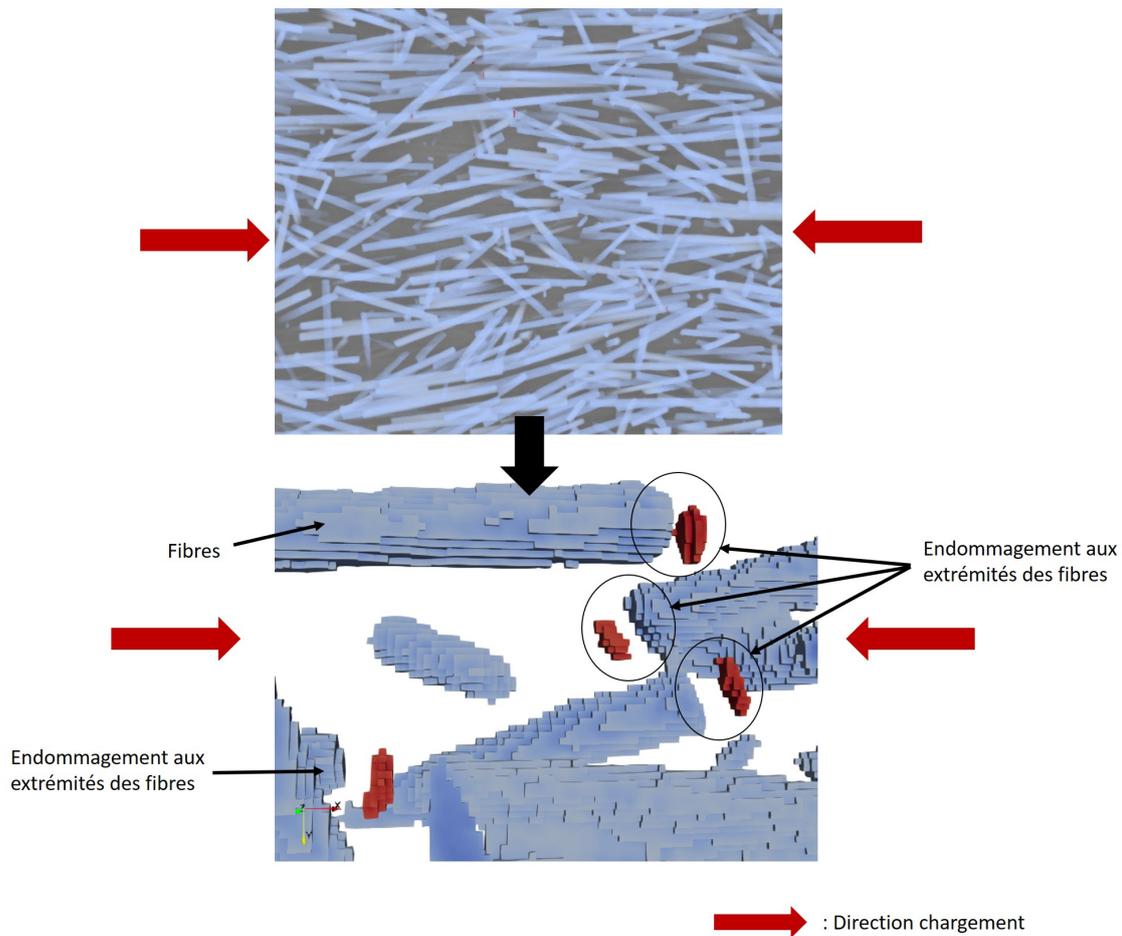


FIGURE 59 – Endommagements (identifiés par segmentation d’images de tomographie aux rayons X) en bout de fibres dans la peau d’un échantillon d’orientation  $0^\circ$  testé en fatigue pendant  $5 \times 10^5$  cycles et non rompu, pour un rapport de charge  $R = 10$ , une fréquence de chargement de 4 Hz et une contrainte maximale en valeur absolue normalisée de 0,80.

### 2.5.2.2 Analyse quantitative

Une analyse quantitative est réalisée pour analyser le taux d’endommagement présent au sein de l’échantillon à  $0^\circ$  testé en fatigue pendant  $5 \times 10^5$  cycles à une contrainte maximale en valeur absolue normalisée de 0,8 et un rapport de charge de 10. Pour cela, une fraction volumique d’endommagement  $f_{v_{endo}}$  est calculée, telle que :

$$f_{v_{endo}} = \frac{N_{v_{endo}}}{N_{v_{tot}}} \times 100 \quad (45)$$

avec  $N_{v_{endo}}$  le nombre de voxels correspondant aux cavités déterminé après segmentation sur l’ensemble de l’échantillon et  $N_{v_{tot}}$  le nombre total de voxels dans l’ensemble de l’échantillon. Le taux d’endommagement calculé est de 0,0004 %, soit très peu.

### 2.5.3 Bilan

Ces analyses ont montré une présence d'endommagements en bout de fibres, principalement dans les peaux de l'échantillon, où les fibres sont majoritairement orientées selon la direction de chargement en compression. Le taux d'endommagement calculé dans un échantillon ayant subi  $5 \times 10^5$  cycles à  $R = 10$  avec un niveau de contrainte situé au milieu du régime II de la courbe d'auto-échauffement est très faible. Cela suggère donc que le taux d'endommagement reste très faible durant l'essentiel de la durée de vie pour les niveaux de contrainte d'intérêt.

## 2.6 Bilan

Les objectifs dans cette partie étaient :

- de caractériser la durée de vie en fatigue du matériau étudié, à température et humidité ambiantes, pour des chargements en compression et de la comparer à celle obtenue pour des chargements en traction tout en étudiant l'influence du rapport de charge et de l'orientation ;
- d'identifier un critère de fatigue capable de prévoir de manière unifiée la durée de vie en fatigue du matériau pour différents rapports de charge et différentes orientations ;
- et, d'évaluer la méthode d'auto-échauffement pour prévoir de manière rapide la durée de vie en fatigue.

Pour cela, une base de données d'essais cycliques a été alimentée. Des essais uniaxiaux ont été réalisés sur des échantillons orientés à  $0^\circ$  et  $90^\circ$  par rapport à la direction d'injection. Les rapports de charge suivants ont été testés : 0,  $-1$ ,  $-\infty$ , 10, 3. Les niveaux de contrainte appliqués mènent à une rupture pour des nombres de cycles allant de  $10^3$  cycles à plus de  $10^6$  cycles.

Dans un premier temps, les résultats des essais de fatigue ont montré que :

- la durée de vie en fatigue est plus élevée en compression qu'en traction pour des chargements symétriques ;
- et, le rapport de charge et l'orientation ont une influence sur la durée de vie en fatigue en compression.

Les déformations obtenues par suivi de marqueurs par stéréo-corrélation d'images, sur le plan épaisseur-longueur de l'éprouvette, ont permis de tracer les courbes contrainte/déformation au cours des cycles. A partir de ces courbes, différentes grandeurs mécaniques cycliques ont été calculées : la densité d'énergie d'hystérésis, la densité d'énergie cyclique et la densité d'énergie de fluage cyclique liée au rochet. Ces grandeurs mécaniques cycliques ont été utilisées comme base dans différents critères de fatigue, dont des critères basés sur une seule variable énergétique et des critères basés sur la combinaison de deux variables énergétiques (une densité d'énergie de fluage cyclique combinée avec une densité d'énergie d'hystérésis ou cyclique). Un critère de type Basquin basé sur la contrainte, avec la contrainte alternée rapportée à la contrainte à rupture en monotone, a également été testé. L'objectif était de décrire la durée de vie en fatigue du PEEK CF30 en unifiant les données en orientation et en rapport de charge. Pour cela les différents critères ont

été testés, dans un premier temps, sur une base de données comprenant des rapports de charge pour des chargements en compression-compression seuls et dans un second temps, en ajoutant les données pour un rapport de charge en traction-compression  $R = -1$ . Les critères IDAFIP [Santharam et al., 2020] qui associent la densité d'énergie de fluage cyclique à mi-vie  $W_{cr}(\frac{N_r}{2})$  et la densité d'énergie cyclique à mi-vie  $W_c(\frac{N_r}{2})$  ou la densité d'énergie dissipée par cycle lors des premiers cycles  $\Delta^*$ , avec un jeu de quatre paramètres, sont ceux qui conviennent le mieux. Pour alimenter le critère de fatigue (et décrire le comportement cyclique du PEEK CF30), la loi de comportement devra donc prévoir ces grandeurs.

Dans un deuxième volet de ce chapitre, la capacité de la méthode d'auto-échauffement à prévoir de manière rapide la durée de vie en fatigue pour des chargements en compression a été étudiée. Cette méthode a été validée pour des chargements en traction dans [Leveuf et al., 2018]. Le critère utilisé est un critère à seuil en densité d'énergie dissipée, identifié à partir d'une analyse empirique graphique de la courbe d'auto-échauffement. Les prévisions par ce critère sont satisfaisantes pour un jeu de paramètres par rapports de charge et par orientation. Il ne permet pas d'unifier les données en rapport de charge. De plus, au delà de  $10^6$  cycles, les prévisions ont tendance à sous-estimer significativement le nombre de cycles à rupture pour une contrainte maximale en valeur absolue donnée. Un critère de fatigue de type IDAFIP a été testé en combinant la densité d'énergie de fluage cyclique à mi-vie et l'énergie dissipée cyclique. Ce critère permet également d'unifier les données en orientation et en rapport de charge avec une capacité proche du critère IDAFIP associant la densité d'énergie cyclique. Pour affiner l'analyse des résultats d'auto-échauffement et étayer le lien entre auto-échauffement et la durée de vie en fatigue, la loi de comportement décrite dans le Chapitre 3 sera utilisée pour étudier les différentes contributions des mécanismes dissipatifs.

Dans un dernier temps, les mécanismes d'endommagement observés dans différents échantillons d'orientation  $0^\circ$  et testés en fatigue pour un rapport de charge  $R = 10$ , ont été analysés à partir des images de micro-tomographie segmentées. Ces analyses ont montré une présence d'endommagements en bout de fibres, principalement dans les peaux de l'échantillon, où les fibres sont préférentiellement dans la même direction que le chargement. Le taux d'endommagement a été calculé dans un échantillon testé avec un niveau de contrainte situé au milieu du régime II de la courbe d'auto-échauffement, identifié graphiquement, pendant  $5 \times 10^5$  cycles. Ce taux d'endommagement est considéré comme étant négligeable. Une loi de comportement sans prise en compte de l'endommagement devrait donc convenir pour décrire les régimes I et II de la courbe d'auto-échauffement correspondant aux durées de vie d'intérêt.

# Chapitre 3

## Caractérisation et modélisation du comportement en compression

### Sommaire

---

<b>3.1</b>	<b>Analyse de la réponse mécanique</b>	<b>89</b>
3.1.1	Essais de compression monotone	91
3.1.2	Essais de fluage simple	93
3.1.3	Essais de fluage-recouvrance-cyclique	94
3.1.4	Essais anhystériques	98
3.1.5	Essais cycliques	99
3.1.6	Bilan	102
<b>3.2</b>	<b>Modélisation du comportement des thermoplastiques renforcés de fibres courtes</b>	<b>103</b>
3.2.1	Approches phénoménologiques	103
3.2.2	Approches micromécaniques	106
3.2.3	Bilan	113
<b>3.3</b>	<b>Présentation de la loi de comportement</b>	<b>114</b>
3.3.1	Formulation générale	114
3.3.2	Comportement élastique	117
3.3.3	Comportement plastique	118
3.3.4	Comportement viscoélastique	120
3.3.5	Orientation des fibres	120
3.3.6	Densité d'énergie intrinsèque cyclique	121
<b>3.4</b>	<b>Démarche d'identification de la loi de comportement</b>	<b>121</b>
3.4.1	Optimisation de la représentation des éprouvettes pour les simulations	122
3.4.2	Présentation de la démarche globale d'identification des paramètres	130
3.4.3	Identification du bloc élastique	131
3.4.4	Identification du bloc viscoélastique	132
3.4.5	Identification du bloc plastique	138
3.4.6	Bilan	144

<b>3.5 Validation des paramètres de la loi de comportement . . . . .</b>	<b>145</b>
3.5.1 Essais de compression monotone . . . . .	145
3.5.2 Essais FRC et ANH . . . . .	146
3.5.3 Essais cycliques . . . . .	148
<b>3.6 Bilan . . . . .</b>	<b>153</b>

---

*Ce chapitre se concentre sur la caractérisation et la modélisation du comportement mécanique en compression du matériau étudié. Ce comportement est investigué au travers d'une base d'essais uniaxiaux en compression et en traction sur des éprouvettes de 5 mm d'épaisseur (épaisseur des plaques d'origine avec gradient d'orientation dans l'épaisseur) et d'essais de traction sur des éprouvettes amincies de 1,2 mm d'épaisseur (à orientation plus homogène dans l'épaisseur). Différents historiques de chargement sont appliqués. L'analyse de la réponse mécanique est ensuite menée selon les différentes orientations de sollicitation par rapport à la direction d'injection avec une comparaison entre le comportement en compression et en traction. Cette analyse permet de mettre en évidence les différentes parties du comportement du matériau. Un état de l'art est ensuite réalisé sur les différentes approches utilisées pour décrire le comportement des thermoplastiques semi-cristallins renforcés de fibres courtes : les approches phénoménologiques et les approches micromécaniques. La formulation générale de la loi de comportement utilisée est, par la suite, présentée. Cette loi est basée sur celle développée par [Leveuf et al., 2020] et [Navrátil et al., 2020] pour un matériau PEEK CF30 et des chargements en traction. Une démarche d'identification des paramètres de cette loi a été mise en place. Elle prend en compte le gradient de microstructure. Cette loi doit permettre de décrire les différentes contributions des mécanismes dissipatifs afin d'affiner l'analyse des courbes d'auto-échauffement, présentées dans le Chapitre 2. Par ailleurs, pour alimenter le critère de fatigue et décrire le comportement cyclique du PEEK CF30, la loi de comportement doit être idéalement en mesure de prévoir la densité d'énergie de fluage cyclique ainsi que la densité d'énergie cyclique et l'énergie dissipée cyclique pour les différents rapports de charge et orientations.*

### **3.1 Analyse de la réponse mécanique**

Les essais uniaxiaux de caractérisation du comportement ont été réalisés à température ambiante, sur des éprouvettes de 5 mm d'épaisseur prélevées à 0° et 90° par rapport à la direction d'injection et des éprouvettes amincies de 1,2 mm d'épaisseur pour des orientations de 0° et 90°, comme présentées au Chapitre 1. La base expérimentale s'appuie sur les travaux de [Launay, 2011] et [Leveuf, 2017] qui montrent que certains aspects du comportement peuvent être mis en avant par un ensemble d'essais avec des historiques de chargement complexes. Une synthèse des essais réalisés est donnée dans le Tableau 5.

Type d'essai	Traction / compression	Vitesse de sollicitation (normée)	Épaisseur éprouvette	Orientation éprouvette
Monotone	Compression	0,001	5 mm	0° et 90°
		0,01		
		0,1		
Fluage-recouvrance	Compression	0,01	5 mm	0° et 90°
FRC	Compression	0,01	5 mm	0° et 90°
	Traction			
FRC	Traction	0,01	5 mm	0° et 90°
ANH	Compression	0,01	5 mm	0°
	Compression puis traction			0° et 90°

TABLEAU 5 – Synthèse des différents essais effectués en plus des essais cycliques présentés au Chapitre précédent : essais fluage-recouvrance-cyclique notés FRC, essais anhystérique notés ANH.

Les contraintes maximales appliquées pour les essais ANH et FRC en compression correspondent à des contraintes conduisant à un nombre de cycles à rupture d'environ  $10^4$  cycles sous chargement cyclique en traction d'après des essais réalisés par [Leveuf, 2017] durant sa thèse. La Figure 60 donne des exemples de chargements appliqués. Les essais cycliques présentés dans le Chapitre 2 sont également utilisés pour étudier le comportement du matériau.

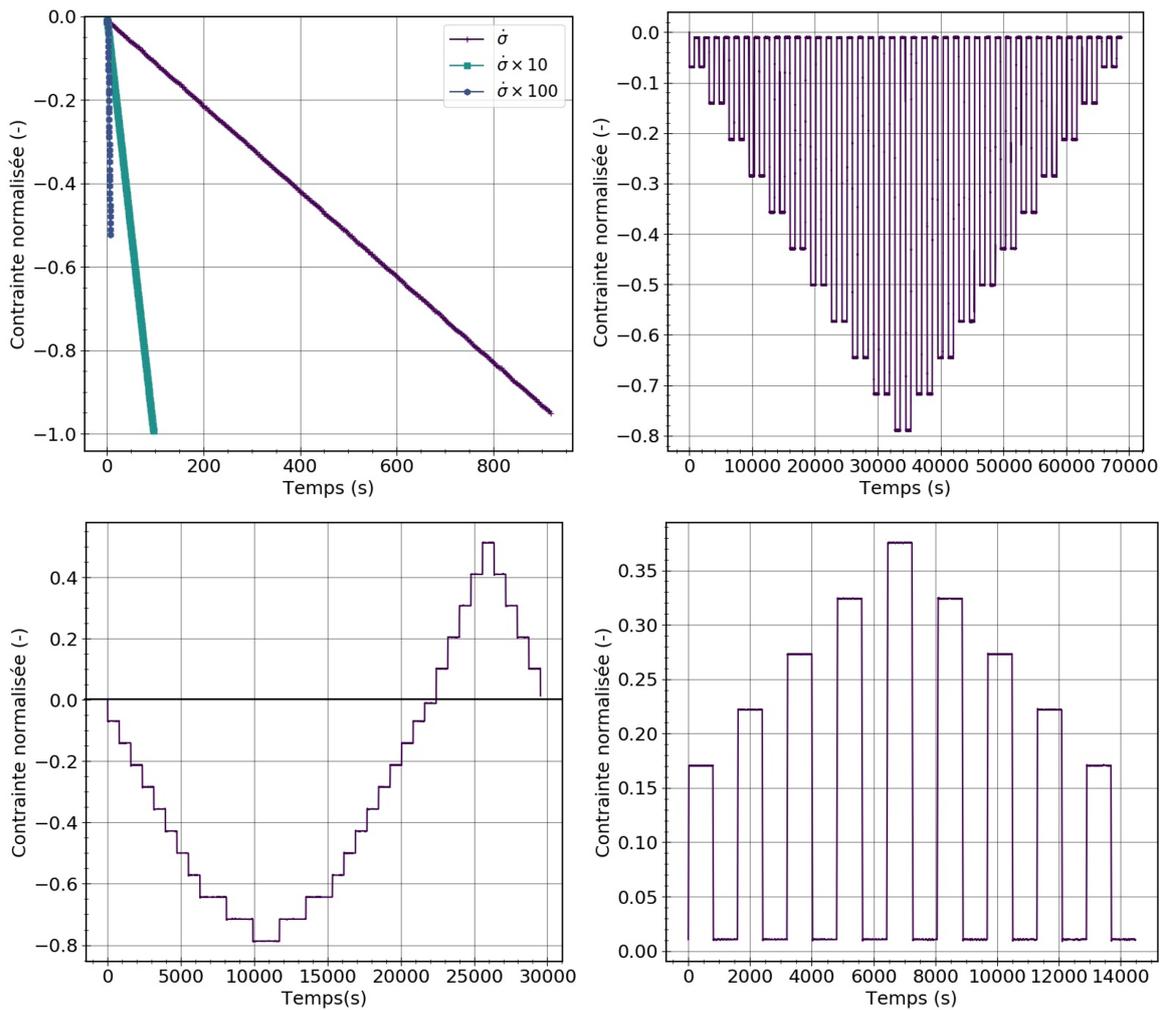


FIGURE 60 – Exemple d’essais réalisés pour caractériser le comportement du PEEK CF30 pour des éprouvettes d’orientation  $0^\circ$  : essais de compression monotone à différentes vitesses de chargement (en haut à gauche), essai FRC en compression (en haut à droite), essai ANH en compression-traction (en bas à gauche) et essais FRC en traction (en bas à droite).

Dans cette partie, les résultats des différents essais sont présentés et le comportement du matériau est analysé.

### 3.1.1 Essais de compression monotone

Des essais de compression monotone ont été réalisés sur des éprouvettes de 5 mm d’épaisseur pour différentes vitesses de chargement. Ce type d’essai permet, entre autres, d’étudier la sensibilité de la réponse mécanique à la vitesse, mettant en avant les phénomènes visqueux aux temps caractéristiques relativement courts. La Figure 61 représente les courbes contrainte-déformation obtenues pour des éprouvettes d’orientation  $0^\circ$  et  $90^\circ$ . Les courbes sont représentées jusqu’au niveau de chargement le plus élevé pour

lequel le chargement est bien uniaxial. D'après les résultats, la rigidité apparente est plus importante à  $0^\circ$  qu'à  $90^\circ$ . Nous pouvons également observer une légère dépendance de la réponse mécanique à la vitesse de sollicitation, notamment dans le domaine non-linéaire. Cette dépendance n'est pas très marquée pour les faibles niveaux de chargement. Ce serait dû à des phénomènes visqueux pouvant être élastiques et/ou plastiques (et non-linéaires). Pour un même niveau de chargement, la déformation en valeur absolue est plus élevée pour une vitesse de sollicitation plus faible. Ce résultat est cohérent avec ceux obtenus par [Leveuf, 2017] pour des essais de traction monotone.

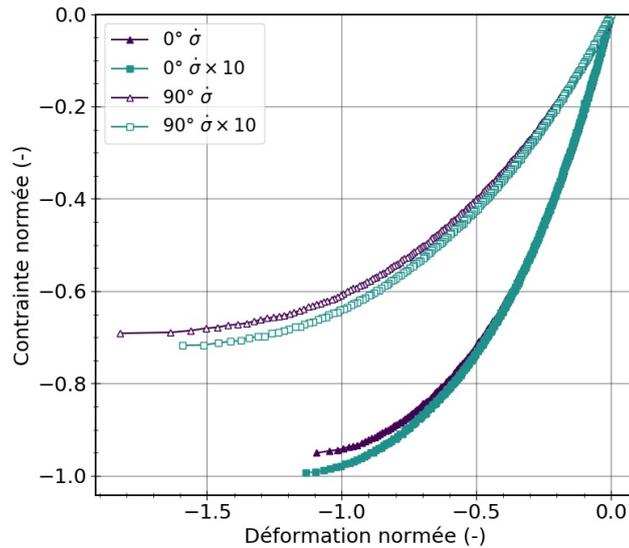


FIGURE 61 – Courbes contrainte-déformation pour les essais de compression monotone (jusqu'au niveau de chargement le plus élevé pour lequel le chargement est bien uniaxial) à différentes vitesses de chargement normalisées  $\{0,001; 0,01\}$  pour les éprouvettes de 5 mm d'épaisseur d'orientation  $0^\circ$  et  $90^\circ$ .

Les résultats des essais de compression sont comparés à ceux obtenus en traction sur la Figure 62 jusqu'au niveau de chargement le plus élevé pour lequel le chargement est bien uniaxial. Il est possible d'observer une symétrie du comportement traction-compression jusqu'à un certain niveau de chargement.

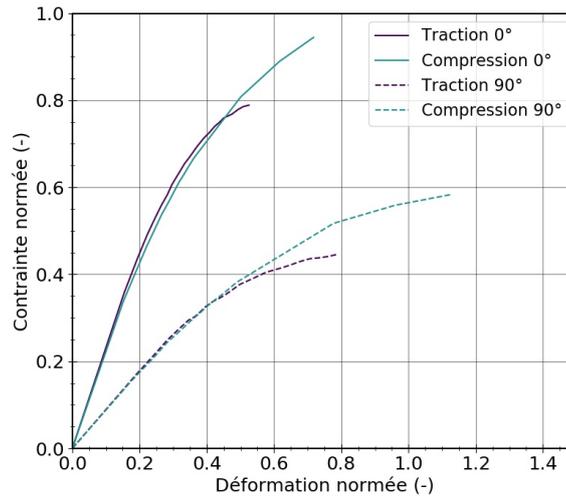


FIGURE 62 – Comparaison des courbes contrainte-déformation en valeur absolue pour des essais monotones en traction et en compression sur des éprouvettes de 5 mm d'épaisseur pour des orientations de 0° et 90°.

### 3.1.2 Essais de fluage simple

Des essais de fluage-recouvrance simple ont été réalisés sur des éprouvettes d'orientation 0° et 90° d'épaisseur 5 mm. L'un des objectifs de ces essais est d'estimer les temps caractéristiques des phases de fluage et de recouvrance pour atteindre la stabilisation de l'évolution de la déformation lors des paliers des essais FRC et ANH.

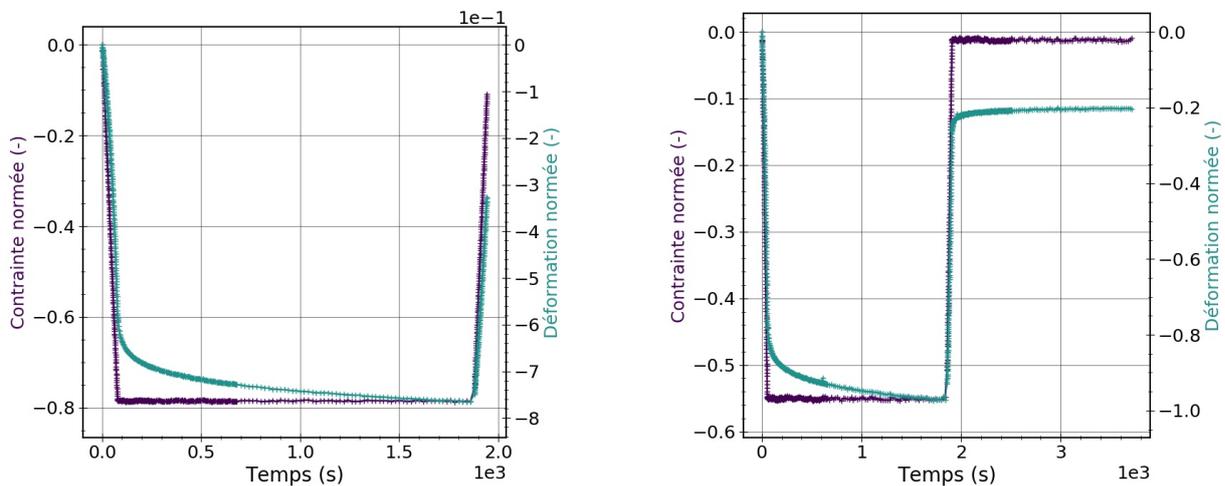


FIGURE 63 – Evolutions de la contrainte et de la déformation en fonction du temps pour des essais de fluage simple sur des éprouvettes de 5 mm d'épaisseur pour des orientations 0° (à gauche) et 90° (à droite), avec un temps de fluage de 13 min et une vitesse de charge et de décharge  $|\dot{\sigma}|_{norm} = 0,01$ .

Le niveau de chargement appliqué pour les phases de fluage correspond à une contrainte normalisée en valeur absolue :  $|\sigma|_{norm} = 0,79$  pour les éprouvettes d'orientation 0° et  $|\sigma|_{norm} = 0,55$  pour les éprouvettes d'orientation 90°. La mise en charge et la

décharge sont réalisées à  $|\dot{\sigma}|_{norm} = 0,01$ , comme pour les essais FRC et ANH. La Figure 63 représente les résultats obtenus. Tout d'abord, on vérifie qu'il y a bien du fluage et du recouvrement. La vitesse de déformation pour les phases de fluage et de recouvrance est constante à partir d'une certaine durée, comme illustré sur la Figure 64. La durée des phases de fluage et de recouvrance pour les essais FRC et ANH a donc été choisie à 13 min (780 s), durée supérieure à celle à partir de laquelle on s'attend à ce que la vitesse de déformation soit constante dans le domaine de contraintes appliquées d'intérêt. Cette durée est également celle appliquée dans [Leveuf, 2017] pour des chargements en traction.

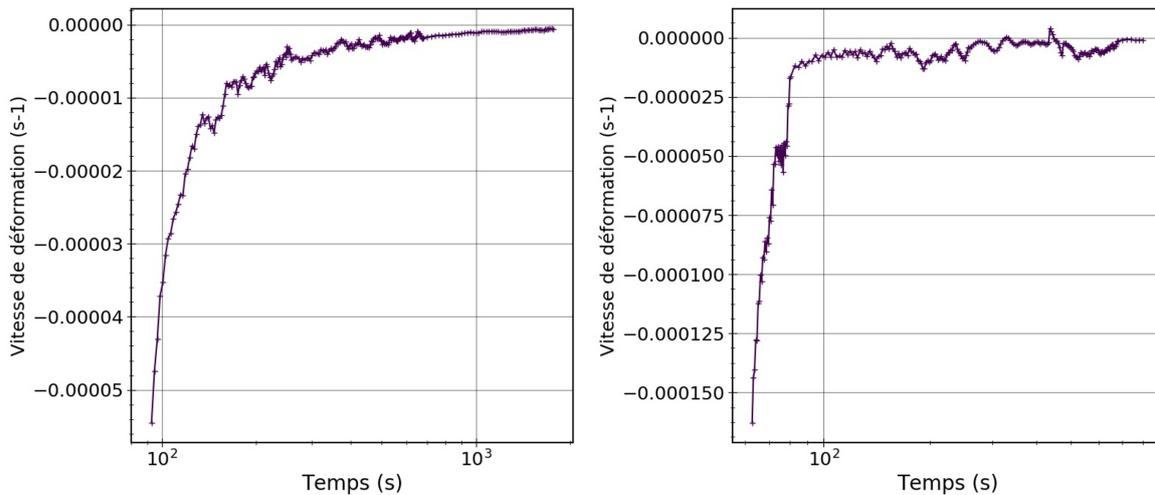


FIGURE 64 – Vitesse de déformation lors des phases de fluage sur éprouvette de 5 mm d'épaisseur à une contrainte en valeur absolue normalisée de 0,79 et une orientation de  $0^\circ$  (à gauche) et pour une contrainte en valeur absolue normalisée de 0,55 et une orientation de  $90^\circ$  (à droite).

### 3.1.3 Essais de fluage-recouvrance-cyclique

Des essais FRC en compression ont été réalisés sur des éprouvettes de 5 mm d'épaisseur sur gamme de contrainte de  $|\sigma|_{norm} = 0,07$  à  $|\sigma|_{norm} = 0,79$  pour l'éprouvette  $0^\circ$  et de  $|\sigma|_{norm} = 0,07$  à  $|\sigma|_{norm} = 0,55$  pour l'éprouvette  $90^\circ$ . Ces essais ont été réalisés avec une vitesse de charge et de décharge  $|\dot{\sigma}|_{norm} = 0,01$  entre les paliers de fluage et de recouvrance. Ce type d'essai consiste à appliquer de paliers de compression d'amplitude croissante avec des phases de recouvrance intermédiaires, puis des paliers d'amplitude décroissante avec des phases de recouvrance intermédiaires. Chaque palier est doublé pour tenter notamment de séparer les effets viscoélastiques des effets (visco-)plastiques (en supposant qu'il n'y a pas d'évolution de la plasticité lors du deuxième palier, au moins jusqu'à un certain niveau de chargement). Les durées des phases de fluage/recouvrance appliquées sont de 13 min. La Figure 65 représente les résultats obtenus en compression pour des éprouvettes d'orientation  $0^\circ$  et  $90^\circ$ . Globalement, il est possible d'observer :

- la présence d'une déformation non nulle à la fin des phases de recouvrance pour les deux orientations à partir d'un certain niveau de chargement, pouvant être liée à

de la plasticité ou de la viscoélasticité long terme ;

- et, une vitesse de déformation non nulle lors des phases de fluage et de recouvrement confirmant un comportement visqueux du matériau ; la vitesse de fluage est d'autant plus rapide que le niveau de contrainte est élevé (en valeur absolue).

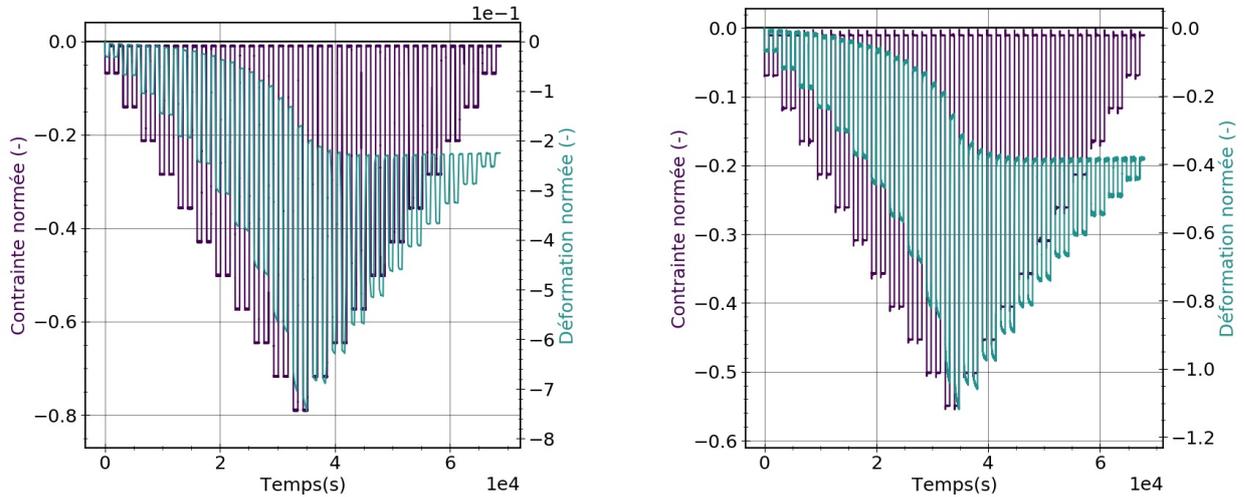


FIGURE 65 – Résultats des essais FRC en compression pour des éprouvettes d'orientations  $0^\circ$  (à gauche) et  $90^\circ$  (à droite) d'épaisseur 5 mm, avec une durée des phases de fluage et de recouvrement de 13 min et une vitesse de charge-décharge de  $|\dot{\sigma}|_{norm} = 0,01$ .

La Figure 66 présente les courbes contrainte-déformation associées. D'après ces résultats, la réponse est différente entre les orientations  $0^\circ$  et  $90^\circ$ .

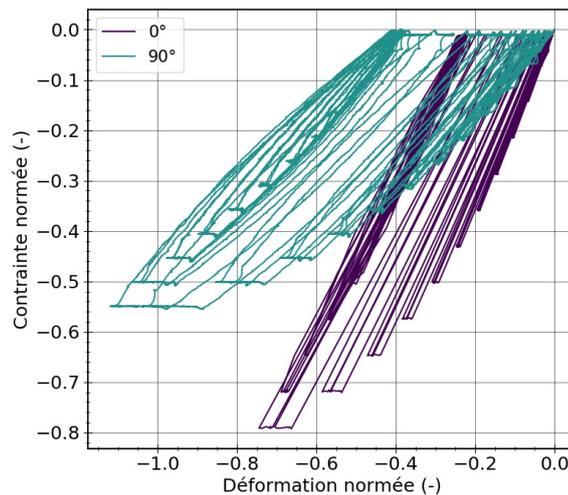


FIGURE 66 – Courbes contrainte-déformation des essais FRC en compression pour des éprouvettes d'orientations  $0^\circ$  et  $90^\circ$  d'épaisseur 5 mm, avec une durée des phases de fluage et de recouvrement de 13 min et une vitesse de charge/décharge  $|\dot{\sigma}|_{norm} = 0,01$ .

La Figure 67 représente la déformation résiduelle obtenue en compression à l'issue du recouvrement, en fonction du niveau de chargement appliqué lors des phases de fluage.

Si l'on fait l'hypothèse que les déformations d'origine visqueuse ont été recouvrées à court terme, la déformation résiduelle correspondrait à de la déformation plastique. Sur la Figure 65, la déformation résiduelle n'évolue plus lors des blocs de chargement succédant à celui correspondant au niveau de contrainte maximale en valeur absolue le plus élevé, liée à la présence potentielle d'un écrouissage cinématique ou isotrope. La ligne noire représente l'incertitude sur la déformation qui est de  $\pm 5 \times 10^{-4}$  (-). On considère que la limite d'élasticité globale correspond à la contrainte pour laquelle la déformation résiduelle calculée est supérieure en valeur absolue à cette incertitude. D'après les résultats, la limite d'élasticité initiale correspond à une contrainte normée comprise dans l'intervalle  $|\sigma|_{norm} = [0,17; 0,21]$  pour  $90^\circ$  et dans l'intervalle  $|\sigma|_{norm} = [0,36; 0,43]$  pour  $0^\circ$ . Le matériau a donc une limite d'élasticité anisotrope. La Figure 67 met en évidence un écrouissage non-linéaire. Si on compare la déformation résiduelle après les deux paliers au même niveau de chargement, la différence devient significative (supérieure à  $5 \times 10^{-4}$  (-)) pour un niveau de contrainte normée supérieure à  $|\sigma|_{norm} = 0,64$  pour  $0^\circ$  et  $|\sigma|_{norm} = 0,4$  pour  $90^\circ$ . Cette différence peut être due aux déformations d'origine visqueuse qui n'auraient pas été complètement recouvrées avant le deuxième palier et/ou à un écrouissage lors de la décharge entre les deux paliers. En effet, la différence de déformation résiduelle à l'issue des deux paliers devient significative pour les niveaux de contrainte correspondant à plus de deux fois la limite d'élasticité initiale. Au delà de ces niveaux de contrainte, on peut donc supposer que le matériau s'écrouit également lors des phases de décharge avec un écrouissage cinématique.

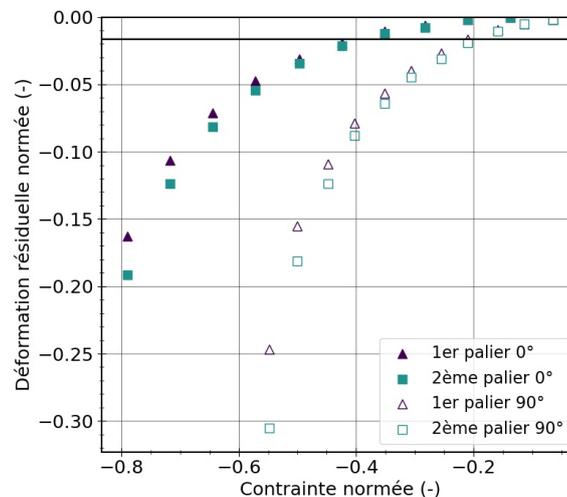


FIGURE 67 – Déformation résiduelle obtenue pour les essais FRC en compression à l'issue des phases de recouvrement en fonction de la contrainte lors des phases de fluage pour chacun des deux paliers, pour des éprouvettes d'orientation  $0^\circ$  et  $90^\circ$  d'épaisseur 5 mm; ligne noire correspondant à l'incertitude de calcul de la déformation par stéréo-corrélation d'images à  $\pm 5 \times 10^{-4}$  (-).

La Figure 68 est un agrandissement des résultats de l'essai FRC pour une éprouvette d'orientation  $90^\circ$ , sur les deux premiers niveaux de chargement et les trois niveaux de chargement les plus élevés. D'après les résultats, l'effet de la viscosité est négligeable en dessous d'un certain niveau de contrainte et visible pour les niveaux supérieurs. Dans

ce dernier cas, pour deux paliers de fluage successifs à une même valeur en contrainte, l'évolution de la déformation lors de ces phases de fluage est différente. Cette différence est observable à partir d'un certain niveau de chargement. Elle peut être due à un recouvrement incomplet de la déformation viscoélastique lors de la phase de recouvrement avant le deuxième palier de fluage et/ou à un effet de la plasticité sur la viscoélasticité. Cette évolution de la déformation lors de la phase de fluage est également différente si on compare les paliers à une contrainte donnée lors de la phase aller (évolution croissante des paliers de chargement) et de la phase retour (évolution décroissante des paliers de chargement) de l'essai FRC. De plus la cinétique des écoulements visqueux est différente lors de la phase de fluage et lors de la phase de recouvrement qui lui succède pour un même palier considéré. Ces observations mettent en évidence un comportement viscoélastique non-linéaire. Cette viscoélasticité semble être couplée à l'écroutissage. Plus précisément, les résultats suggèrent que la rigidité viscoélastique diminue quand la variable d'écroutissage augmente.

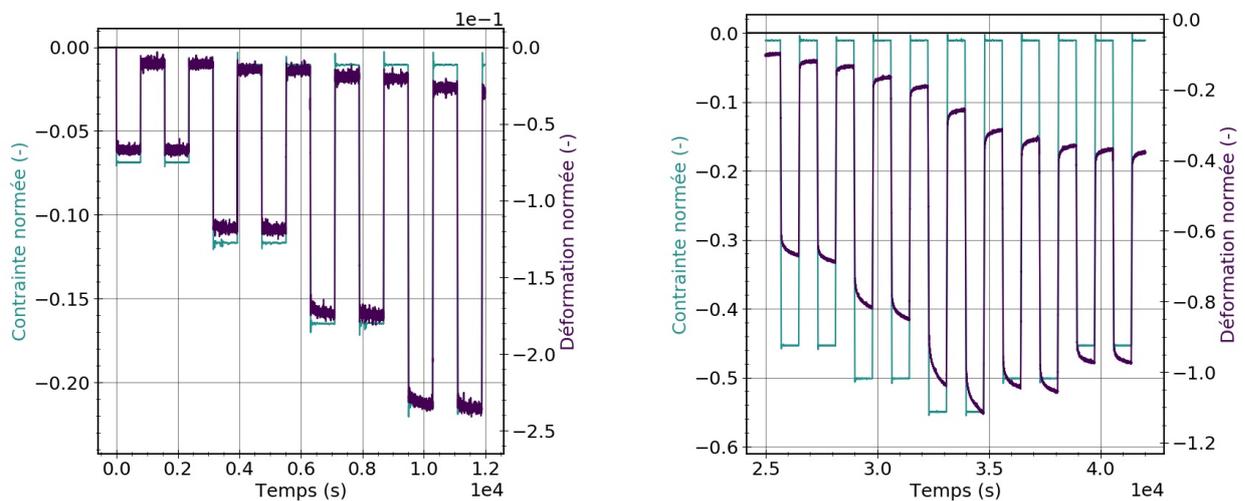


FIGURE 68 – Agrandissement des résultats en déformation des essais FRC en compression pour une éprouvette d'orientation  $90^\circ$  d'épaisseur 5 mm, avec une durée des phases de fluage et de recouvrance de 13 min et une vitesse de charge/décharge  $|\dot{\sigma}|_{norm} = 0,01$  ; observation des résultats pour les niveaux de contrainte les plus faibles (à gauche) et les niveaux de contrainte les plus élevés (à droite).

Un essai FRC en traction a également été réalisé sur des éprouvettes d'orientations  $0^\circ$  et  $90^\circ$ , d'épaisseur 5 mm avec la même vitesse de sollicitation qu'en compression. L'objectif de ces essais est de comparer la limite d'élasticité en traction et en compression pour une orientation d'éprouvette donnée. Les contraintes maximales appliquées pour les essais FRC en traction ont été choisies pour qu'elles soient légèrement supérieures à la limite d'élasticité déterminée par [Leveuf, 2017] en traction pour un matériau proche : environ  $|\sigma|_{norm} = 0,17$  pour  $0^\circ$  et environ  $|\sigma|_{norm} = 0,34$  pour  $90^\circ$ . La réponse en déformation est représentée sur la Figure 69. Pour les niveaux de chargement atteints à l'issue des phases de recouvrement, la déformation résiduelle n'excède pas  $5 \times 10^{-4}$  (-). Il est donc difficile de conclure sur les valeurs de la limite d'élasticité en traction. On peut juste dire qu'elle est supérieure ou égale à 0,17 ou à 0,34 pour les orientations de 0 et  $90^\circ$ , respectivement,

c'est-à-dire au moins aussi élevée qu'en compression. Pour des raisons de disponibilité de la machine d'essais, il n'a pas été possible de réaliser de nouveaux essais avec des niveaux de chargement plus élevés.

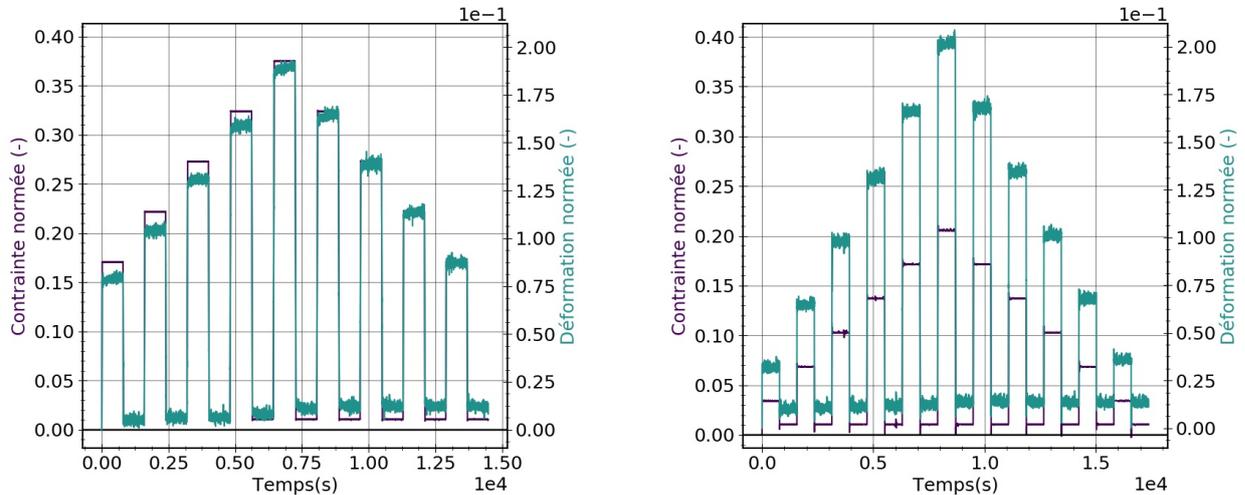


FIGURE 69 – Résultats en déformation des essais FRC en traction pour des éprouvettes d'orientation  $0^\circ$  (à gauche) et d'orientation  $90^\circ$  (à droite), d'épaisseur 5 mm, avec une durée des phases de fluage et de recouvrance de 13 min et une vitesse de sollicitation  $|\dot{\sigma}|_{norm} = 0,01$ .

### 3.1.4 Essais anhystrétiques

Un essai anhystrétique (ANH) à effort imposé correspond à une succession de paliers de fluage à niveau de contrainte croissant suivie d'une succession de paliers de fluage à niveau de contrainte décroissant. Ces essais sont intéressants pour l'étude de la réponse visqueuse (à long terme) en fonction de la contrainte imposée. Des essais ANH en compression puis traction pour des éprouvettes d'orientation  $0^\circ$  et  $90^\circ$ , d'épaisseur 5 mm ont également été réalisés. Des paliers de fluage de 30 min ont été appliqués pour les trois niveaux de contrainte les plus élevés pour tenter de faire en sorte que la vitesse de déformation soit stabilisée. Les résultats sont présentés sur la Figure 70. Pour un niveau de contrainte donné, la vitesse de fluage est différente lors des phases de charge et de décharge à la fois pour la partie en compression et la partie en traction. La non-linéarité de la réponse visqueuse ne dépend pas seulement du niveau de contrainte mais aussi d'une autre variable liée potentiellement à la plasticité.

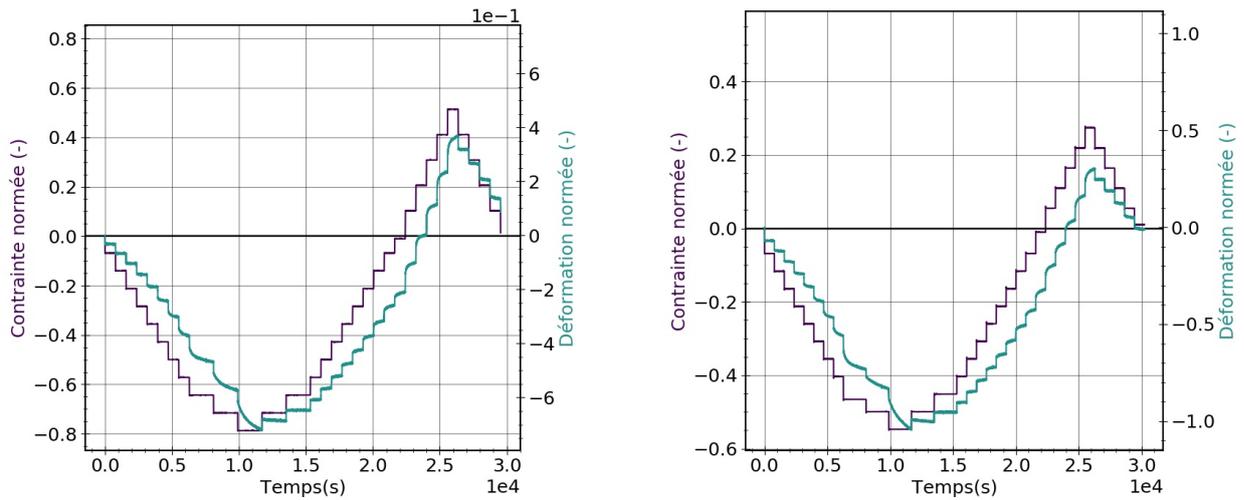


FIGURE 70 – Résultat en déformation des essais ANH en compression puis traction pour des éprouvettes d'orientations  $0^\circ$  (à gauche) et  $90^\circ$  (à droite) d'épaisseur 5 mm, avec une durée des phases de fluage de 13 min puis 30 min pour les trois niveaux de chargement les plus élevés en valeur absolue et une vitesse de charge/décharge de  $|\dot{\sigma}|_{norm} = 0,01$ .

### 3.1.5 Essais cycliques

L'objectif du modèle est principalement la prévision du comportement cyclique du matériau pour des applications en fatigue. La Figure 71 représente l'évolution du module sécant, de l'aire des boucles d'hystérésis et de la déformation moyenne au cours des 30 cycles d'un essai d'auto-échauffement à différents niveaux de contrainte, pour un rapport de charge  $R = 10$ , une orientation  $0^\circ$  et une fréquence de chargement de  $2 \text{ Hz}$ . Les deux niveaux de contrainte les plus bas sont inférieurs à la limite d'élasticité globale et ils appartiennent au début du régime I de la courbe d'auto-échauffement, identifié graphiquement. Les deux niveaux de contrainte les plus élevés sont supérieurs à la limite d'élasticité globale, dont un ( $|\sigma|_{norm} = 0,64$ ) se situe à la fin du régime I et l'autre ( $|\sigma|_{norm} = 0,74$ ) au début du régime II. Pour chacun des niveaux de contrainte la durée de vie en fatigue est supérieure à  $10^6$  cycles.

Le module sécant (Figure 71 a)) n'évolue pas au cours des 30 cycles pour chacun des niveaux de chargement. On peut observer une baisse de raideur sécante avec l'augmentation de la contrainte maximale en valeur absolue à cause de la déformation plastique notamment. L'aire de boucle d'hystérésis (Figure 71 b)) se stabilise au bout du 4<sup>ème</sup> cycle quelle que soit l'amplitude du chargement et augmente avec le niveau de contrainte. La déformation moyenne (Figure 71 c)) évolue très peu pour les deux niveaux de contrainte censés être inférieurs à la limite d'élasticité. En valeur absolue, cette déformation moyenne augmente pour les deux autres niveaux de contrainte supérieurs à la limite d'élasticité. L'analyse de l'évolution de ces grandeurs sur un plus grand nombre de cycles est présentée dans le Chapitre 2. L'effet du rapport de charge  $\gamma$  est également discuté.

La déformation résiduelle pour chacun des niveaux de contrainte a été relevée à la fin du recouvrement avant de lancer l'essai du niveau de contrainte suivant.

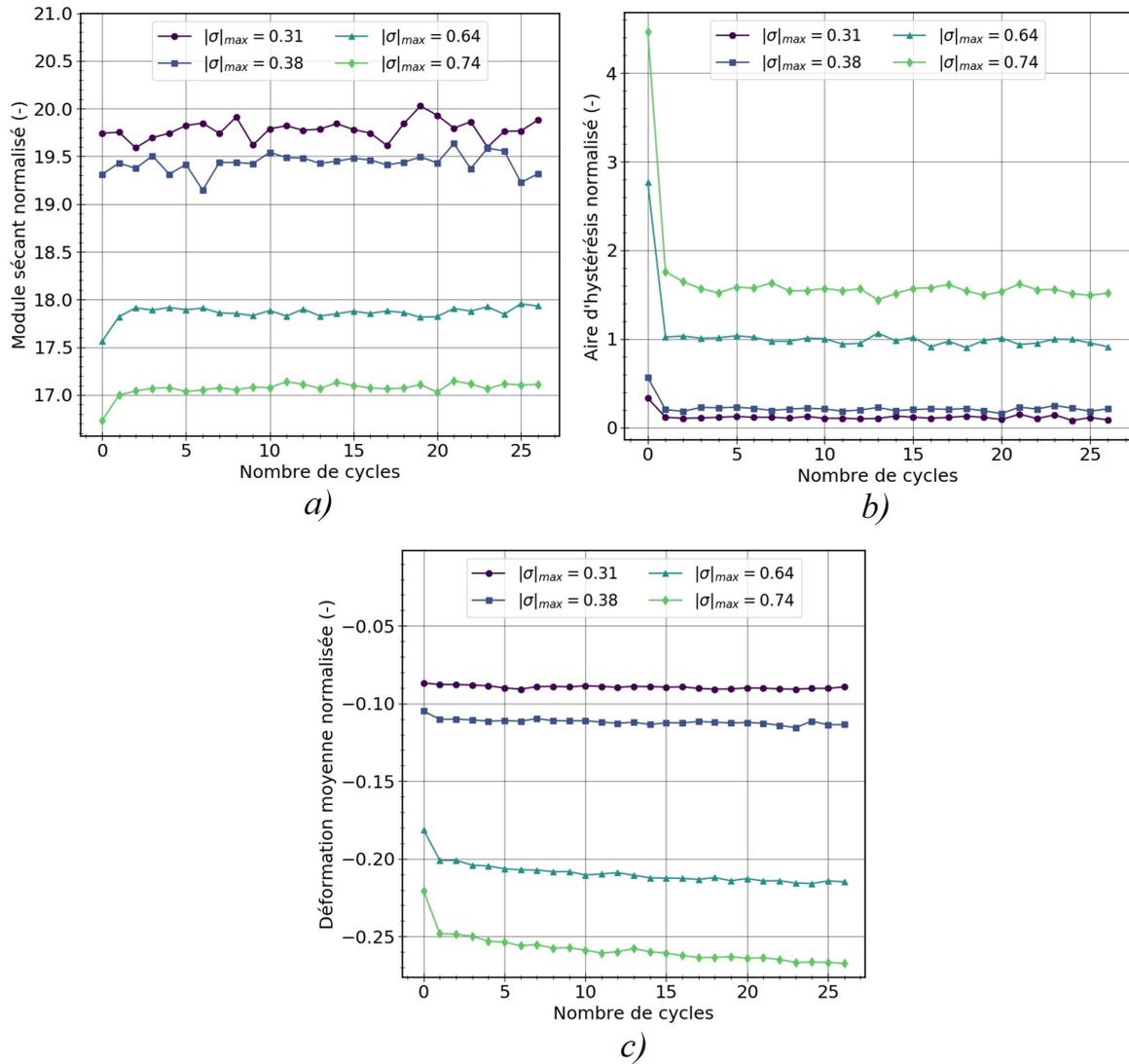


FIGURE 71 – Module sécant a), aire de boucle d’hystérésis b) et déformation moyenne c) au cours des blocs de 30 cycles appliqués lors d’un essai d’auto-échauffement pour différentes contraintes maximales (en valeur absolue) appliquées, un rapport de charge  $R = 10$ , des éprouvettes de 5 mm d’épaisseur et d’orientation  $0^\circ$  et une fréquence de chargement de  $2 \text{ Hz}$ .

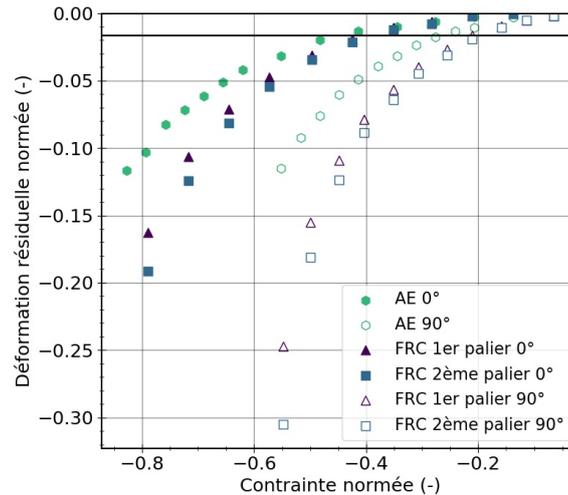


FIGURE 72 – Déformation résiduelle obtenue à l’issue du recouvrement entre deux blocs successifs pour les essais d’auto-échauffement en compression en fonction du niveau de chargement maximal en valeur absolue atteint pour un rapport de charge  $R = 10$ , des éprouvettes d’orientation  $0^\circ$  et  $90^\circ$  d’épaisseur 5 mm ; la ligne noire à correspond à l’incertitude sur la mesure de la déformation à  $\pm 5 \times 10^{-4}(-)$  ; comparaison avec les résultats des essais FRC.

La Figure 72 représente la déformation résiduelle en fonction de la contrainte maximale en valeur absolue appliquée lors des essais d’auto-échauffement pour un rapport de charge  $R = 10$  et des éprouvettes d’orientations  $0^\circ$  et  $90^\circ$  d’épaisseur 5 mm. Ces déformations résiduelles sont comparées à celles obtenues pour les essais FRC. D’après les résultats, la limite d’élasticité déterminée à partir des essais d’auto-échauffement (contrainte pour laquelle la déformation résiduelle est supérieure en valeur absolue à  $\pm 5 \times 10^{-4}(-)$ ) est cohérente avec celle obtenue avec les essais FRC. On peut également remarquer que pour un niveau de contrainte donnée, la déformation résiduelle est plus basse pour les essais d’auto-échauffement que pour les essais FRC. Cela pourrait être dû à la déformation viscoélastique qui n’est pas totalement recouverte à la fin des phases de recouvrement pour les essais FRC et qui s’accumulerait.

La Figure 73 représente les déformations minimale (sans la partie élastique, calculée à partir de la contrainte minimale et de la rigidité élastique évaluée à partir des essais de compression monotone) et résiduelle après recouvrement et l’évolution du module sécant, calculé à partir des déformations minimale et maximale, en fonction de la contrainte maximale en valeur absolue appliquée lors d’un essai d’auto-échauffement pour une orientation  $0^\circ$  et un rapport de charge  $R = 3$ . Toutes ces grandeurs ont été déterminées lors du dernier cycle de chargement ( $30^{eme}$  cycle). En comparant la déformation minimale pour laquelle la déformation élastique est enlevée, et la déformation résiduelle après une phase de recouvrement, il est possible de remarquer que la déformation recouverte est quasi nulle. Ensuite, la figure de droite montre que le module sécant n’évolue pas ou très peu jusqu’à un niveau de contrainte  $|\sigma|_{norm} = 0,4$ , qui correspond à la limite d’élasticité globale puis il diminue pour des niveaux de contrainte supérieurs.

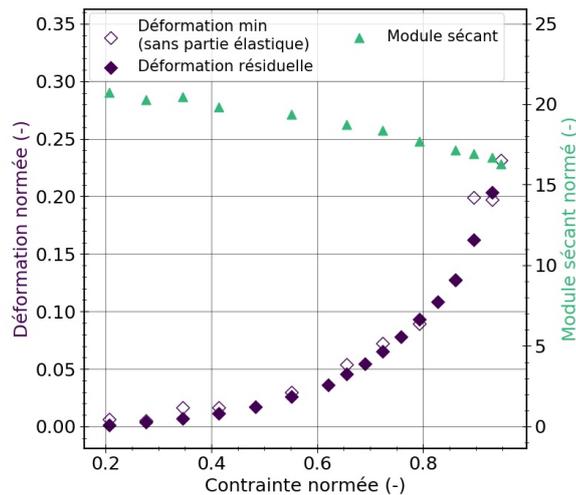


FIGURE 73 – Déformation minimale sans la partie élastique et déformation résiduelle en fonction de la contrainte maximale en valeur absolue (toutes les déformations sont en valeur absolue) et évolution du module sécant en fonction de la contrainte maximale en valeur absolue lors d’un essai d’auto-échauffement pour une orientation  $0^\circ$ , un rapport de charge  $R = 3$  et une fréquence  $4 \text{ Hz}$ ; la ligne noire correspond à l’incertitude de calcul des déformations.

Au cours des essais cycliques, la dissipation intrinsèque est également déterminée par un suivi thermique, comme présenté dans le Chapitre 2. Cette grandeur sera également utilisée dans la démarche d’identification de la loi de comportement. Du fait des incertitudes de calcul sur les aires de boucle, on ne peut pas étudier le rapport entre cette aire de boucle (liées à une incertitude de quelques ms sur le recalage des données de contrainte et de déformation) et la dissipation intrinsèque pour évaluer la part d’énergie stockée lors des essais cycliques, son évolution au cours des cycles et en fonction du niveau de contrainte appliquée.

### 3.1.6 Bilan

L’analyse de la réponse mécanique du matériau aux différents types d’essais réalisés permet de conclure que le comportement du matériau comprend :

- une partie élastique anisotrope ;
- une partie plastique anisotrope avec un écrouissage non-linéaire qui semble être essentiellement de nature cinématique ;
- une partie viscoélastique non-linéaire (supposée isotrope) qui semble être liée à de l’écrouissage cinématique.

La réponse élastique semble également être symétrique traction-compression pour les orientations  $0^\circ$  et  $90^\circ$ .

## 3.2 Modélisation du comportement des thermoplastiques renforcés de fibres courtes

Dans cette partie, un état de l'art des différentes approches utilisées dans la littérature pour modéliser le comportement mécanique de matériaux thermoplastiques semi-cristallins renforcés de fibres courtes est réalisé. Dans un premier temps, les approches phénoménologiques employées pour les thermoplastiques semi-cristallins puis pour les thermoplastiques renforcés de fibres courtes sont présentées. Dans un second temps, les approches micromécaniques sont abordées, notamment l'homogénéisation (champ moyen) pour l'élasticité, la viscoélasticité et la plasticité.

### 3.2.1 Approches phénoménologiques

Pour modéliser le comportement de matériaux thermoplastiques renforcés, des approches de type phénoménologique peuvent être trouvées dans la littérature. Bien que phénoménologiques, certains de ces modèles tentent d'apporter des éléments de compréhension sur les mécanismes physiques microscopiques de déformation et/ou d'endommagement. Les modélisations appliquées aux thermoplastiques semi-cristallins non renforcés sont, dans un premier temps, présentées. Dans un second temps, les approches phénoménologiques appliquées aux thermoplastiques renforcés de fibres courtes sont décrites.

#### 3.2.1.1 Thermoplastiques semi-cristallins

Il y a deux catégories de modélisations phénoménologiques pour les thermoplastiques semi-cristallins suivant qu'elles distinguent les mécanismes intervenant dans les phases amorphe et cristalline, ou que les mécanismes ne soient associés à aucune phase en particulier.

Dans certains cas, les comportements de la phase amorphe et de la phase cristalline sont décrits séparément en mettant en parallèle des blocs associés à chacune des phases, comme spécifié dans [Ayoub et al., 2010], [Détrez, 2008] et [Parenteau, 2009]. La phase amorphe est généralement décrite par des blocs élastique, viscoélastique linéaire ou non-linéaire, et la phase cristalline est décrite, le plus souvent, par des blocs viscoplastique avec de l'endommagement. Les inconvénients de ces modèles sont le nombre de paramètres utilisés (15 paramètres dans [Détrez, 2008] et une vingtaine dans [Ayoub et al., 2010]), et le manque de précision sur la description des phases de décharge lorsque les niveaux de chargement appliqués sont élevés. Ce point peut être amélioré par l'ajout de viscosité non-linéaire. Une différenciation des lois d'écoulement en charge ou en décharge, comme proposé dans [Colak, 2005], permettrait également d'améliorer cette description.

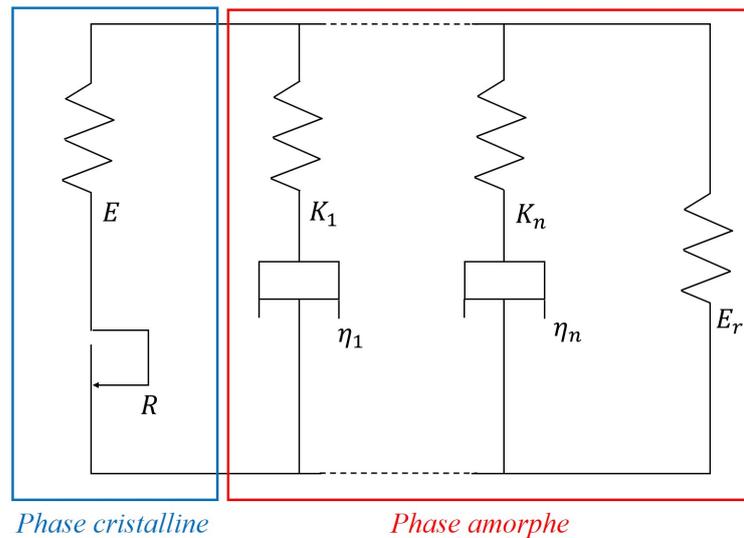


FIGURE 74 – Schéma rhéologique du modèle proposé par [Détrez, 2008] distinguant les mécanismes en fonction de la phase cristalline et amorphe.

D'autres modèles traitent le matériau comme un matériau homogène équivalent et ne cherchent pas à décrire le comportement de chacune des phases. [Kichenin, 1992] étudie le comportement d'un polyéthylène pour des chargements statiques à faible niveau de contrainte et de déformation. Des essais de traction-relaxation-recouvrance ont permis de découpler les mécanismes visqueux et plastiques. Il propose de mettre en parallèle une branche plastique écouissable (écrouissage cinématique linéaire) avec une branche viscoplastique non-linéaire (potentiel de Norton-Hoff). [Boisot, 2009] propose de décrire la déformation d'un polyamide PA11 en une composante élastique et une composante inélastique. La composante inélastique est décrite par une loi viscoplastique avec un potentiel de Norton-Hoff et un écouissage isotrope. Pour ne pas représenter les phénomènes visqueux découplés de la plasticité (purements viscoélastiques), une limite d'élasticité basse est prévue, comme ce qui est fait par [Kichenin, 1992]. Une amélioration possible, mise en oeuvre par [Ben Hadj Hamouda et al., 2007] dans l'étude du comportement d'un MDPE, est de distinguer deux composantes dans la déformation inélastique. [Ben Hadj Hamouda et al., 2007] trouvent une bonne corrélation entre ce modèle et des essais de traction-fluage-recouvrement mais ne l'a pas confronté à des essais de charge/décharge. Le double mécanisme rappelle celui de [Regrain, 2009] pour un PA6 mais sans association des mécanismes viscoplastiques aux phases cristallines ou amorphe. [Ghorbel, 2008] propose également une décomposition de la déformation en une partie élastique et une partie inélastique pour l'étude du comportement de semi-cristallins pour des petites déformations. La déformation inélastique est aussi décrite par une loi d'écoulement viscoplastique de type Norton-Hoff lorsque le critère de plasticité proposé est dépassé. [Laurin et al., 2007] proposent une modélisation du caractère visqueux non-linéaire de matériaux polymères en faisant l'hypothèse qu'il est constitué de plusieurs blocs viscoélastiques non-linéaires avec des temps caractéristiques répartis suivant une évolution de type spectrale. La plasticité est vue comme étant une déformation viscoélastique avec un temps caractéristique grand par rapport à l'échelle de temps étudiée. La non linéarité est définie via une fonction de la contrainte appliquée

à la rigidité viscoélastique. Ce modèle est intéressant pour décrire la viscoélasticité à la fois pour des temps caractéristiques courts et longs. [Ilioni et al., 2018] proposent également d'utiliser un bloc viscoélastique spectral pour un adhésif enrichi avec une partition des parties déviatoire et sphérique du comportement. [Nguyen et al., 2013] modélisent le comportement cyclique d'un PEHD avec une contribution de la viscoélasticité non-linéaire en séparant les réponses volumique et déviatoire. L'objectif des travaux de [Nguyen et al., 2013] est de décrire l'effet du rochet à l'état stabilisé du matériau, la déformation moyenne ainsi que les boucles d'hystérésis.

### 3.2.1.2 Thermoplastiques semi-cristallins renforcés de fibres courtes

Il existe des modèles phénoménologiques décrivant le comportement des thermoplastiques renforcés de fibres courtes. Par exemple, [Remond, 2005] montre l'incapacité des modélisations viscoélastiques de type Maxwell, Zener et Zener-Weber à décrire de manière satisfaisante la réponse mécanique cyclique pour des chargements complexes sans prendre en compte la microstructure. [Chaboche, 1997] propose d'utiliser un modèle élasto-viscoplastique pour les composites à matrice polymère avec une loi de Norton-Hoff et un écrouissage isotrope associé à plusieurs écrouissages cinématiques. Ce modèle permet de bien décrire les phénomènes visqueux et la plasticité cyclique. [Andriyana et al., 2010] ont proposé un modèle phénoménologique pour la description du comportement d'un thermoplastique renforcé de fibres courtes de verre, en grandes déformations. Dans ce modèle, il est supposé que le matériau est composé d'une phase matricielle viscoélastique isotrope et d'une phase fibre à laquelle est liée un volume de matrice, appelé interphase. Cette phase est supposée avoir un comportement élasto-plastique anisotrope. Le modèle permet ainsi de décrire avec une certaine précision la réponse cyclique du matériau. [Launay et al., 2011] ont développé un modèle permettant de décrire le comportement cyclique d'un thermoplastique PA66 renforcé de fibres courtes de verre, pour une application automobile. Le modèle décrit de manière satisfaisante la réponse mécanique du matériau pour des chargements complexes en traction. Il tient compte de la viscoélasticité (sur deux échelles de temps), de la viscoplasticité via une loi d'écrouissage cinématique non-linéaire associée à une loi d'écoulement visqueux, et de l'adoucissement cyclique. [Leveuf et al., 2020] et [Navrátil et al., 2020] se sont appuyés sur les travaux de [Launay et al., 2011] pour développer un modèle décrivant le comportement cyclique d'un PEEK CF30, pour des chargements en traction uniaxiale avec des historiques complexes. [Leveuf et al., 2020] présentent une formulation unidirectionnelle du modèle phénoménologique, schématisé sur la Figure 75. Le modèle est développé dans le cadre thermodynamique des matériaux standards généralisés défini par [Halphen and Son Nguyen, 1975]. Le comportement du matériau est modélisé par une partie élastique, une partie plastique avec un écrouissage cinématique et une partie viscoélastique couplée à l'écrouissage cinématique.

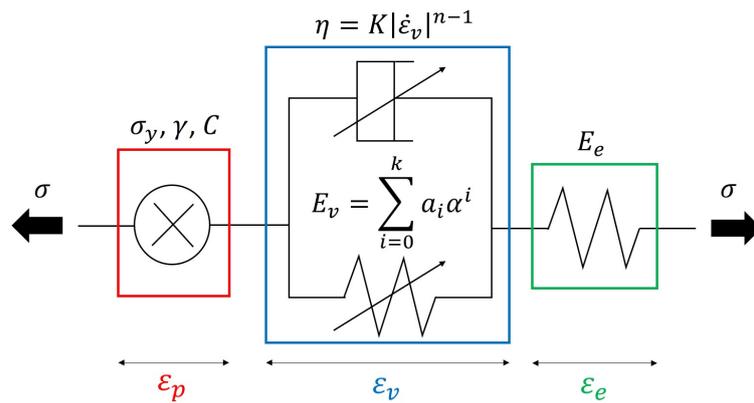


FIGURE 75 – Schéma rhéologique 1D du modèle proposé par [Leveuf et al., 2020].

[Navrátil et al., 2020] proposent une formulation tridimensionnelle anisotrope du modèle pouvant être utilisé dans le cadre industriel pour simuler des pièces ayant des géométries complexes. Ce modèle est une généralisation du modèle unidimensionnel proposé par [Leveuf et al., 2020]. L'anisotropie liée à la distribution d'orientation des fibres est intégrée, par l'intermédiaire du tenseur d'orientation des fibres d'ordre 2, dans la partie élastique et la partie plastique du modèle. Ces modèles sont généralement identifiés en considérant un matériau homogène équivalent auquel un tenseur d'orientation moyen est attribué ; autrement dit, l'influence du gradient de la distribution d'orientation des fibres selon l'épaisseur n'est pas prise en compte.

### 3.2.2 Approches micromécaniques

Le matériau de l'étude est composé de deux phases : une phase matricielle avec un comportement fortement non-linéaire et une phase de renfort constituée de fibres courtes de carbone dont le comportement peut être considéré comme parfaitement élastique. L'approche micromécanique consiste à décrire la réponse mécanique du matériau composite à un chargement macroscopique, à partir de la connaissance de la microstructure et des paramètres constitutifs de chaque phase. Il existe deux types d'approche d'homogénéisation : en champs complets et en champs moyens. La première approche permet d'accéder à l'état mécanique local de chacune des phases du matériau ainsi qu'aux interfaces. Cependant, elle est coûteuse en temps de calcul et elle est difficilement applicable dans un cadre industriel. Une approche en champs moyens permet d'obtenir les réponses mécaniques moyennes de chaque phase et de l'ensemble. C'est pourquoi, dans le cadre de cette thèse, les méthodes d'homogénéisation en champs moyens ont été privilégiées. Ces méthodes s'appuient sur la notion de Volume Elementaire Représentatif (VER), assez grand devant les hétérogénéités du matériau pour considérer la réponse mécanique moyenne comme représentative de la réponse mécanique homogénéisée.

### 3.2.2.1 Problème d'homogénéisation dans le cadre élastique

Le problème d'homogénéisation fait apparaître la localisation des contraintes et des déformations. Les déformations dans chaque phase peuvent être définies connaissant la déformation macroscopique imposée  $\underline{\underline{E}}$  :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^i = \frac{1}{V_p} \int_i \underline{\underline{\varepsilon}}(\mathbf{x}) d\mathbf{x} = \underline{\underline{L}}^i : \underline{\underline{E}} \quad (46)$$

avec  $i$  représentant la phase matrice ou la phase fibre,  $V_p$  le volume occupé par la phase  $i$  et  $\mathbf{x}$  un vecteur position donné. Étant donné que le problème est considéré comme linéaire, il est possible de déduire le tenseur de localisation  $\underline{\underline{L}}^i$  pour chacune des phases  $i$ . La contrainte macroscopique  $\underline{\underline{\Sigma}}$  peut être définie par :

$$\underline{\underline{\Sigma}} = \underline{\underline{C}}^{eff} : \underline{\underline{E}}, \quad \underline{\underline{C}}^{eff} = \sum_p y^i \underline{\underline{C}}^i : \underline{\underline{L}}^i \quad (47)$$

avec  $\underline{\underline{C}}^{eff}$  le tenseur de rigidité (effectif) homogénéisé,  $\underline{\underline{C}}^i$  le tenseur de rigidité de la phase  $i$ ,  $y^i$  la fraction volumique de la phase  $i$ . La résolution du problème d'homogénéisation consiste à déterminer le tenseur de localisation de la déformation ou, pour un chargement à contrainte imposée, du tenseur de concentration de contrainte [Bensahkoun, 2006], [Bornert et al., 2001].

#### Problème d'Eshelby et modèle haute dilution

[Eshelby, 1957] s'est intéressé au problème suivant : soit une inclusion  $I$  de forme ellipsoïdale dans une matrice infinie et homogène  $\Omega$  dont le module élastique est égal à celui de l'inclusion. Cette inclusion possède une déformation libre uniforme, notée  $\underline{\underline{\varepsilon}}_L$ , comme la dilatation thermique, par exemple. La déformation de l'inclusion  $\underline{\underline{\varepsilon}}_I$  est également homogène et est linéairement reliée à  $\underline{\underline{\varepsilon}}_L$  par le tenseur d'Eshelby  $\underline{\underline{S}}$  dépendant du module du milieu  $\Omega$ , de la forme et de l'orientation de l'inclusion :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}_I = \underline{\underline{S}} : \underline{\underline{\varepsilon}}_L \quad (48)$$

Si le module élastique de l'inclusion  $\underline{\underline{C}}_I$  est différent de celui de la matrice  $\underline{\underline{C}}_\Omega$ , la déformation de l'inclusion dépend linéairement de la déformation imposée  $\underline{\underline{E}}$ , telle que :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}_I = \underline{\underline{L}}_I : \underline{\underline{E}} \quad (49)$$

avec  $\underline{\underline{L}}_I$  le tenseur de localisation :

$$\underline{\underline{L}}_I = \left[ \underline{\underline{I}} + \underline{\underline{H}}_I : \left( \underline{\underline{C}}_I - \underline{\underline{C}}_\Omega \right) \right]^{-1} \quad (50)$$

où est  $\underline{\underline{I}}$  le tenseur identité d'ordre 4,  $\underline{\underline{H}}_I$  est le tenseur de Hill, décrivant la réaction de la matrice sur la fibre et défini par  $\underline{\underline{H}}_I = \underline{\underline{C}}_\Omega : \left( \underline{\underline{S}}^{-1} - \underline{\underline{I}} \right)$ . Pour un composite ayant une faible fraction volumique de fibres ainsi que des fibres toutes éloignées et isolées des autres avec des propriétés géométriques identiques, il est possible de relier les contraintes macroscopiques et les déformations macroscopiques, avec la relation ci-dessous :

$$\underline{\underline{\Sigma}} = \left[ \underline{\underline{C}}_\Omega + y_f \left( \underline{\underline{C}}_I - \underline{\underline{C}}_\Omega \right) : \underline{\underline{L}}_I \right] : \underline{\underline{E}} \quad (51)$$

avec  $y_f$  la fraction volumique des fibres. D'après [Bornert et al., 2001], la fraction volumique ne devrait pas excéder quelques pourcents, théoriquement, pour pouvoir appliquer cette relation. Ce modèle est appelé *haute dilution*.

### Intéactions entre les inclusions : modèle de Mori et Tanaka, de Ponte Castañeda et Willis, et autocohérent

Si la fraction volumique d'inclusions de mêmes forme, orientation et géométrie est plus élevée que quelques pourcents, des interactions entre les inclusions sont présentes.

[Mori and Tanaka, 1973] proposent une approche basée sur la considération d'une fraction volumique d'inclusions de même forme sphéroïdale et de même orientation dans une matrice infinie. Cette fraction volumique d'inclusions  $Y_I$  peut être décomposée en plusieurs sous-famille d'inclusions de fraction volumique  $y_I^j$  de rigidité  $\underline{\underline{C}}_I^j$ , telle que  $Y_I = \sum_j y_I^j$  avec  $j$  un entier correspondant au nombre de sous-familles d'inclusions. Le principe d'homogénéisation de Mori-Tanaka repose sur la détermination d'une inclusion ellipsoïdale unique équivalente dans une matrice supposée infinie pour chaque famille d'inclusions en supposant que cette inclusion est soumise au champ de déformation homogène moyen dans la matrice. Le tenseur effectif de Mori-Tanaka  $\underline{\underline{C}}_{MT}^{\text{eff}}$  peut s'écrire de la manière suivante :

$$\underline{\underline{C}}_{MT}^{\text{eff}} = \underline{\underline{C}}_{\Omega} - \frac{\left[ \left( \underline{\underline{C}}_{\Omega} - \underline{\underline{C}}_I \right)^{-1} - (1 - Y_I) \underline{\underline{S}} : \underline{\underline{C}}_{\Omega}^{-1} \right]^{-1}}{Y_I} \quad (52)$$

Pour des inclusions de formes diverses, il est nécessaire de donner la distribution spatiale des inclusions.

[Castañeda and Willis, 1995] proposent de considérer les facteurs de forme et les distributions d'orientation d'inclusions de modules différents, en ajoutant explicitement la répartition spatiale. Pour une distribution isotrope du centre des inclusions, le module effectif s'écrit de la manière suivante :

$$\underline{\underline{C}}_{PCW}^{\text{eff}} = \underline{\underline{C}}_{\Omega} + \left[ \left( y_I \left( \underline{\underline{C}}_I - \underline{\underline{C}}_{\Omega} \right) : \left( \underline{\underline{H}} + \underline{\underline{C}}_I \right)^{-1} : \underline{\underline{C}}_{\Omega} : \underline{\underline{S}}^{-1} \right) - \underline{\underline{S}}_d^{-1} \right]^{-1} \quad (53)$$

avec  $\underline{\underline{S}}_d$  le tenseur d'Eshelby associé à une particule sphérique.

Dans le cas d'inclusions plus raides que la matrice, pour les matériaux renforcés, par exemple, l'estimation avec ce modèle correspond à une borne inférieure du tenseur de rigidité élastique effectif et correspond à la borne inférieure de Hashin et Shtrikman [Hashin and Shtrikman, 1963]. Le caractère simplifié de la prise en compte des particules dans ces modèles fait qu'ils ne sont valables que pour des fractions volumiques de fibres modérées, inférieures à 25 % environ. Les valeurs des tenseurs d'Eshelby pour des ellipsoïdes quelconques se calculent numériquement ou analytiquement dans les cas les plus simples. Par exemple, [Tandon and Weng, 1984] les ont calculées dans le cas d'inclusions sphéroïdales dans une matrice élastique isotrope. Dans le cas de particules sphériques et distribuées de manière isotrope, [Benveniste, 1987] a proposé une interprétation physique du modèle de Mori-Tanaka : chaque inclusion se comporte comme si elle était isolée dans une matrice infinie tout en étant soumise à la déformation

effective moyenne de la matrice et non pas au chargement macroscopique comme proposé dans le modèle *haute dilution*. Dans l'étude du comportement de thermoplastiques renforcés de fibres courtes, de nombreux auteurs s'inspirent de cette interprétation physique et utilisent le modèle de Mori-Tanaka [Launay et al., 2011], [Bensahkoun, 2006], [Pierard and Doghri, 2006] en remplaçant l'utilisation du tenseur d'Eshelby pour des inclusions sphériques avec un tenseur d'Eshelby calculé pour des inclusions ellipsoïdales. L'approche de [Castañeda and Willis, 1995] n'est pas utilisable dans ce cas.

Il existe également une méthode d'homogénéisation nommée *autocoherente*. Elle consiste à considérer chaque inclusion comme étant isolée dans un milieu infini dont les propriétés sont celles du composite recherché, caractérisées par le tenseur effectif  $\underline{C}_{AC}^{\text{eff}}$ . Cette méthode est initialement introduite par [Hill, 1965] pour les polycristaux. Le tenseur effectif est déterminé par itération en résolvant l'équation suivante :

$$\left(\underline{C}_{AC}^{\text{eff}} + \underline{H}\right)^{-1} = \langle \underline{C}^{\text{eff}} + \underline{H} \rangle^{-1} \quad (54)$$

avec  $\langle \cdot \rangle$  l'opérateur moyenne.

### Prise en compte de l'orientation des fibres

Les méthodes présentées ci-dessus s'appliquent seulement dans les cas où toutes les fibres sont identiques ; elles sont notamment supposées avoir la même orientation. Or, il a été expliqué dans le Chapitre 1 que la mise en forme par injection induit une distribution d'orientations des fibres de carbone. Deux approches sont possibles pour prendre en compte cette orientation des fibres dans le processus d'homogénéisation.

La première approche se résume à considérer  $N$  familles d'orientations, *i.e.*, de phases distinctes, dont la somme des fractions volumiques est égale à la fraction des fibres, et une phase matrice. Cette approche s'appuie sur les méthodes d'homogénéisation de Mori-Tanaka et de Ponte Castañeda et Willis en considérant une orientation identique dans chaque phase. Cependant, l'inconvénient est la perte de symétrie du tenseur effectif  $\underline{C}^{\text{eff}}$  comme montré dans [Schjødt-Thomsen and Pyrz, 2001].

La seconde approche a été proposée par [Advani and Tucker, 1987] puis formalisée par [Camacho et al., 1990] et a été souvent reprise dans la littérature, comme par [Doghri and Tinel, 2005], [Launay et al., 2011]. Elle consiste en une homogénéisation en deux étapes. Un composite unidirectionnel équivalent est calculé, suivant un des modèles évoqués ci-dessus (Mori-Tanaka en règle générale), pour la première étape. Les propriétés macroscopiques sont ensuite obtenues par pondération tenant compte de la distribution d'orientation des fibres. Il est possible de calculer une moyenne sur le tenseur des souplesses  $\underline{S}^{\text{eff}}$  (borne de Reuss) ou une moyenne sur le tenseur de localisation  $\underline{L}^{\text{eff}}$ , par exemple. Comme proposé dans [Launay et al., 2013a], le tenseur de rigidité élastique macroscopique effective peut être obtenu en faisant la moyenne des rigidités des composites unidirectionnels (UD) équivalents (limite supérieure de Voigt) en fonction de leur orientation :

$$\underline{C}^{\text{eff}} = \int_{\Omega} \underline{C}^{\text{UD}}(\mathbf{p}) \psi(\mathbf{p}) d\omega \quad (55)$$

L'intégrale est exprimée en fonction de  $\underline{\mathbf{a}}^\psi$  et  $\underline{\mathbf{A}}^\psi$ , telle qu'utilisée dans [Mlekusch, 1999], [Régner et al., 2008], [Launay et al., 2013a] :

$$\underline{\underline{\mathbf{C}}}^{\text{eff}} = K_1 \underline{\underline{\mathbf{A}}}^\psi + K_2 (\underline{\mathbf{a}}^\psi \otimes \underline{\mathbf{I}} + \underline{\mathbf{I}} \otimes \underline{\mathbf{a}}^\psi) + K_3 \underline{\underline{\mathbf{D}}}(\underline{\mathbf{a}}^\psi, \underline{\mathbf{I}}) + 3K_4 \underline{\underline{\mathbf{J}}} + 2K_5 \underline{\underline{\mathbf{I}}} \quad (56)$$

avec  $\otimes$  qui désigne le produit tensoriel.  $\underline{\mathbf{I}}$  est le tenseur identité d'ordre 2.  $\underline{\underline{\mathbf{D}}}$  est un opérateur appliqué aux tenseurs d'ordre 2 défini par  $D_{ijkl}(\underline{\mathbf{a}}, \underline{\mathbf{b}}) = a_{ik}b_{jl} + a_{il}b_{jk} + a_{jl}b_{ik} + a_{jk}b_{il}$ .  $\underline{\underline{\mathbf{J}}}$  est le projecteur sphérique. Les constantes  $K_i$  avec  $i \in [1,5]$  sont données par [Tandon and Weng, 1984] :

$$\begin{aligned} K_1 &= C_{1111}^{\text{UD}} - 2C_{1122}^{\text{UD}} + C_{2233}^{\text{UD}} - 4C_{1212}^{\text{UD}} + 2C_{2323}^{\text{UD}} \\ K_2 &= C_{1122}^{\text{UD}} - C_{2233}^{\text{UD}} \\ K_3 &= C_{1212}^{\text{UD}} - C_{2323}^{\text{UD}} \\ K_4 &= C_{2323}^{\text{UD}} \\ K_5 &= C_{2323}^{\text{UD}} \end{aligned} \quad (57)$$

L'homogénéisation en deux étapes est illustrée sur la Figure 76.

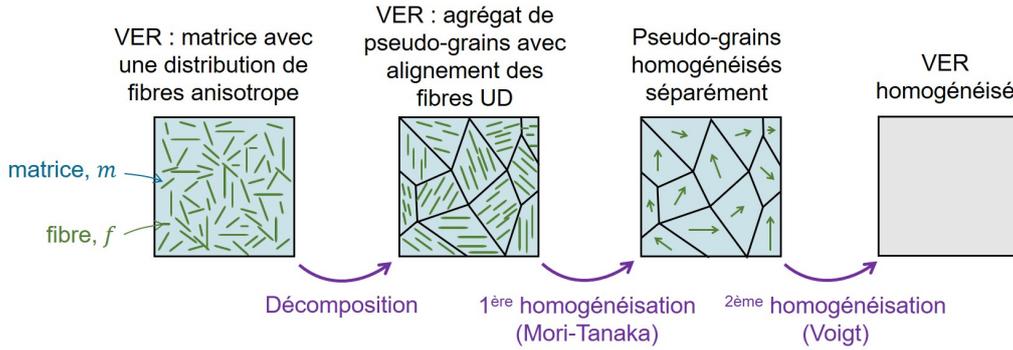


FIGURE 76 – Illustration de l'homogénéisation en deux étapes pour l'élasticité : décomposition en composites UD, évaluation des propriétés de chaque composite UD avec la méthode de Mori-Tanaka, calcul des propriétés macroscopiques en moyennant les tenseurs de rigidité des composites UD.

Pour exprimer  $\underline{\underline{\mathbf{A}}}^\psi$  en fonction de  $\underline{\mathbf{a}}^\psi$ , une équation de fermeture est nécessaire comme annoncé dans le Chapitre 1. Il existe différentes **équations de fermeture** telles que l'équation de fermeture linéaire [Hand, 1962] et les équations de fermeture orthotropes [Cintra and Tucker, 1995]. Le principe des approximations orthotropes du tenseur d'orientation d'ordre 4 est de se placer dans la base propre du matériau  $(\mathbf{u}_1, \mathbf{u}_2, \mathbf{u}_3)$  et de construire un tenseur d'ordre 4 de la forme suivante (en notations de Voigt) :

$$\underline{\underline{\mathbf{A}}}^\psi = \begin{bmatrix} A_{1111} & A_{1122} & A_{1133} & 0 & 0 & 0 \\ A_{1122} & A_{2222} & A_{2233} & 0 & 0 & 0 \\ A_{1133} & A_{2233} & A_{3333} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & A_{1212} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & A_{1313} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & A_{2323} \end{bmatrix}_{(\mathbf{u}_1, \mathbf{u}_2, \mathbf{u}_3)} \quad (58)$$

Les propriétés de symétrie d'un tenseur d'orientation permettent de montrer que déterminer  $\underline{\underline{\mathbf{A}}}^\psi$  équivaut à connaître les trois coefficients  $A_{iiii}$ . Les équations de fermeture orthotropes consistent en la construction de trois fonctions polynomiales. Dans les équations de fermeture orthotrope, il existe les équations de fermeture souple [Doghri and Tinel, 2005] (ORS) et de fermeture ajustée [Cintra and Tucker, 1995] (ORF). L'équation de fermeture souple est une interpolation linéaire entre les trois états d'orientations : UD, isotrope (ISO) et isotrope transverse (ISOT). Un exemple d'approximation de  $\underline{\underline{\mathbf{A}}}^\psi$  est proposé par [Doghri and Tinel, 2005] :

$$\underline{\underline{\mathbf{A}}}^\psi = \alpha_1 \underline{\underline{\mathbf{A}}}^{UD} + \alpha_2 \underline{\underline{\mathbf{A}}}^{ISO} + \alpha_3 \underline{\underline{\mathbf{A}}}^{ISOT} \quad (59)$$

avec  $\underline{\underline{\mathbf{A}}}^{UD}$  obtenu à partir de la fermeture quadratique [Doi, 1981],  $\underline{\underline{\mathbf{A}}}^{ISO}$  et  $\underline{\underline{\mathbf{A}}}^{ISOT}$  obtenus à partir de la fermeture hybride [Cintra and Tucker, 1995],  $\alpha_1 = \frac{a_1 - a_2}{a_1}$ ,  $\alpha_2 = \frac{a_2 - a_3}{a_1}$  et  $\alpha_3 = \frac{a_3}{a_1}$ .

Dans le cadre de ses travaux de thèse, [Launay, 2011] a montré que l'utilisation de la fermeture orthotrope ajustée, pour la modélisation du comportement mécanique d'un polyamide 66 chargé en fibres de verre, donnait de meilleurs résultats que les équations de fermeture souple ; cela a également été montré par [Dray et al., 2007]. Cependant, [Launay, 2011] fait le choix d'utiliser l'équation de fermeture souple (ORS) car les coefficients d'interpolation ne dépendent pas d'une caractérisation effectuée dans des cas particuliers. Il fait le choix de la robustesse au détriment de celui de la précision, qui reste bonne.

### 3.2.2.2 Problème d'homogénéisation dans le cadre viscoélastique

Ce paragraphe aborde dans un premier temps la modélisation de la viscoélasticité linéaire. Dans un second temps, le problème est étendu aux comportements non-linéaires. Dans le cadre viscoélastique linéaire, l'homogénéisation suppose l'utilisation du principe de correspondance viscoélastique [Lévesque, 2004], [Pierard and Doghri, 2006]. Elle peut être exprimée par une relation de convolution entre la contrainte et la déformation, de la manière suivante :

$$\underline{\underline{\boldsymbol{\sigma}}}(t) = \underline{\underline{\mathbf{G}}}(t) : \underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}(t=0) + \int_0^t \underline{\underline{\mathbf{G}}}(t-\tau) : \underline{\underline{\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}}}(\tau) dt \quad (60)$$

avec  $t$  la variable temporelle et  $\tau$  une variable scalaire homogène à un temps. La transformée de Laplace-Carson est définie de la manière suivante :

$$\begin{aligned} \mathbb{F} : f &\rightarrow \mathbb{F}(f) = f^* \\ f^* : p &\rightarrow f^*(p) = p \int_{-\infty}^{+\infty} f(t) e^{-pt} dt \end{aligned} \quad (61)$$

Elle permet de transformer le produit de convolution en un simple produit doublement contracté. L'équation 60 peut donc s'écrire :  $\underline{\underline{\boldsymbol{\sigma}}}^*(p) = \underline{\underline{\mathbf{G}}}^*(p) : \underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}^*(p)$ . Cette équation peut rappeler celle traitée dans le cadre élastique. L'homogénéisation peut alors se faire dans le domaine de Laplace-Carson à l'aide des différentes méthodes présentées précédemment, en utilisant un loi viscoélastique phase par phase. Le retour temporel est possible en

réalisant une inversion de la transformée de Laplace-Carson, à l'aide d'une décomposition en série de Prony par exemple. [Launay et al., 2011] et [Navrátil et al., 2020] gardent des blocs viscoélastiques isotropes en montrant que les paramètres visqueux ne dépendent pas de la distribution d'orientation.

L'homogénéisation des comportements non-linéaires est vaste et les approches sont complexes. Seulement quelques principes vont être présentés ici. Pour commencer, la méthode TFA (*Transformation Field Analysis*), formalisée par [Dvorak and Benveniste, 1997], suppose que les déformations non-linéaires sont uniformes par phase. L'application des méthodes d'homogénéisation est ainsi possible, étant donné qu'une déformation libre au sens d'Eshelby peut être définie. Cette méthode induit une forte sur-estimation de la raideur du composite équivalent. [Michel and Suquet, 2003] proposent d'étendre la méthode avec des champs de déformation viscoplastique non-uniformes. Ces champs sont des combinaisons de modes plastiques déterminés par calculs numériques sur un VER. Cette extension améliore la réponse mécanique, même pour des chargements cycliques mais elle est lourde à mettre en place numériquement et ne convient pas aux cas de structures ayant une microstructure hétérogène.

Il existe aussi des techniques qui se basent sur la notion de *matériau linéaire de comparaison*. C'est une méthode incrémentale, proposée par [Hill, 1965], qui s'appuie sur la relation entre les taux de déformation et de contrainte, phase par phase, reprise par [Doghri and Ouaar, 2003]. Les opérateurs tangents sont linéaires : une méthode d'homogénéisation classique peut donc être appliquée. L'étape d'homogénéisation doit se faire de manière incrémentale à chaque calcul numérique, contrairement au cas linéaire. Cela devient donc plus coûteux en terme de temps.

La *méthode sécante*, utilisée par [Li and Weng, 1997], [Brassart et al., 2010], s'appuie sur le même principe. Un opérateur linéaire sécant local permet de relier les contraintes aux déformations dans chaque phase. Comme pour la méthode tangente incrémentale, elle surestime beaucoup la raideur apparente du composite. Des auteurs comme [Doghri and Ouaar, 2003] et [Doghri and Friebel, 2005] proposent de revoir la surestimation de la raideur en appliquant une décomposition spectrale des opérateurs tangents.

### 3.2.2.3 Anisotropie de la plasticité

La distribution d'orientation des fibres a également un effet sur les caractéristiques viscoplastiques et/ou plastiques, montré par [Hill and Orowan, 1997], [Barlat et al., 2005] et [Launay et al., 2011]. Dans la littérature, il existe plusieurs approches de l'intégration de l'anisotropie de la partie viscoplastique et/ou plastique qui s'inspirent le plus souvent des travaux de [Hill and Orowan, 1997] qui proposent de remplacer la contrainte équivalente de Von Mises par une contrainte équivalente utilisant un tenseur  $\underline{\underline{H}}$ . L'utilisation au sein d'une norme impose que le tenseur d'ordre quatre  $\underline{\underline{H}}$  soit défini positif et symétrique. Cette approche est utilisée et généralisée par différents auteurs, tels que [Launay et al., 2011] qui propose une autre forme du tenseur  $\underline{\underline{H}}$  pour décrire le comportement viscoplastique d'un polyamide 66 chargé en fibres de verre, en incluant les valeurs propres du tenseur d'orientation d'ordre 2. La forme de ce tenseur d'ordre 4 est donnée dans la partie 3.3.3.

Pour prendre en compte l'anisotropie de l'écroutissement cinématique, [Delobelle et al., 1996]

proposent de remplacer les paramètres de la loi d'Armstrong-Frederick par des opérateurs tensoriels d'ordre 4. L'inconvénient est un trop grand nombre des paramètres matériaux pour identifier des essais complexes. [Launay et al., 2011] adoptent une autre méthode en utilisant une équation d'évolution de la variable d'écrouissage incluant le tenseur de Hill.

### 3.2.3 Bilan

Dans cet état de l'art, différentes approches phénoménologiques et micromécaniques, permettant de modéliser le comportement mécanique de thermoplastiques renforcés de fibres courtes de carbone, ont été présentées.

Les approches micromécaniques s'appuyant sur des méthodes d'homogénéisation présentent de nombreux avantages. Elles permettent l'intégration du lien entre la microstructure et la réponse mécanique du matériau (influence de la distribution d'orientation des fibres), la modélisation de comportements non-linéaires (élasto-plastique, viscoélastique, élasto-viscoplastique, ...) et, offrent la possibilité de faire varier les paramètres du matériau (taux de fibre, facteur de forme des fibres, ...) pour analyser leur influence sur la réponse moyenne du matériau. Cependant, il est important d'émettre quelques réserves sur l'utilisation des approches micromécaniques. Une identification inverse des paramètres de la loi de comportement de la matrice (comportement potentiellement différent lorsqu'elle est seule ou en présence de fibres) est nécessaire et les temps de calculs avec des schémas d'homogénéisation en particulier pour les comportements non-linéaires peuvent être trop importants du point de vue du concepteur.

Au contraire, les approches phénoménologiques sont plus simples à intégrer dans des codes de calcul par éléments finis. De nombreux travaux ont fait l'objet de la modélisation du comportement de matériaux thermoplastiques semi-cristallins et renforcés de fibres courtes. Les études menées sur les thermoplastiques semi-cristallins mettent en avant les différentes particularités de la réponse mécanique. Elles sont parfois fondées sur des interprétations des micromécanismes de déformation qui sont supposés rester les mêmes en présence de fibres. La présence des fibres conduit à réduire, en règle générale, l'amplitude des déformations atteintes, permettant de se placer dans le domaine des petites déformations. La difficulté avec les approches phénoménologiques est la prise en compte de la microstructure, et notamment de la distribution de l'orientation des fibres pour traduire l'anisotropie du comportement du matériau.

Les approches micromécaniques et phénoménologiques peuvent être associées, comme proposé par [Launay et al., 2011] et repris par [Leveuf et al., 2020], [Navrátil et al., 2020]. Dans ces modèles, l'anisotropie du comportement est intégrée dans les blocs élastique et plastique par l'intermédiaire des tenseurs d'orientation d'ordre deux. Pour le bloc élastique, un schéma d'homogénéisation est utilisé.

Le formalisme de la loi de comportement développée et identifiée pour des chargements en traction pour le matériau étudié par [Leveuf et al., 2020] et [Navrátil et al., 2020] semble donc pertinent dans le cas de la présente étude.

### 3.3 Présentation de la loi de comportement

Dans cette partie, le formalisme de la loi de comportement utilisée pour décrire la réponse mécanique du matériau est présenté. Pour rappel, les objectifs sont :

- d’être capable de décrire les grandeurs mécaniques cycliques retenues pour prévoir la durée de vie en fatigue du matériau (densité d’énergie dissipée, densité d’énergie cyclique et densité d’énergie de fluage cyclique) ;
- et, d’être capable de décrire la contribution des différents mécanismes dissipatifs pour affiner l’analyse des courbes d’auto-échauffement.

#### 3.3.1 Formulation générale

Le modèle s’appuie sur l’hypothèse que le comportement mécanique cyclique et l’endommagement en fatigue peuvent être découplés afin que la durée de vie en fatigue puisse être déterminée à partir de la réponse mécanique mesurée durant le régime stationnaire [Constantinescu et al., 2003], [Maitournam et al., 2011], [Launay et al., 2013b]. Une telle approche est plus simple à appliquer dans un contexte industriel qu’une approche couplant à la fois le comportement mécanique et l’endommagement [Nouri et al., 2009]. Le modèle présenté par la suite a pour but de décrire le comportement mécanique cyclique du matériau en régime stabilisé, pour des niveaux de contrainte et des vitesses de sollicitation cohérents avec l’application industrielle de la thèse. On ne cherche pas à décrire précisément le comportement du matériau lorsque l’endommagement devient significatif ou quand les niveaux de contrainte sont significativement plus élevés que ceux investigués pour l’étude en fatigue. D’après les observations présentées à la partie 2.5, l’endommagement est extrêmement faible dans les échantillons testés. D’après les résultats présentés dans la partie 3.1, le comportement comprend une élasticité anisotrope, des phénomènes visqueux non-linéaires et une plasticité anisotrope avec un écrouissage cinématique. Le modèle est écrit à travers la formulation des matériaux standards généralisés, comme définie dans [Halphen and Son Nguyen, 1975]. L’état mécanique du matériau est décrit :

- par le tenseur des déformations  $\underline{\varepsilon}$  associé au tenseur des contraintes  $\underline{\sigma}$  ;
- par la déformation viscoélastique  $\underline{\varepsilon}_v$  associée à la force thermodynamique  $\underline{A}_v$  ;
- par la déformation plastique  $\underline{\varepsilon}_p$  associée à la force thermodynamique  $\underline{A}_p$  ;
- et, une variable d’écrouissage  $\underline{\alpha}$  associée à la force thermodynamique  $\underline{X}$ .

Dans l’hypothèse des petites déformations, la déformation totale  $\underline{\varepsilon}$  peut être décomposée par la somme de la déformation élastique  $\underline{\varepsilon}_e$ , la déformation viscoélastique  $\underline{\varepsilon}_v$  et la déformation plastique  $\underline{\varepsilon}_p$ , telle que :

$$\underline{\varepsilon} = \underline{\varepsilon}_e + \underline{\varepsilon}_v + \underline{\varepsilon}_p \quad (62)$$

Les processus réversibles peuvent être décrits par un potentiel d’état dépendant de variables d’état. L’énergie libre d’Helmholtz par unité de masse  $\psi = e - Ts$ , avec  $e$  l’énergie interne par unité de masse,  $T$  la température et  $s$  l’entropie, est utilisée comme un potentiel d’état :

$$\rho\psi(\underline{\varepsilon}, \underline{\varepsilon}_v, \underline{\varepsilon}_p, \underline{\alpha}) = \frac{1}{2}(\underline{\varepsilon} - \underline{\varepsilon}_v - \underline{\varepsilon}_p) : \underline{\underline{C}}_e : (\underline{\varepsilon} - \underline{\varepsilon}_v - \underline{\varepsilon}_p) + \frac{1}{2}\underline{\varepsilon}_v : \underline{\underline{C}}_v : \underline{\varepsilon}_v + \frac{1}{3}C\underline{\alpha} : \underline{\alpha} \quad (63)$$

avec  $\rho$  la densité,  $\underline{\underline{C}}_e$  le tenseur de rigidité élastique d'ordre 4 et  $\underline{\underline{C}}_v$  le tenseur de rigidité viscoélastique d'ordre 4 qui dépend de  $\underline{\mathbf{X}}$  et  $C$  est un paramètre du matériau. Les forces thermodynamiques sont calculées comme ci-dessous :

$$\underline{\boldsymbol{\sigma}} = \rho \frac{\partial \psi}{\partial \underline{\boldsymbol{\varepsilon}}} = \underline{\underline{C}}_e : (\underline{\boldsymbol{\varepsilon}} - \underline{\boldsymbol{\varepsilon}}_v - \underline{\boldsymbol{\varepsilon}}_p) \quad (64)$$

$$\underline{\mathbf{A}}_v = -\rho \frac{\partial \psi}{\partial \underline{\boldsymbol{\varepsilon}}_v} = \underline{\boldsymbol{\sigma}} - \underline{\underline{C}}_v(\underline{\mathbf{X}}) : \underline{\boldsymbol{\varepsilon}}_v \quad (65)$$

$$\underline{\mathbf{A}}_p = -\rho \frac{\partial \psi}{\partial \underline{\boldsymbol{\varepsilon}}_p} = \underline{\boldsymbol{\sigma}} \quad (66)$$

$$\underline{\mathbf{X}} = \rho \frac{\partial \psi}{\partial \underline{\boldsymbol{\alpha}}} = \frac{2}{3} C_i \underline{\boldsymbol{\alpha}} + \frac{\partial}{\partial \underline{\boldsymbol{\alpha}}} \left( \frac{1}{2} \underline{\boldsymbol{\varepsilon}}_v - \underline{\underline{C}}_v(\underline{\mathbf{X}}) : \underline{\boldsymbol{\varepsilon}}_v \right) \approx \frac{2}{3} C \underline{\boldsymbol{\alpha}} \quad (67)$$

La simplification de l'équation 67 est justifiée dans [Leveuf et al., 2020].

Un potentiel de dissipation  $\phi^*(\underline{\boldsymbol{\sigma}}, \underline{\mathbf{A}}_v, \underline{\mathbf{X}})$ , exprimé dans l'espace des forces thermodynamiques, est introduit pour décrire les processus irréversibles. En suivant ce qui est écrit dans [Chaboche, 1997], ce potentiel est décrit à l'aide de la somme de potentiels de dissipation associés à la viscoélasticité  $\Omega_v$  et à la déformation plastique et l'écroutissage  $\Omega_p$  :  $\phi^*(\underline{\boldsymbol{\sigma}}, \underline{\mathbf{A}}_v, \underline{\mathbf{X}}) = \Omega_v(\underline{\mathbf{A}}_v) + \Omega_p(\underline{\boldsymbol{\sigma}}, \underline{\mathbf{X}})$ . Ces potentiels sont définis comme convexes, positifs et nuls à l'origine pour que le second principe de la thermodynamique soit vérifié. Les lois d'évolution des variables d'état sont ainsi déduites à partir de la loi de normalité généralisée, exprimée comme ci-dessous :

$$\dot{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}_v = \dot{\lambda}_v \frac{\partial \Omega_v}{\partial \underline{\mathbf{A}}_v} + \dot{\lambda}_p \frac{\partial \Omega_p}{\partial \underline{\mathbf{A}}_v} \quad (68)$$

$$\dot{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}_p = \dot{\lambda}_v \frac{\partial \Omega_v}{\partial \underline{\mathbf{A}}_p} + \dot{\lambda}_p \frac{\partial \Omega_p}{\partial \underline{\mathbf{A}}_p} \quad (69)$$

$$\dot{\underline{\boldsymbol{\alpha}}} = \dot{\lambda}_v \frac{\partial \Omega_v}{\partial \underline{\mathbf{X}}} + \dot{\lambda}_p \frac{\partial \Omega_p}{\partial \underline{\mathbf{X}}} \quad (70)$$

avec  $\dot{\lambda}_v$  et  $\dot{\lambda}_p$  les multiplicateurs viscoélastique et plastique, respectivement. Le potentiel viscoélastique est défini par :

$$\Omega_v(\underline{\mathbf{A}}_v) = \frac{1}{2} \underline{\mathbf{A}}_v : \underline{\underline{\mathbf{V}}}^{-1}(\dot{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}_v) : \underline{\mathbf{A}}_v \quad (71)$$

avec  $\underline{\underline{\mathbf{V}}}$  un tenseur d'ordre 4 relié à la viscoélasticité.  $\underline{\underline{\mathbf{V}}}$  est considéré comme étant isotrope :  $\underline{\underline{\mathbf{V}}}(\dot{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}_v) = \eta(\dot{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}_v) \underline{\underline{\mathbf{I}}}$ .

Le potentiel plastique est exprimé comme ci-dessous :

$$\Omega_p(\underline{\boldsymbol{\sigma}}, \underline{\mathbf{X}}) = f_p(\underline{\boldsymbol{\sigma}}, \underline{\mathbf{X}}) - \frac{3\gamma}{4C} \underline{\mathbf{X}} : \underline{\underline{\mathbf{H}}} : \underline{\mathbf{X}} \quad (72)$$

avec  $\gamma$  un paramètre matériau avec  $C$ .  $f_p(\underline{\boldsymbol{\sigma}}, \underline{\mathbf{X}})$  représente la surface de charge, définissant la limite à laquelle le matériau devient plastique :

$$f_p(\underline{\boldsymbol{\sigma}}, \underline{\mathbf{X}}) = J_p(\underline{\boldsymbol{\sigma}} - \underline{\mathbf{X}}) - \sigma_y \quad (73)$$

avec  $\sigma_y$  la limite d'élasticité et  $J_p$  une norme des contraintes, telle que :

$$J_p(\underline{\sigma} - \underline{\mathbf{X}}) = \sqrt{(\underline{\sigma} - \underline{\mathbf{X}}) : \underline{\mathbf{H}} : (\underline{\sigma} - \underline{\mathbf{X}})} \quad (74)$$

où  $\underline{\mathbf{H}}$  est un tenseur de type Hill d'ordre 4 symétrique décrivant la plasticité anisotrope. On a  $\dot{\underline{\epsilon}}_p = \underline{\mathbf{0}}$  si  $f_p < 0$ . Le modèle d'Armstrong-Frederick [Armstrong and Frederick, 1966] est utilisé pour décrire l'érouissage cinématique non-linéaire.

Dans notre cas, il est considéré que  $\dot{\lambda}_v = 1$  [Chaboche, 1997] et  $\dot{\lambda}_p$  est déterminé à partir de la condition de cohérence pour la plasticité :  $f_p = \dot{f}_p = 0$ . Dans le cas présent,  $\dot{\lambda}_p = \dot{p}$  où  $\dot{p}$  est la norme de la déformation plastique [Lemaitre et al., 2020] :

$$\dot{p} = \sqrt{\dot{\underline{\epsilon}}_p : \underline{\mathbf{H}}^{-1} : \dot{\underline{\epsilon}}_p} \quad (75)$$

Les lois d'évolution peuvent donc s'écrire comme ci-dessous :

$$\dot{\underline{\epsilon}}_v = \frac{1}{\eta(\dot{\underline{\epsilon}}_v)} \underline{\mathbf{A}}_v = \frac{1}{\eta(\dot{\underline{\epsilon}}_v)} \left( \underline{\sigma} - \underline{\mathbf{C}}_v(\underline{\mathbf{X}}) : \underline{\epsilon}_v \right) \quad (76)$$

$$\dot{\underline{\epsilon}}_p = \dot{p} \underline{\mathbf{n}} \quad (77)$$

$$\dot{\underline{\alpha}} = \dot{p} \underline{\mathbf{n}} - \frac{3}{2} \frac{\gamma}{C} \dot{p} \underline{\mathbf{H}} : \underline{\mathbf{X}} = \dot{p} (\underline{\mathbf{n}} - \gamma \underline{\mathbf{H}} : \underline{\alpha}) \quad (78)$$

avec  $\underline{\mathbf{n}}$  la direction d'écoulement :

$$\underline{\mathbf{n}} = \frac{\partial f_p}{\partial \underline{\sigma}} = \frac{\underline{\mathbf{H}} : (\underline{\sigma} - \underline{\mathbf{X}})}{J_p(\underline{\sigma} - \underline{\mathbf{X}})} \quad (79)$$

Le terme  $\underline{\mathbf{H}}$  dans les équations 72 et 78 assure que le rapport entre la composante linéaire (selon  $\underline{\mathbf{n}}$ ) de  $\dot{\underline{\alpha}}$ , dont la norme dépend de la microstructure par l'intermédiaire de  $\underline{\mathbf{H}}$ , et la composante non-linéaire (selon  $\gamma \underline{\alpha}$ ) est préservé. L'objectif est de n'avoir qu'une seule valeur du paramètre  $\gamma$  quelle que soit la microstructure. Afin de décrire l'évolution de la rigidité viscoélastique équivalente dans une large gamme de contraintes, à la fois pendant les phases de charge et de décharge, une dépendance de  $\underline{\mathbf{C}}_v$  à la contrainte de rappel  $\underline{\mathbf{X}}$  est introduite :

$$\underline{\mathbf{C}}_v(\underline{\mathbf{X}}) = \underline{\mathbf{C}}_{v0} g(\underline{\mathbf{X}}) \quad (80)$$

avec  $\underline{\mathbf{C}}_{v0} = \underline{\mathbf{C}}_v(\underline{\mathbf{X}} = \underline{\mathbf{0}})$  le tenseur de rigidité viscoélastique en l'absence de contrainte de rappel et  $g(\underline{\mathbf{X}})$  est une fonction qui décrit l'évolution de  $\underline{\mathbf{C}}_v$  avec  $\underline{\mathbf{X}}$ . La fonction suivante est utilisée :

$$g(\underline{\mathbf{X}}) = \exp(-k_v \mathcal{J}_2(\underline{\mathbf{X}})) \quad (81)$$

avec  $k_v$  un paramètre à identifier. Cette dépendance suivant une décroissance exponentielle est différente de la fonction polynomiale proposée dans [Leveuf et al., 2020], qui peut mener à une rigidité viscoélastique négative et/ou à une évolution non-monotone de la rigidité viscoélastique en fonction de la contrainte de rappel.  $\mathcal{J}_2(\underline{\mathbf{X}})$  est la norme de Von Mises de  $\underline{\mathbf{X}}$  (second invariant du tenseur de contrainte déviatorique) :

$$\mathcal{J}_2(\underline{\mathbf{X}}) = \sqrt{\frac{3}{2} \underline{\mathbf{X}} : \underline{\mathbf{K}} : \underline{\mathbf{X}}} \quad (82)$$

avec  $\underline{\underline{K}}$  le projecteur sur l'espace déviatorique du tenseur unité d'ordre 4  $\underline{\underline{I}} : \underline{\underline{K}} = \underline{\underline{I}} - \underline{\underline{J}}$ .

Pour décrire le comportement du matériau dans une large gamme de vitesses de déformation et de fréquences dans le cas de chargement cyclique, la loi puissance tronquée de type Spriggs [Spriggs, 1965] est utilisée pour la viscosité :

$$\eta(\dot{\underline{\underline{\epsilon}}}_v) = \begin{cases} K \|\dot{\underline{\underline{\epsilon}}}_v\|^{n-1} & \text{si } \|\dot{\underline{\underline{\epsilon}}}_v\| \geq \dot{\epsilon}_{v0} \\ K \dot{\epsilon}_{v0}^{n-1} & \text{sinon} \end{cases} \quad (83)$$

avec

$$\|\dot{\underline{\underline{\epsilon}}}_v\| = \sqrt{\frac{3}{2} \dot{\underline{\underline{\epsilon}}}_v : \underline{\underline{K}} : \dot{\underline{\underline{\epsilon}}}_v} \quad (84)$$

$K$ ,  $n$  et  $\dot{\epsilon}_{v0}$  sont des paramètres matériaux.  $\dot{\epsilon}_{v0}$  est la vitesse de déformation viscoélastique en dessous de laquelle la viscosité est Newtonienne (viscosité constante). Le paramètre  $n$  est supposé être inférieur à 1 quand  $\|\dot{\underline{\underline{\epsilon}}}_v\| \geq \dot{\epsilon}_{v0}$ , ainsi la viscosité diminue quand le taux de cisaillement augmente (viscosité non newtonienne rhéofluidifiante). Cette loi de viscosité ne tient compte que de la partie déviatoire de la déformation viscoélastique.

### 3.3.2 Comportement élastique

Une approche micromécanique est suivie pour décrire le comportement élastique anisotrope du matériau. Les propriétés élastiques de chaque phase ainsi que la fraction et la distribution d'orientation des fibres sont pris en compte. Comme dans [Camacho et al., 1990] et [Launay et al., 2013a], l'anisotropie de l'élasticité est prise en compte en utilisant une méthode d'homogénéisation en deux étapes. Dans un premier temps, un composite unidirectionnel (UD) équivalent est déterminé. Dans un deuxième temps, afin de prendre en compte la microstructure, une moyenne tenant compte de l'orientation des composites UD élémentaires est réalisée. Les fibres et la matrice sont considérées comme ayant un comportement isotrope et élastique. Selon le modèle de Mori-Tanaka [Mori and Tanaka, 1973], pour une distribution d'inclusions, le tenseur de rigidité effectif unidirectionnel (transversalement isotrope) est donné par [Benveniste, 1987] :

$$\underline{\underline{C}}^{\text{UD}} = \underline{\underline{C}}_m + y_f (\underline{\underline{C}}_f - \underline{\underline{C}}_m) : \langle \underline{\underline{L}}_f^{\text{UD}} \rangle \quad (85)$$

avec  $y_f$  la fraction volumique des fibres.  $\underline{\underline{C}}_m$  et  $\underline{\underline{C}}_f$  sont les tenseurs de rigidité élastique de la matrice (m) et des fibres (f), respectivement. Ils sont déduits de la loi de Hooke pour des matériaux isotropes :

$$\underline{\underline{C}}_n = \lambda_n \underline{\underline{I}} \otimes \underline{\underline{I}} + 2\mu_n \underline{\underline{I}}, \quad n = m, f \quad (86)$$

avec  $\lambda_n$  et  $\mu_n$  (avec  $n = m, f$ ) les coefficients de Lamé de la matrice et des fibres, qui peuvent être exprimés en fonction du module d'Young  $E_n$  et du coefficient de Poisson  $\nu_n$  :  $\lambda_n = \frac{E_n \nu_n}{(1+\nu_n)(1-2\nu_n)}$ ,  $\mu_n = \frac{E_n}{2(1+\nu_n)}$ .  $\underline{\underline{L}}_f^{\text{UD}}$  est le tenseur de localisation pour les fibres :

$$\underline{\underline{L}}_f^{\text{UD}} = \underline{\underline{L}}_f^{\text{Esh}} : \left[ (1 - y_f) \underline{\underline{I}} + y_f \underline{\underline{L}}_f^{\text{Esh}} \right]^{-1} \quad (87)$$

$\underline{\underline{L}}_f^{\text{Esh}}$  est le tenseur de localisation associé aux fibres pour un milieu où les effets d'interaction peuvent être négligés :

$$\underline{\underline{L}}_f^{\text{Esh}} = \left[ \underline{\underline{I}} + \underline{\underline{S}} : \underline{\underline{C}}_m^{-1} : \left( \underline{\underline{C}}_f - \underline{\underline{C}}_m \right) \right]^{-1} \quad (88)$$

avec  $\underline{\underline{S}}$  le tenseur d'Eshelby pour une inclusion dans une matrice infinie homogène. Les fibres sont assimilées à des inclusions sphéroïdales prolates (les deux plus petits axes principaux de l'ellipsoïde sont de même longueur). Les composantes non nulles du tenseur d'Eshelby  $\underline{\underline{S}}$  pour une inclusion sphéroïdale allongée selon  $e_1$  (les directions  $e_2$  et  $e_3$  sont équivalentes) et s'expriment comme suit [Chen and Wang, 1996] :

$$S_{1111} = \frac{1}{2(1-\nu_m)} \left[ 1 - 2\nu_m + \frac{3t_f^2 - 1}{t_f^2 - 1} - \left( 1 - 2\nu_m + \frac{3t_f^2}{t_f^2 - 1} \right) g \right] \quad (89)$$

$$S_{2222} = S_{3333} = \frac{3}{8(1-\nu_m)} \frac{t_f^2}{t_f^2 - 1} + \frac{1}{4(1-\nu_m)} \left( 1 - 2\nu_m - \frac{9}{4(t_f^2 - 1)} \right) g \quad (90)$$

$$S_{2233} = S_{3322} = \frac{1}{4(1-\nu_m)} \left[ \frac{t_f^2}{2(t_f^2 - 1)} - \left( 1 - 2\nu_m + \frac{3}{4(t_f^2 - 1)} \right) g \right] \quad (91)$$

$$S_{2211} = S_{3311} = -\frac{1}{2(1-\nu_m)} \frac{t_f^2}{t_f^2 - 1} + \frac{1}{4(1-\nu_m)} \left( \frac{3t_f^2}{t_f^2 - 1} - 1 + 2\nu_m \right) g \quad (92)$$

$$S_{1122} = S_{1133} = \frac{1}{2(1-\nu_m)} \left[ 2\nu_m - 1 - \frac{1}{t_f^2 - 1} + \left( 1 - 2\nu_m + \frac{3}{2(t_f^2 - 1)} \right) g \right] \quad (93)$$

$$S_{2323} = \frac{1}{4(1-\nu_m)} \left[ \frac{t_f^2}{2(t_f^2 - 1)} + \left( 1 - 2\nu_m - \frac{3}{4(t_f^2 - 1)} \right) g \right] \quad (94)$$

$$S_{1212} = S_{1313} = \frac{1}{4(1-\nu_m)} \left[ 1 - 2\nu_m - \frac{t_f^2 + 1}{t_f^2 - 1} - \frac{1}{2} \left( 1 - 2\nu_m - \frac{3t_f^2 + 3}{t_f^2 - 1} \right) g \right] \quad (95)$$

avec

$$g = \frac{t_f}{(t_f^2 - 1)^{3/2}} \left[ t_f (t_f^2 - 1)^{1/2} - \cosh^{-1} t_f \right] \quad (96)$$

Ils dépendent du coefficient de Poisson de la matrice  $\nu_m$  et du facteur de forme de l'inclusion  $t_f = l/d$ , avec  $l$  la longueur des inclusions et  $d$  son diamètre ( $t_f > 1$  dans le cas d'inclusions sphéroïdales prolates).

Le tenseur de rigidité élastique macroscopique effectif est obtenu comme présenté dans la partie 3.2.2.1.

### 3.3.3 Comportement plastique

Le comportement mécanique est plus rigide dans les directions où de nombreuses fibres sont alignées mais la plasticité y est plus limitée pour une contrainte globale donnée. Suivant [Launay et al., 2013a], le tenseur de Hill, utilisé pour tenir compte de l'influence

de la distribution de l'orientation des fibres sur le comportement plastique du matériau, peut être exprimé dans la base locale (base principale du tenseur d'orientation d'ordre 2)  $(\mathbf{u}_1, \mathbf{u}_2, \mathbf{u}_3)$  comme ci-dessous (en notation de type Voigt) :

$$[\underline{\mathbf{H}}] = \frac{3}{2} \begin{bmatrix} (1-a_1)^k & H_{1122} & H_{1133} & 0 & 0 & 0 \\ H_{1122} & (1-a_2)^k & H_{2233} & 0 & 0 & 0 \\ H_{1133} & H_{2233} & (1-a_3)^k & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & (2/3)^{k-1} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & (2/3)^{k-1} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & (2/3)^{k-1} \end{bmatrix}_{(\mathbf{u}_1, \mathbf{u}_2, \mathbf{u}_3)} \quad (97)$$

avec

$$H_{1122} = \frac{1}{2} \left( (1-a_3)^k - (1-a_2)^k - (1-a_1)^k \right) \quad (98)$$

$$H_{1133} = \frac{1}{2} \left( (1-a_2)^k - (1-a_3)^k - (1-a_1)^k \right) \quad (99)$$

$$H_{2233} = \frac{1}{2} \left( (1-a_1)^k - (1-a_3)^k - (1-a_2)^k \right) \quad (100)$$

Les  $a_i$ , avec  $i \in [1,3]$ , représentent les valeurs propres du tenseur d'orientation d'ordre deux  $\underline{\mathbf{a}}^\psi$  présenté dans le Chapitre 1. Cette formulation entraîne une contrainte équivalente plus élevée pour un état de contrainte donné dans le cas où les fibres sont majoritairement transverses à la direction de sollicitation.  $a_1$ ,  $a_2$  et  $a_3$  sont les valeurs propres du tenseur d'orientation d'ordre 2  $\underline{\mathbf{a}}^\psi$  (avec  $a_1 \geq a_2 \geq a_3$  et  $a_1 + a_2 + a_3 = 1$ ), associées aux vecteurs propres  $\mathbf{u}_1$ ,  $\mathbf{u}_2$  et  $\mathbf{u}_3$  :

$$[\underline{\mathbf{a}}^\psi] = \begin{bmatrix} a_1 & 0 & 0 \\ 0 & a_2 & 0 \\ 0 & 0 & a_3 \end{bmatrix}_{(\mathbf{u}_1, \mathbf{u}_2, \mathbf{u}_3)} \quad (101)$$

$k$  est un paramètre matériau compris entre 0 et 1 permettant de piloter la sensibilité de la plasticité à l'orientation des fibres.  $\underline{\mathbf{H}} = \frac{3}{2} \underline{\mathbf{K}}$  dans le cas d'une distribution d'orientation des fibres aléatoire ( $\underline{\mathbf{a}}^\psi = \frac{1}{3} \underline{\mathbf{I}}$ ,  $k = 1$ ), alors  $J_p(\underline{\boldsymbol{\sigma}} - \underline{\mathbf{X}})$  correspond à la norme isotrope de Von Mises. La Figure 77 représente la dépendance des coefficients du tenseur de Hill aux valeurs propres du tenseur d'orientation d'ordre 2 en fonction du paramètre  $k$ . Cette dépendance est linéaire pour une valeur de  $k = 1$  et devient non-linéaire pour des valeurs de  $0 < k < 1$  et  $k > 1$ .

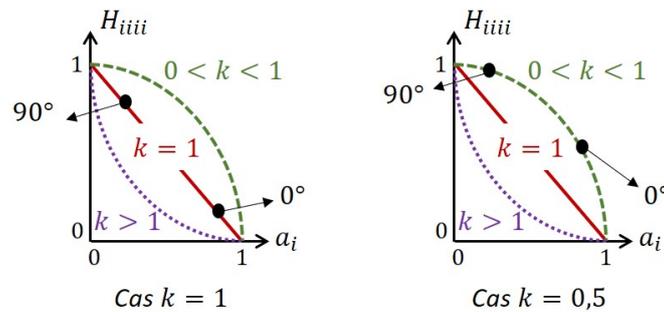


FIGURE 77 – Dépendance des coefficients du tenseur de Hill aux valeurs propres du tenseur d'orientation d'ordre 2 en fonction de la valeur du paramètre  $k$ .

### 3.3.4 Comportement viscoélastique

Les résultats de cette étude suggèrent que la viscosité du matériau ne dépend pas ou peu de l'orientation moyenne des fibres, en cohérence avec les observations faites par [Launay et al., 2013a]. La rigidité viscoélastique est supposée dépendre de l'érouissage cinématique. L'influence de l'orientation des fibres sur l'écoulement plastique supposée être, en première approche, suffisante pour tenir compte de la dépendance de la rigidité viscoélastique à la microstructure du matériau.  $\underline{\underline{C}}_{v0}$  est ainsi considéré comme étant isotrope :

$$\underline{\underline{C}}_{v0} = \lambda_{v0} \underline{\underline{I}} \otimes \underline{\underline{I}} + 2\mu_{v0} \underline{\underline{I}} \quad (102)$$

avec  $\lambda_{v0} = \frac{E_{v0}\nu_v}{(1+\nu_v)(1-2\nu_v)}$  et  $\mu_{v0} = \frac{E_{v0}}{2(1+\nu_v)}$ , où  $E_{v0}$  est le module viscoélastique en l'absence de contrainte de rappel et  $\nu_v$  le coefficient de Poisson visqueux.

### 3.3.5 Orientation des fibres

Comme expliqué dans le Chapitre 1 et à la partie 1.1.2, la distribution d'orientation des fibres est décrite à l'aide des tenseurs d'orientation des fibres d'ordres 2 et 4. Le tenseur d'orientation des fibres d'ordre 4  $\underline{\underline{A}}^\psi$  est estimé à partir du tenseur d'ordre 2  $\underline{\underline{a}}^\psi$  à l'aide d'une équation de fermeture orthotrope. Du fait des symétries,  $\underline{\underline{A}}^\psi$  peut être décrit par une matrice de taille  $6 \times 6$  (en notation de type Voigt), exprimée dans la base locale du matériau  $(\mathbf{u}_1, \mathbf{u}_2, \mathbf{u}_3)$  :

$$[\underline{\underline{A}}^\psi] = \begin{bmatrix} A_{1111} & A_{1122} & A_{1133} & 0 & 0 & 0 \\ A_{1122} & A_{2222} & A_{2233} & 0 & 0 & 0 \\ A_{1133} & A_{2233} & A_{3333} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 2A_{1212} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 2A_{1313} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 2A_{2323} \end{bmatrix}_{(\mathbf{u}_1, \mathbf{u}_2, \mathbf{u}_3)} \quad (103)$$

L'équation de fermeture orthotrope proposée par [Cintra and Tucker, 1995], qui est supposée donner de meilleurs résultats d'après [Launay et al., 2013a], est utilisée :

$$A_{iiii}(a_1, a_2) = c_{i1} + c_{i2}a_1 + c_{i3}a_1^2 + c_{i4}a_2 + c_{i5}a_2^2 + c_{i6}a_1a_2, i \in [1, 3] \quad (104)$$

où,

$$[c] = \begin{bmatrix} 0,060964 & 0,371243 & 0,555301 & -0,369160 & 0,318266 & 0,371218 \\ 0,124711 & -0,389402 & 0,258844 & 0,086169 & 0,796080 & 0,544992 \\ 1,228982 & -2,054116 & 0,821548 & -2,260574 & 1,053907 & 1,819756 \end{bmatrix} \quad (105)$$

Les coefficients  $c_{ij}$  de  $[c]$ , avec  $i \in [1, 3]$  et  $j \in [1, 6]$ , ont été déterminés par Cintra et Tucker pour décrire les distributions obtenues pour un ensemble de champs d'écoulement. Les autres composantes non-nulles de  $[\underline{\underline{A}}^\psi]$  sont calculées comme ci-dessous :

$$A_{1122} = A_{1212} = 0,5(a_1 + a_2 - a_3 - (A_{1111} + A_{2222} - A_{3333})) \quad (106)$$

$$A_{1133} = A_{1313} = 0,5 (a_1 + a_3 - a_2 - (A_{1111} + A_{3333} - A_{2222})) \quad (107)$$

$$A_{2233} = A_{2323} = 0,5 (a_2 + a_3 - a_1 - (A_{2222} + A_{3333} - A_{1111})) \quad (108)$$

### 3.3.6 Densité d'énergie intrinsèque cyclique

La dissipation intrinsèque est la différence entre l'énergie mécanique et l'énergie stockée. Pour le modèle proposé, la densité de puissance dissipée (en  $\text{J}\cdot\text{m}^{-3}\cdot\text{s}^{-1}$  ou  $\text{W}\cdot\text{m}^{-3}$ ) peut être exprimée en fonction des variables d'état et des forces thermodynamiques associées, comme suit [Lemaitre et al., 2020] :

$$\Delta = \underline{\sigma} : \dot{\underline{\epsilon}}_p - \underline{\mathbf{X}} : \dot{\underline{\alpha}} + \underline{\mathcal{A}}_v : \dot{\underline{\epsilon}}_v \quad (109)$$

où  $\underline{\sigma} : \dot{\underline{\epsilon}}_p$  est l'énergie dissipée par plasticité liée à la déformation plastique,  $\underline{\mathbf{X}} : \dot{\underline{\alpha}}$  l'énergie liée à l'érouissage cinématique et  $\underline{\mathcal{A}}_v : \dot{\underline{\epsilon}}_v = \left( \underline{\sigma} - \underline{\mathbf{C}}_v (\underline{\mathbf{X}}) : \underline{\epsilon}_v \right) : \dot{\underline{\epsilon}}_v$  est l'énergie dissipée par viscoélasticité. Dans le cas d'un chargement cyclique, la densité d'énergie dissipée moyenne par cycle (in  $\text{J}\cdot\text{m}^{-3}$ ) peut être estimée par :

$$\Delta_{\text{cyc}} = \int_{\text{cycle}} \Delta(t) dt \quad (110)$$

C'est cette quantité qui est déterminée expérimentalement pour les essais cycliques avec suivi thermique.

## 3.4 Démarche d'identification de la loi de comportement

Dans cette partie, la démarche d'identification des paramètres de la loi de comportement est détaillée. La représentation du matériau et des conditions aux limites des essais considérée pour l'identification des paramètres est optimisée, afin d'obtenir le meilleur compromis entre précision des résultats et temps de calculs et donc d'identification. En effet, lorsqu'on représente l'éprouvette complète, le gradient de distribution d'orientation des fibres à travers son épaisseur et des conditions aux limites réalistes, la durée des simulations par éléments finis des essais est très longue (plusieurs jours pour simuler plusieurs cycles par exemple), rendant le travail d'identification difficile voire impossible. Une représentation simplifiée du système peut fournir des résultats suffisamment précis et permettre de réduire significativement les temps de calcul. Dans un second temps, la présentation de la démarche d'identification globale des paramètres de la loi est présentée. Celle-ci s'appuie sur une identification séquentielle (par bloc de comportement) des parties élastique, viscoélastique et plastique. Enfin, les prévisions de la loi de comportement ainsi identifiée sont confrontées à l'ensemble des données expérimentales.

### 3.4.1 Optimisation de la représentation des éprouvettes pour les simulations

La première étape de la mise en place de la démarche d'identification des paramètres de la loi de comportement a été de modéliser l'éprouvette et les conditions aux limites utilisés pour les essais sur lesquels s'est basée l'identification. Dans la littérature, un matériau homogène équivalent (le gradient de microstructure n'est pas pris en compte) et des conditions aux limites idéalisées sont généralement considérées pour l'identification des paramètres des lois de comportement pour les matériaux composites renforcés de fibres courtes [Leveuf et al., 2020], [Miled et al., 2012]. Le matériau étudié ici est plus épais. Le gradient de microstructure est donc susceptible d'avoir un effet significatif. Par ailleurs, la longueur utile des éprouvettes est plus courte pour les essais de compression réalisés ici que pour les essais de traction. Les conditions aux limites sont donc susceptibles d'avoir un effet plus important. L'influence du gradient de microstructure selon l'épaisseur et des conditions aux limites a donc été étudiée, dans l'optique de déterminer la représentation du système offrant le meilleur compromis entre précision des résultats et temps de calcul, pouvant être utilisée pour l'identification des paramètres de la loi. Les simulations numériques ont été effectuées avec le code de calculs par éléments finis Abaqus. La loi de comportement présentée dans la partie précédente a été implantée numériquement via TFEL/MFront [Helfer et al., 2015]. La distribution de l'orientation des fibres à travers l'épaisseur de la plaque est représentée par le tenseur d'orientation des fibres d'ordre deux, obtenu par micro-tomographie à rayons X. Les termes extra-diagonaux dans la base d'injection sont considérés nuls pour les simulations numériques, compte-tenu des incertitudes sur leurs valeurs, comme montré dans le Chapitre 1, en accord avec la démarche de dimensionnement de Safran. Le profil de distribution d'orientation des fibres selon l'épaisseur n'étant pas tout à fait symétrique, l'ensemble de l'épaisseur est donc modélisée, *i.e.*, il n'y a pas de symétrie à mi-épaisseur.

#### 3.4.1.1 Présentation des représentations testées

La Figure 78 représente les différentes représentations de l'éprouvette pour les simulations. La direction  $x$  correspond à la direction de chargement et à la longueur de l'éprouvette, la direction  $y$  à la largeur de l'éprouvette et la direction  $z$  à l'épaisseur de l'éprouvette. La première représentation (représentation éprouvette complète) modélise l'éprouvette complète utilisée pour les essais de longueur totale 140 mm et d'épaisseur 5 mm. Les conditions aux limites appliquées visent à reproduire au mieux les conditions aux limites expérimentales, *i.e.*, la prise de l'éprouvette dans les mors. Les déplacements selon  $y$  et  $z$  sont bloqués pour les nœuds en surface de la partie 1 de l'éprouvette situés dans les mors et l'ensemble des déplacements sont bloqués pour les nœuds en surface de la partie 2 de l'éprouvette prise dans les mors. Ces surfaces sont définies par les parties en rouge sur la Figure 78. Le chargement a été imposé sur un point de référence couplé à la surface 1 selon  $x$ . Des simulations ont été effectuées avec ce modèle en définissant un tenseur d'orientation des fibres homogène et en tenant compte du gradient de la distribution d'orientation des fibres selon l'épaisseur, pour comparaison. La représentation avec gradient d'orientation est considérée comme étant la représentation de référence. La seconde représentation (représentation zone utile) ne représente que la longueur libre

de l'éprouvette entre les mors de 13 mm. Les conditions aux limites sont simplifiées par rapport à la représentation de l'éprouvette complète. Les déplacements selon  $y$  et  $z$  sont bloqués sur la surface 1, indiquée sur la Figure 78, et les déplacements selon l'ensemble des directions sont bloqués sur la surface 2. Le chargement a été imposé sur un point de référence couplé à la surface 1 selon  $-x$ . Le gradient de distribution d'orientation des fibres selon l'épaisseur est pris en compte. La troisième représentation (représentation allumette) décrit une barrette de l'épaisseur de l'éprouvette dans la longueur libre entre les mors. Des conditions de symétrie sur les plans de normales  $x$  et  $y$  sont appliquées. Cette représentation revient à considérer que le chargement global est uniaxial. Le chargement a été imposé sur un point de référence couplé à la surface de normale  $-x$ . Des simulations ont été effectuées avec prise en compte du gradient de microstructure selon l'épaisseur. Enfin, la dernière représentation (représentation homogène à l'échelle du VER) représente un cube avec des conditions de symétrie sur trois faces de ce cube, avec un tenseur d'orientation des fibres homogène, comme illustré sur la Figure 78. Dans les cas où le gradient de microstructure n'est pas pris en compte et que c'est la microstructure homogène équivalente qui est considérée, chaque composante des tenseurs d'orientation utilisés est calculée à partir de la moyenne des valeurs de cette composante mesurées selon l'épaisseur de la plaque. Le chargement a été imposé sur un point de référence couplé à la surface de normale  $-x$ . Pour l'ensemble des représentations, une étude de convergence en terme de pas de temps et de nombre d'éléments selon l'épaisseur a été réalisée, au préalable. 20 éléments sont définis selon l'épaisseur après avoir effectué une étude de convergence au maillage pour l'ensemble des représentations excepté la représentation homogène à l'échelle du VER. Les éléments utilisés sont des éléments volumiques linéaires avec intégration complète.

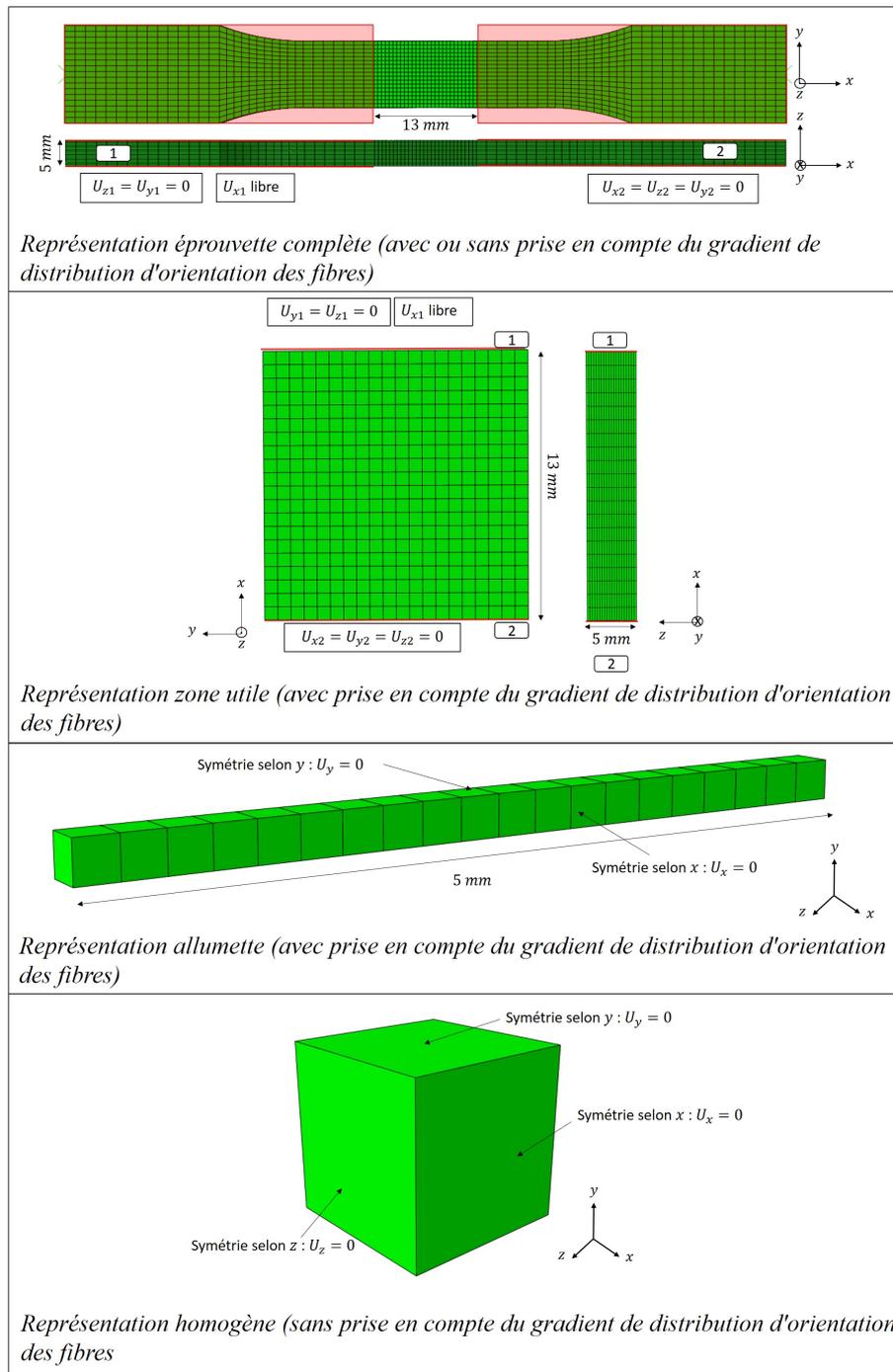


FIGURE 78 – Présentation des quatre représentations utilisées pour étudier l'influence du gradient de microstructure selon l'épaisseur et des conditions aux limites;  $U_i$  avec  $i = \{x; y; z\}$  représente le déplacement des nœuds selon  $i$ .

### 3.4.1.2 Comparaison des résultats

Comme énoncé précédemment, la représentation de référence est la représentation éprouvette complète avec prise en compte du gradient de microstructure selon l'épaisseur

et les conditions aux limites les plus proches de celles expérimentales. Cependant, le temps de calcul est beaucoup trop important pour que cette représentation puisse être utilisée pour l'identification des paramètres de la loi de comportement ( $\sim 5$ h pour simuler un essai de compression monotone). L'objectif est donc de trouver une représentation de l'éprouvette permettant de réduire le temps de calcul tout en permettant d'avoir une réponse proche de celle obtenue par le modèle de référence. Les simulations numériques sont réalisées avec les paramètres de la loi de comportement identifiés par [Leveuf et al., 2020] et [Navrátil et al., 2020] pour des chargements en traction, pour un matériau proche. Pour la partie élastique linéaire, l'erreur relative sur le module d'Young par rapport à la représentation de référence est évaluée. Une erreur relative maximale de 10% est jugée acceptable. Une représentation homogène à l'échelle du VER a été utilisée dans [Leveuf, 2017] pour identifier les paramètres de la loi. Un des avantages est la rapidité des calculs (ordre de la dizaine de seconde pour des essais monotones et de la minute pour des essais de type FRC).

### Comparaison représentation éprouvette complète (gradient)/représentation homogène à l'échelle du VER

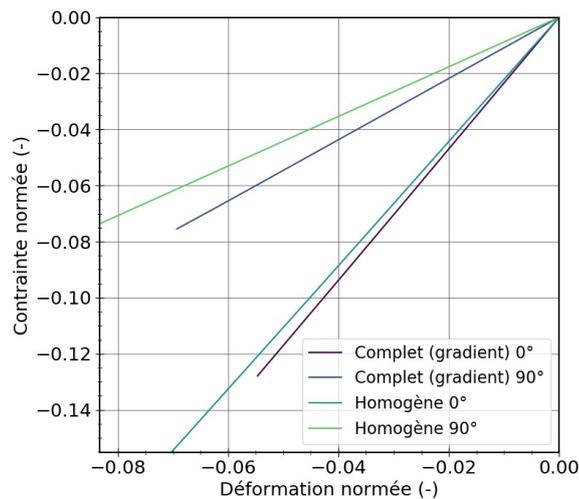


FIGURE 79 – Courbes contrainte/déformation dans le domaine supposé élastique linéaire obtenues par simulation par éléments finis pour un essai de compression monotone sur des éprouvettes de 5 mm d'épaisseur d'orientations de  $0^\circ$  et  $90^\circ$ , une vitesse de sollicitation de  $|\dot{\sigma}|_{norm} = 0,01$ ; comparaison représentation éprouvette complète (gradient) et représentation homogène à l'échelle du VER.

La Figure 79 représente les courbes contrainte/déformation d'un essai de compression monotone pour des orientations  $0^\circ$  et  $90^\circ$  obtenues par simulation par éléments finis avec la représentation éprouvette complète (gradient) et la représentation homogène à l'échelle du VER. Les modules d'Young sont calculés et l'erreur relative est déterminée pour chacune des orientations.

L'erreur relative sur le module d'Young est de l'ordre de 9% pour une orientation de  $0^\circ$  et de 24 % pour une orientation de  $90^\circ$ , comme montré sur la Figure 80. La représentation

homogène à l'échelle du VER ne permet donc pas d'avoir une description suffisamment précise de la partie élastique. Elle n'est donc pas retenue pour l'identification des paramètres de la loi.

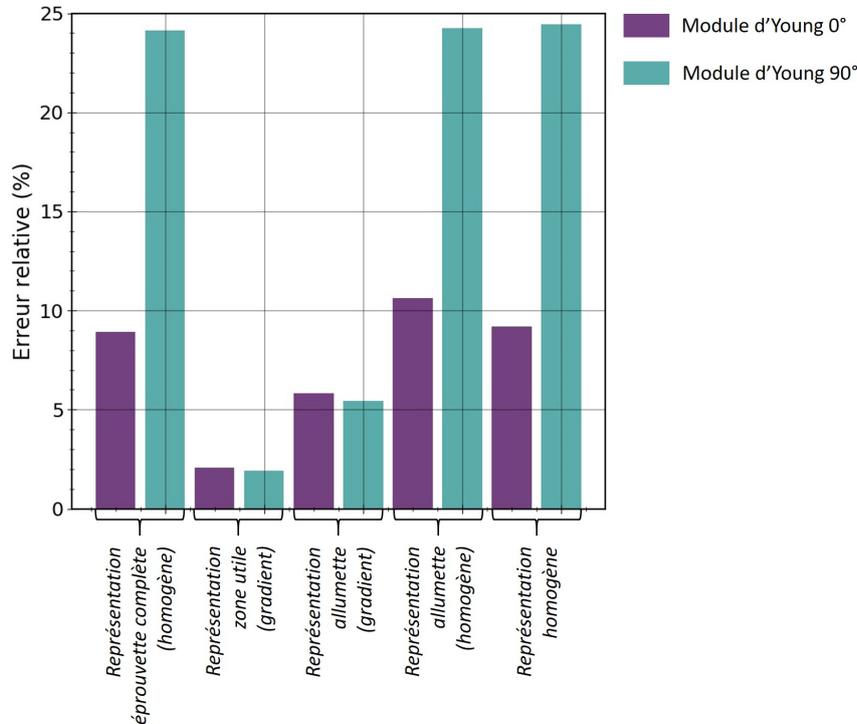


FIGURE 80 – Histogramme de l'erreur relative sur le module d'Young par rapport à la représentation éprouvette complète avec gradient de distribution d'orientation des fibres selon l'épaisseur et conditions aux limites les plus proches de la réalité, pour les orientations 0° et 90°.

### Comparaison représentation éprouvette complète (gradient)/représentation éprouvette complète (homogène)

L'influence de la microstructure est tout d'abord analysée en gardant une éprouvette complète mais en ayant en entrée un tenseur d'orientation homogène selon l'épaisseur. La Figure 81 représente les courbes contrainte/déformation d'un essai compression monotone obtenues avec la représentation éprouvette complète avec gradient et la représentation éprouvette complète homogène. L'erreur relative sur la rigidité élastique initiale est de 9% pour l'orientation 0° et de 24% pour l'orientation 90°, comme montré sur la Figure 80. Le gradient de microstructure selon l'épaisseur a donc un effet significatif sur la réponse moyenne. Il convient donc d'en tenir compte.

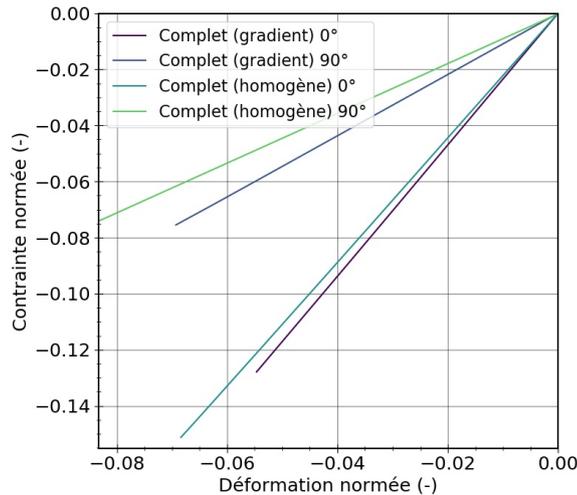


FIGURE 81 – Courbes contrainte/déformation dans le domaine supposé élastique linéaire obtenues par simulation par éléments finis pour un essai de compression monotone sur des éprouvettes de 5 mm d'épaisseur d'orientations de 0° et 90°, une vitesse de sollicitation de  $|\dot{\sigma}|_{norm} = 0,01$  ; comparaison représentation éprouvette complète (gradient) et représentation éprouvette complète (homogène).

#### Comparaison représentation éprouvette complète (gradient)/représentation zone utile (gradient)

La représentation zone utile représente seulement la longueur libre entre les mors de l'éprouvette avec prise en compte du gradient de microstructure selon l'épaisseur. La Figure 82 représente les courbes contrainte/déformation pour un essai FRC obtenues avec la représentation éprouvette complète (gradient) et la représentation zone utile. L'erreur relative sur le module d'Young est seulement de 2% pour les orientations 0° et 90° (Figure 80). La déformation lors des phases de recouvrement avec la représentation zone utile est proche de celle obtenue avec la représentation éprouvette complète (gradient) pour les orientations 0° et 90°. On remarque une différence sur la réponse en déformation pour les phases de charge et de fluage avec une erreur relative maximale de 5%.

D'après les résultats, la représentation zone utile permet d'obtenir des résultats relativement proches de ceux obtenus avec la représentation éprouvette complète (gradient). Cependant bien que significativement plus courts qu'avec la représentation complète de l'éprouvette, les temps de calcul restent très importants avec la représentation zone utile :  $\sim 1$  jour pour l'essai FRC et  $\sim 1$  h pour un essai de compression monotone.

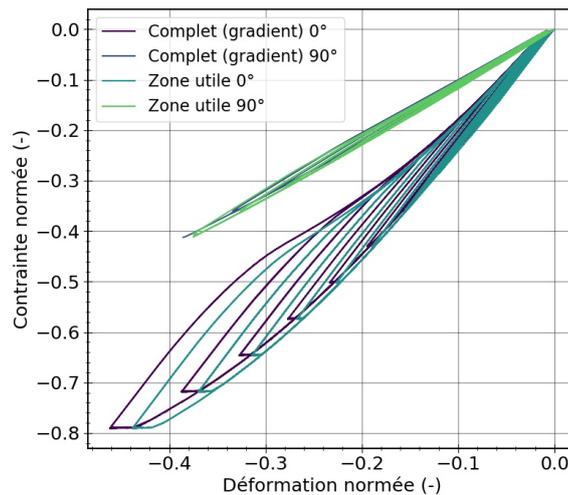


FIGURE 82 – Courbes contrainte/déformation obtenues par simulation par éléments finis d'un essai FRC sur des éprouvettes de 5 mm d'épaisseur d'orientations de  $0^\circ$  et  $90^\circ$ , une vitesse de sollicitation de  $|\dot{\sigma}|_{norm} = 0,01$ ; comparaison représentation éprouvette complète (gradient) et représentation zone utile.

### Comparaison représentation éprouvette complète (gradient)/représentation allumette (gradient)

La Figure 83 illustre les courbes contrainte/déformation pour un essai FRC obtenues pour la représentation éprouvette complète (gradient) et la représentation allumette avec gradient. L'erreur relative du module d'Young est de 6% pour une orientation  $0^\circ$  et de 5% pour une orientation  $90^\circ$ , d'après la Figure 80. La représentation allumette permet d'avoir une description de la partie linéaire proche de celle obtenue avec de la représentation éprouvette complète (gradient). La déformation pour les phases de recouvrement est proche pour les deux représentations. Les différences sont un peu plus importantes pour les phases de charge et de fluage avec une différence maximale de 9% pour une orientation de  $0^\circ$ .

D'après les résultats, la représentation allumette (gradient) permet de décrire de manière satisfaisante la réponse du matériau pour un temps de calcul réduit (environ 6h pour les essais FRC et quelques minutes pour les essais de compression monotone, contre plusieurs jours et plusieurs heures respectivement avec la représentation complète).

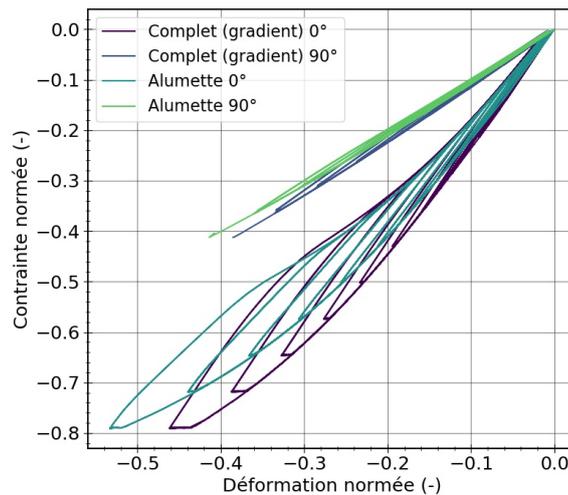


FIGURE 83 – Courbes contrainte/déformation obtenues par simulation par éléments finis d’un essai FRC sur des éprouvettes de 5 mm d’épaisseur d’orientations de 0° et 90°, une vitesse de sollicitation de  $|\dot{\sigma}|_{norm} = 0,01$ ; comparaison représentation éprouvette complète (gradient) et représentation allumette.

### 3.4.1.3 Bilan

L’objectif de cette partie était de déterminer la représentation optimale du matériau et des éprouvettes pour réaliser des simulations pour l’identification des paramètres de la loi de comportement. La représentation la plus réaliste tient compte du gradient de distribution d’orientation des fibres et de la géométrie et des conditions aux limites des éprouvettes. Cependant le temps de calcul pour ce modèle est beaucoup trop important pour identifier l’ensemble des paramètres de la loi. C’est pourquoi il a fallu construire un modèle permettant d’optimiser le temps de calcul tout en ayant une réponse proche de celle du modèle de référence. La comparaison de la réponse de différents modèles géométriques, par rapport à la représentation éprouvette complète (gradient) a permis de montrer :

- que les résultats obtenus en considérant un tenseur d’orientation homogène, comme généralement fait dans la littérature, sont éloignés des résultats obtenus avec le modèle de référence pour le matériau relativement épais (5 mm d’épaisseur) étudié ici ; il est donc nécessaire de tenir compte du gradient de distribution de l’orientation des fibres selon l’épaisseur ;
- et, que la simplification des conditions aux limites a un effet du second ordre devant celui du gradient de microstructure ; les essais peuvent être considérés comme des essais uniaxiaux sans trop dégrader les prévisions.

D’après les résultats, la représentation allumette (gradient) représentant seulement l’épaisseur de l’éprouvette et considérant une sollicitation uniaxiale est retenue pour l’identification des paramètres car elle offre un bon compromis entre précision des résultats et temps de calcul.

### 3.4.2 Présentation de la démarche globale d'identification des paramètres

La démarche d'identification s'appuie sur une identification par bloc de comportement : bloc élastique, bloc viscoélastique et bloc plastique. Pour rappel, l'objectif de la loi de comportement est de principalement décrire les grandeurs mécaniques cycliques intervenant dans le critère de fatigue, notamment : dissipation intrinsèque cyclique, densité d'énergie de fluage cyclique et densité d'énergie cyclique. La description de la dissipation intrinsèque cyclique doit également permettre d'analyser les courbes d'auto-échauffement.

L'identification des paramètres s'appuie sur des simulations par éléments finis à partir de la représentation allumette en se basant sur les essais donnés dans le Tableau 6 selon le bloc de comportement. Le Tableau 6 présente également les données utilisées pour l'identification pour chaque essai.

Bloc de comportement	Type d'essai	Éprouvette	Données utilisées
Bloc élastique	Compression monotone	0° 5 mm et 90° 5 mm	Déformation en tout début d'essai
Bloc viscoélastique	Essais cycliques $R = 10$ (fréquence de 4 Hz)	0° 5 mm	Énergie dissipée cyclique, module sécant
Bloc viscoélastique	FRC compression	0° 5 mm et 90° 5 mm	Déformation (phases de fluage et recouvrement)
Bloc plastique	Essais cycliques $R = 10$	0° 5 mm et 90° 5 mm	Énergie dissipée cyclique, module sécant et déformation résiduelle

TABLEAU 6 – Démarche d'identification globale des paramètres de la loi de comportement.

Pour l'identification des paramètres, un script python a été développé (utilisation du module *kmpfit* (<https://www.astro.rug.nl/software/kapteyn/kmpfit.html>), méthode des moindres carrés) en s'appuyant sur l'algorithme d'optimisation de Levenberg-Marquardt [Marquardt, 1963]. La fonction objectif à minimiser, traduisant l'écart entre les données expérimentales et calculées, a été définie comme suit :

$$S = \sum_{i=0}^{N-1} r_i^2 \quad (111)$$

avec  $r_i = \frac{Y_{mod_i} - Y_{exp_i}}{\overline{Y_{exp_i}}}$  le résidu,  $i$  le point considéré et  $N$  le nombre de points.  $Y_{mod_i}$  et  $Y_{exp_i}$  représentent les grandeurs issues du modèle et les valeurs expérimentales utilisées pour l'identification, et  $\overline{Y_{exp_i}}$  est la valeur moyenne de la grandeur expérimentale.

L'évaluation de la robustesse du modèle ainsi identifié se base sur les essais présentés dans le Tableau 7. Le chargement mécanique imposé pour les simulations est le chargement réel issu de essais.

Type d'essai	Éprouvette	Données utilisées
Compression monotone	0° 5 mm et 90° 5 mm	Déformation
Traction monotone	0° 1,2 mm et 90° 1,2 mm	Déformation
Essais cycliques $R = 10$	0° 5 mm et 90° 5 mm	Densité d'énergie cyclique et vitesse de déformation cyclique moyenne
Essais cycliques $R = 3$	0° 5 mm et 90° 5 mm	Énergie dissipée cyclique, module sécant, densité d'énergie cyclique et vitesse de déformation cyclique moyenne
Essais cycliques $R = -1$	0° 5 mm	Énergie dissipée cyclique, module sécant, densité d'énergie cyclique, vitesse de déformation cyclique moyenne
FRC et ANH en compression	0° 1,2 mm et 90° 1,2 mm	Déformation

TABLEAU 7 – Évaluation de la robustesse du modèle identifié.

### 3.4.3 Identification du bloc élastique

La première étape de l'identification concerne la partie élastique du comportement du matériau. La partie élastique dépend du tenseur d'orientation d'ordre 2 et est composée de 6 paramètres :

- $E_f$  et  $\nu_f$  : module d'Young des fibres et coefficient de Poisson des fibres
- $E_m$  et  $\nu_m$  : module d'Young de la matrice et coefficient de Poisson de la matrice
- $t_f$  : facteur de forme des fibres
- $y_f$  : fraction volumique des fibres

Le facteur de forme des fibres est un paramètre fixé dont la valeur est déterminée à partir de l'observation au microscope optique d'un échantillon découpé au centre d'une plaque injectée. La valeur moyenne du facteur de forme des fibres est de 18. Autrement dit, il est considéré que le facteur de forme effectif est égal au facteur de forme géométrique moyen. Cette hypothèse semble valide car, comme cela est montré plus loin, la réponse élastique du matériau pour différentes directions de sollicitation. La fraction volumique des fibres est également un paramètre fixé à 0,245 équivalent à une fraction massique de 0,3 (masse volumique des fibres de carbone :  $1,3 \text{ g/cm}^3$ , masse volumique de la matrice :  $1,7 \text{ g/cm}^3$  [Polymers, 2016]). Les coefficients de Poisson sont fixés aux mêmes valeurs que celles utilisées dans [Navrátil et al., 2020] pour un matériau proche sollicité en traction :  $\nu_f = 0,2$  et  $\nu_m = 0,35$  [Navrátil et al., 2020]. Les paramètres qu'il reste à identifier sont les paramètres  $E_f$  et  $E_m$ . L'identification se base sur la partie linéaire au début des essais

de compression monotone pour des éprouvettes d'épaisseur 5 mm et d'orientations  $0^\circ$  et  $90^\circ$ . L'intervalle de déformation considéré va d'une déformation minimale en valeur absolue de  $5 \times 10^{-4}$  (incertitude de calcul des déformations) à une déformation maximale en valeur absolue de  $1,5 \times 10^{-3}$ . Cette dernière est obtenue pour des valeurs de contrainte bien inférieure en valeur absolue à la limite d'élasticité apparente (inférieure à la moitié) pour chacune des orientations tout en restant dans la partie linéaire de la courbe contrainte/déformation.

Les paramètres finalement obtenus sont  $E_f = 2,4 \times 10^{11} Pa$  et  $E_m = 3,8 \times 10^9 Pa$ . Ces paramètres sont du même ordre de grandeur que ceux obtenus dans [Navrátil et al., 2020]. La Figure 84 représente la comparaison des courbes contrainte/déformation expérimentales et celles obtenues à partir du modèle avec les paramètres identifiés. Cette comparaison montre que le modèle décrit bien l'élasticité du matériau.

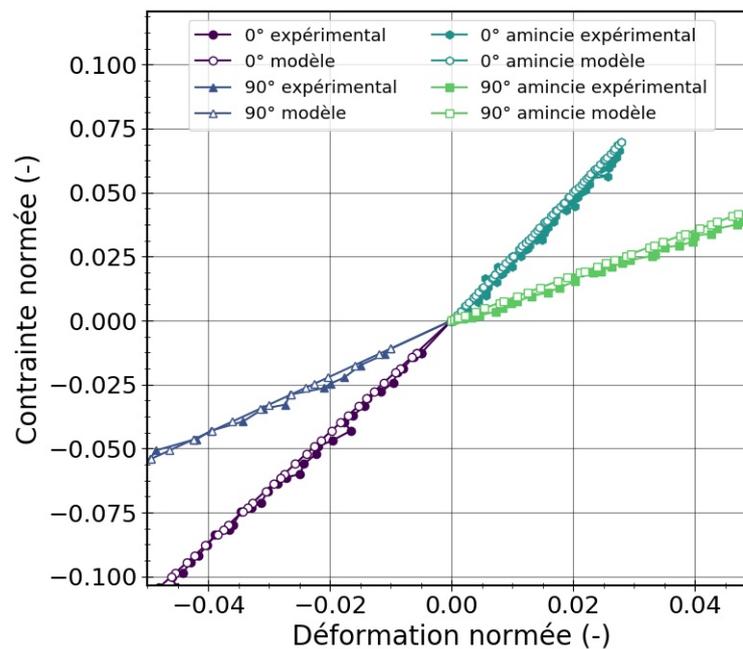


FIGURE 84 – Comparaison des courbes contrainte/déformation expérimentales et obtenues à partir du modèle pour des essais de compression monotone pour des éprouvettes d'épaisseur 5 mm, et de traction pour des éprouvettes amincies d'orientation  $0^\circ$  et  $90^\circ$ .

### 3.4.4 Identification du bloc viscoélastique

La seconde étape est l'identification de la partie viscoélastique, supposée isotrope (du moins en l'absence d'érouissage cinématique). Elle est composée de 5 paramètres :

- $E_{v0}$  et  $\nu_v$  : module d'élasticité viscoélastique et coefficient de Poisson viscoélastique
- $K$  et  $n$  : paramètres matériaux décrivant la viscosité  $\eta$  et son évolution en fonction de la vitesse de déformation viscoélastique
- $k_v$  : coefficient du couplage entre la viscoélasticité et l'érouissage cinématique.

Le coefficient de Poisson viscoélastique est un paramètre fixé avec la même valeur que dans [Navrátil et al., 2020], c'est-à-dire  $\nu_v = 0,35$ . L'identification des autres paramètres

viscoélastiques ( $E_{v0}$ ,  $K$  et  $n$ ), est faite à partir de données expérimentales obtenues pour des niveaux de contraintes inférieures à la limite d'élasticité globale, de telle sorte qu'il n'y ait *a priori* pas de plasticité. Le coefficient du couplage entre la viscoélasticité et l'érouissage cinématique sera identifié durant l'étape d'identification des paramètres liés à la plasticité.

On s'intéresse, dans un premier temps, à l'identification de  $E_{v0}$ . Elle se base sur les essais d'auto-échauffement pour des éprouvettes d'épaisseur 5 mm d'orientation  $0^\circ$  et  $90^\circ$ , un rapport de charge  $R = 10$  et des fréquences de chargement de 2Hz et de 4Hz.  $E_{v0}$  est identifié pour différents niveaux de chargement en laissant libre le paramètre  $K$  et en imposant  $n = 1$  afin d'avoir une viscosité indépendante de la vitesse de déformation viscoélastique. La partie élastique de la loi de comportement est fixée avec les paramètres identifiés précédemment. Pour répondre aux objectifs du développement de la loi de comportement, l'identification vise à bien décrire la dissipation intrinsèque moyenne cyclique et le module sécant (qui est lié à la densité d'énergie cyclique). D'après les résultats, on obtient des valeurs du module viscoélastique très proches pour les différents niveaux de contrainte et orientations. Autrement dit, le module viscoélastique peut être considéré constant en l'absence de plasticité. On obtient une valeur moyenne  $E_{v0} = 3,15 \times 10^{11} Pa$ . Cette valeur est plus faible que celle obtenue en traction sur un matériau proche [Navrátil et al., 2020].

Dans un second temps, le paramètre  $K$  est identifié pour différents essais conduisant à différentes vitesses de déformation en s'appuyant sur la même démarche, en fixant  $E_{v0}$  à la valeur identifiée et  $n = 1$  de telle sorte que la viscosité est constante pour un essai donné ( $\eta = K$ ). L'objectif est de déterminer la viscosité et son évolution en fonction de la vitesse de déformation viscoélastique. L'identification de  $K$  à partir des essais d'auto-échauffement permet de décrire la viscosité pour les vitesses de déformation viscoélastique les plus élevées. Les paliers des essais FRC permettent de décrire la viscosité pour les vitesses de déformation viscoélastique les plus faibles. La Figure 85 représente la viscosité obtenue en fonction de la vitesse de déformation viscoélastique moyenne et celle obtenue à partir de l'identification de  $K$  par essai pour des orientations de  $0^\circ$  et  $90^\circ$ . La vitesse de déformation viscoélastique est calculée à partir de la vitesse de déformation, calculée sur la première charge, dont on soustrait la vitesse de déformation élastique calculée à partir de la contrainte et du module d'élasticité calculé. D'après les résultats, on peut supposer que la viscosité diminue selon une loi puissance lorsque la vitesse de déformation viscoélastique augmente. Cette tendance est cohérente avec les résultats reportés dans [Navrátil et al., 2020] pour des chargements en traction sur un matériau proche. Néanmoins, la viscosité obtenue ici est plus faible pour une vitesse de déformation donnée et la dépendance de la viscosité à la vitesse de déformation est plus marquée que dans [Navrátil et al., 2020].

Enfin, les paramètres de la viscosité en fonction de la vitesse de déformation, c'est à dire  $K$  et  $n$ , sont identifiés :  $K = 1,3 \times 10^8 Pa.s^n$  et  $n = 0,35$ .

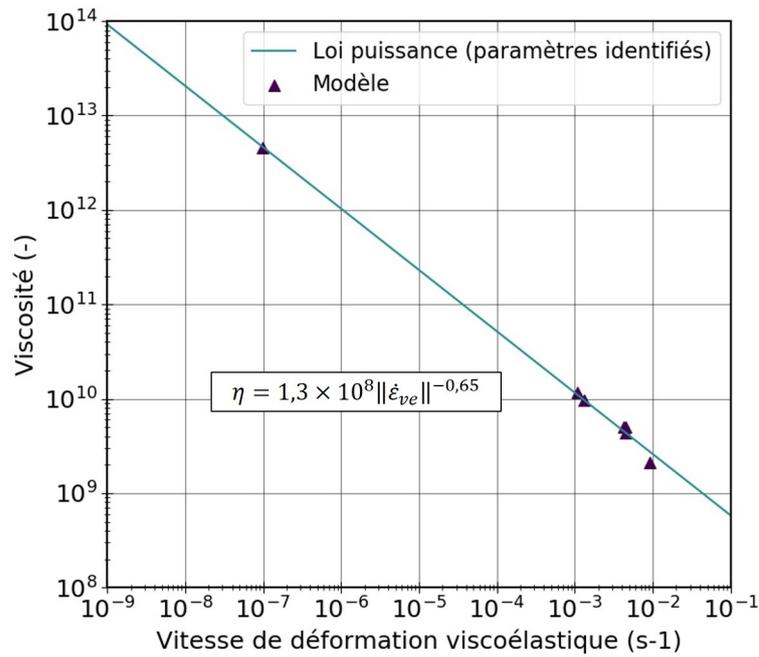


FIGURE 85 – Viscosité en fonction de la vitesse de déformation viscoélastique moyenne identifiée à partir d’un essai FRC et d’essais cycliques réalisés sur des éprouvettes de 5 mm orientées à  $0^\circ$  et  $90^\circ$  à des niveaux de contrainte inférieurs à la limite d’élasticité globale, en supposant une viscosité constante pour chaque essai.

Avec les paramètres du bloc viscoélastique identifiés, les essais d’auto-échauffement pour des orientations  $0^\circ$  et  $90^\circ$  et un rapport de charge  $R = 10$  sont simulés. Le module sécant et la dissipation intrinsèque cyclique sont calculés. L’objectif est de comparer les résultats expérimentaux avec ceux obtenus avec la loi de comportement viscoélastique (sans le bloc plastique). La Figure 86 représente un exemple de courbe contrainte/déformation obtenue avec le modèle viscoélastique avec comparaison à celle obtenue expérimentalement pour une orientation  $0^\circ$  et un rapport de charge  $R = 10$ . La contrainte maximale en valeur absolue appliquée est inférieure à la limite d’élasticité globale.

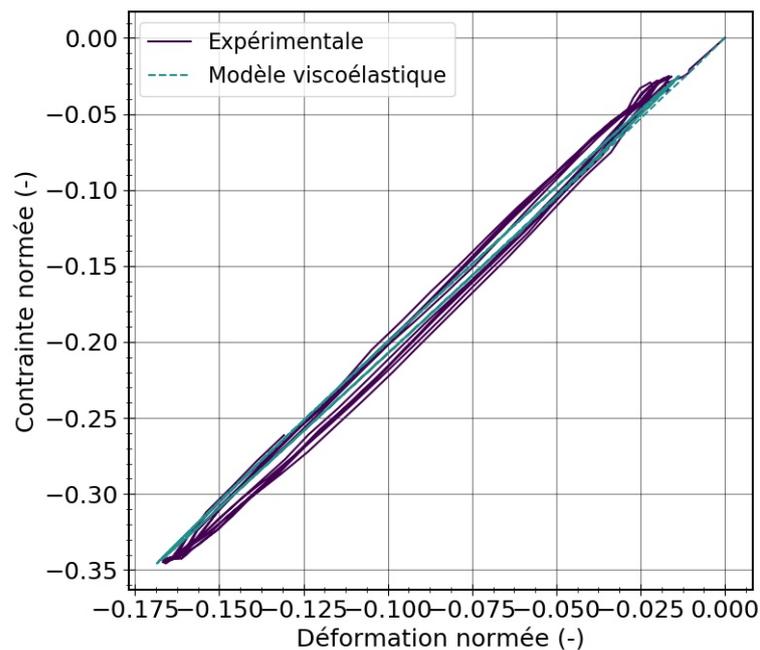


FIGURE 86 – Courbes contrainte/déformation obtenues expérimentalement et avec le modèle viscoélastique pour une éprouvette de 5 mm avec une orientation  $0^\circ$ , un rapport de charge  $R = 10$  et un niveau de contrainte  $|\sigma|_{maxnorm} = 0,34$ .

La Figure 87 compare les énergies dissipées par cycle obtenues expérimentalement et calculées avec le modèle viscoélastique (sans plasticité), pour des éprouvettes d'orientation  $0^\circ$  et  $90^\circ$  et un rapport de charge  $R = 10$ . D'après les résultats, la loi de comportement décrit correctement la dissipation intrinsèque cyclique pour les niveaux de chargement les plus bas (inférieurs à la limite d'élasticité) sur lesquels s'est basée l'identification de la rigidité viscoélastique et de la viscosité. On remarque que pour les niveaux de chargements plus élevés en valeur absolue, la dissipation intrinsèque moyenne cyclique prévue par le modèle est trop basse. Cela confirme que la viscoélasticité seule, sans couplage avec la plasticité, ne permet pas de prévoir la dissipation intrinsèque pour ces niveaux de chargement.

La Figure 88 représente le module sécant au  $10^{\text{ème}}$  cycle obtenus expérimentalement et avec le modèle viscoélastique (sans plasticité), pour des orientations de  $0^\circ$  et  $90^\circ$  et un rapport de charge  $R = 10$ . Le module sécant est également bien décrit pour les niveaux de chargement les plus faibles (inférieurs à la limite d'élasticité) utilisés pour l'identification pour les orientations  $0^\circ$  et  $90^\circ$ . Pour les niveaux de chargement plus élevés, le modèle viscoélastique ne rend pas compte de la diminution du module sécant lorsque la contrainte maximale en valeur absolue augmente.

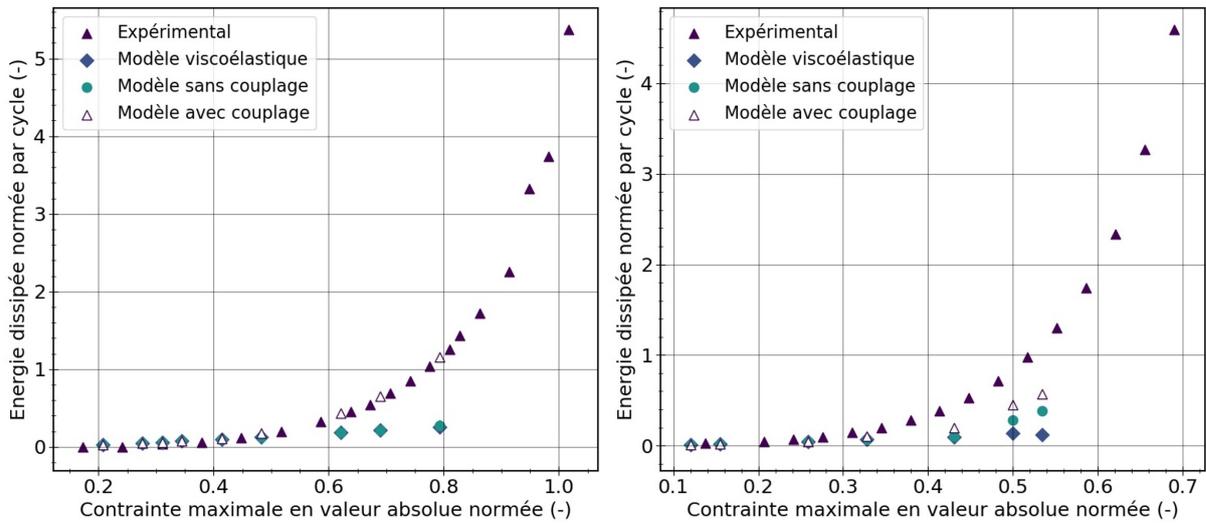


FIGURE 87 – Densité d'énergie dissipée par cycle (calculée du 4<sup>ème</sup> au 14<sup>ème</sup> cycle) en fonction de la contrainte maximale en valeur absolue appliquée pour des éprouvettes de 5 mm d'épaisseur d'orientation 0° (à gauche) et 90° (à droite), un rapport de charge  $R = 10$  et une fréquence de chargement de 4Hz ; comparaison des résultats expérimentaux et des prévisions du modèle viscoélastique (sans plasticité), et du modèle visco-élasto-plastique sans couplage et avec couplage entre la rigidité viscoélastique et l'écroutissage.

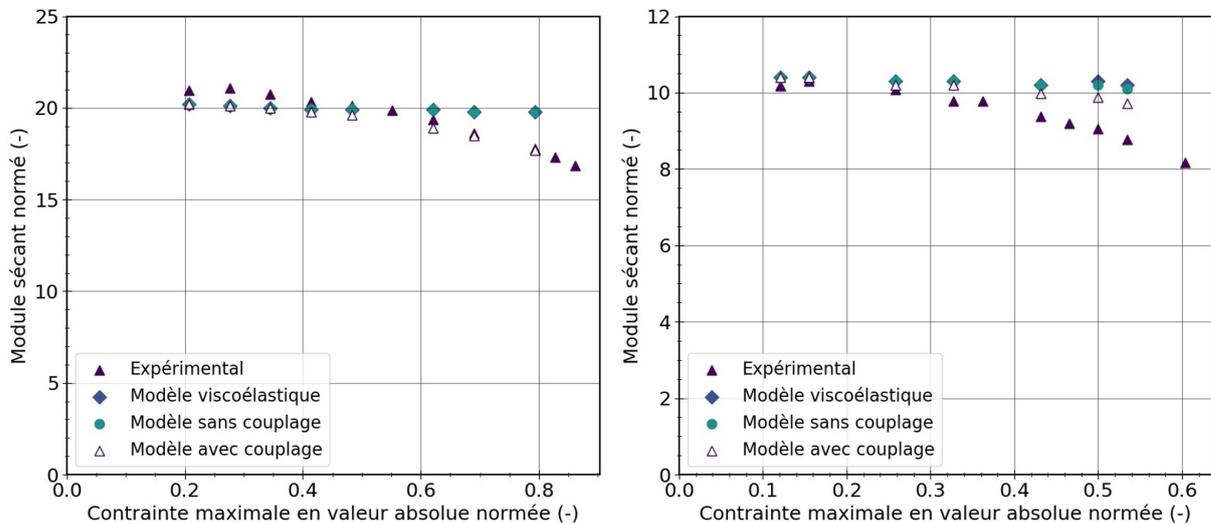


FIGURE 88 – Module sécant (au 10<sup>ème</sup> cycle) en fonction de la contrainte maximale en valeur absolue appliquée pour des éprouvettes de 5 mm d'épaisseur d'orientation 0° (à gauche) et 90° (à droite), un rapport de charge  $R = 10$  et une fréquence de chargement de 4Hz ; comparaison des résultats expérimentaux et des prévisions du modèle viscoélastique (sans plasticité), et du modèle visco-élasto-plastique sans couplage et avec couplage entre la rigidité viscoélastique et l'écroutissage.

La prévision de la densité d'énergie cyclique et de la vitesse de déformation cyclique,

qui interviennent dans les critères de fatigue, ont également été comparées aux résultats expérimentaux. La densité d'énergie de fluage cyclique est proportionnelle à la vitesse de déformation cyclique (et à la contrainte moyenne). Dans la mesure où la contrainte moyenne appliquée pour les essais et les simulations est la même, les conclusions tirées pour la vitesse de déformation cyclique valent pour la densité d'énergie de fluage cyclique. La Figure 89 et la Figure 90 représentent la densité d'énergie cyclique au 10<sup>ème</sup> cycle et la vitesse de déformation moyenne cyclique, respectivement, en fonction de la contrainte maximale en valeur absolue appliquée pour des éprouvettes de 5 mm d'épaisseur d'orientations de 0° et 90° et un rapport de charge  $R = 10$ . La densité d'énergie cyclique est bien décrite pour les niveaux de chargement les plus faibles (inférieurs à la limite d'élasticité). Le calcul de la vitesse de déformation moyenne s'est fait sur les premiers cycles de chargement (moyenne entre le 5<sup>ème</sup> et le 10<sup>ème</sup> cycle) car la déformation cyclique moyenne obtenue avec le modèle se stabilise au bout du 10<sup>ème</sup> cycle. La bonne régulation de l'effort de la machine se fait à partir du 4<sup>ème</sup> cycle. C'est pourquoi le calcul de la vitesse de déformation cyclique moyenne a été effectué à partir du 5<sup>ème</sup> cycle. La vitesse de déformation cyclique est un peu moins bien décrite que les autres grandeurs, avec un écart pouvant aller jusqu'à environ une demi-décade.

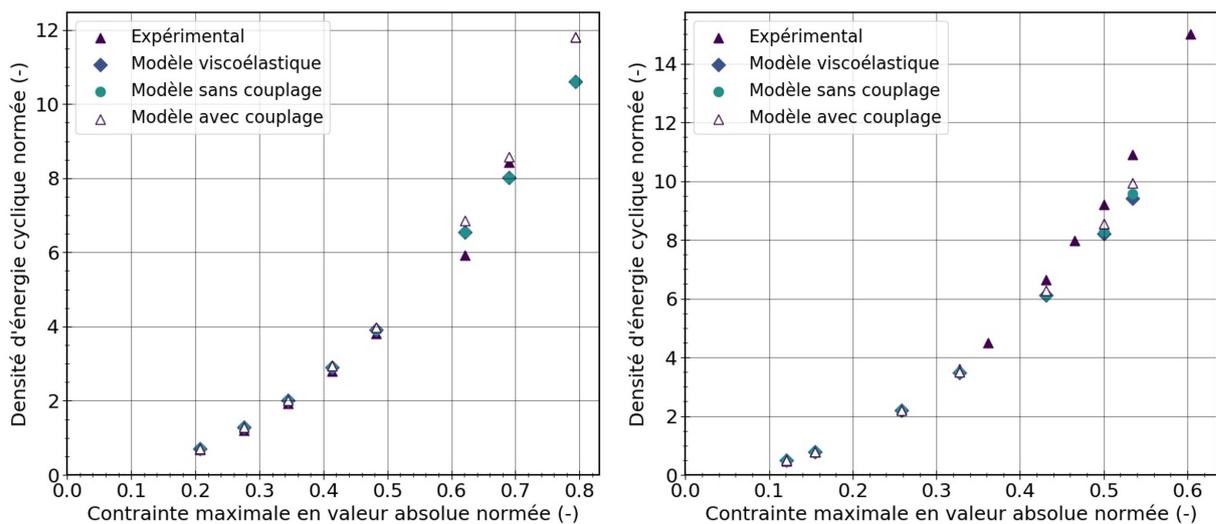


FIGURE 89 – Densité d'énergie cyclique (au 10<sup>ème</sup> cycle) en fonction de la contrainte maximale en valeur absolue appliquée pour des éprouvettes de 5 mm d'épaisseur d'orientations 0° (à gauche) et 90° (à droite), un rapport de charge  $R = 10$  et une fréquence de chargement de 4Hz ; comparaison des résultats expérimentaux et des prévisions du modèle viscoélastique (sans plasticité), et du modèle visco-élasto-plastique sans couplage et avec couplage entre la rigidité viscoélastique et l'écrouissage.

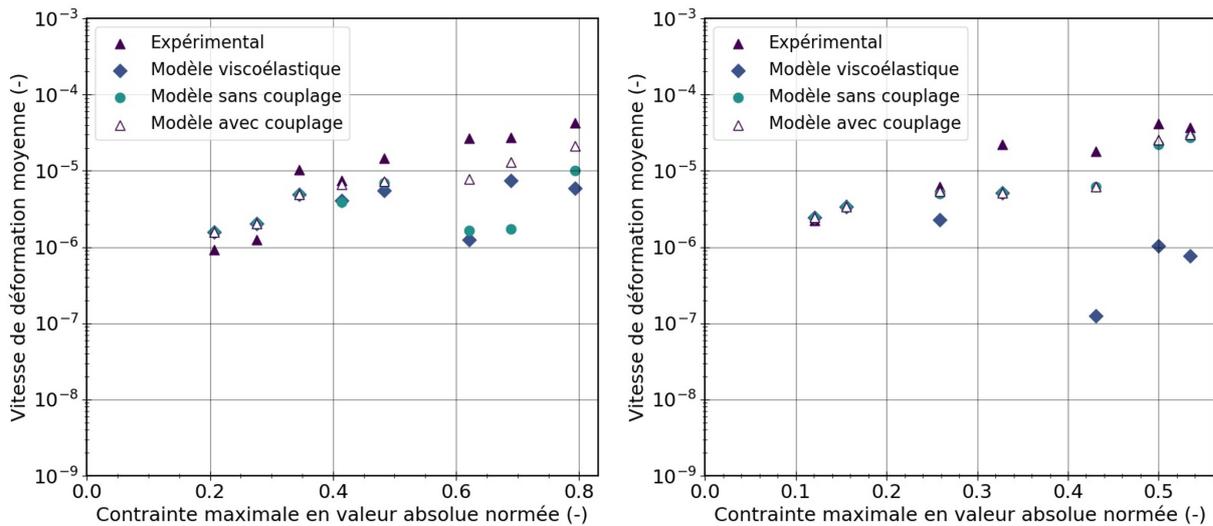


FIGURE 90 – Vitesse de déformation cyclique moyenne (moyenne du 5<sup>ème</sup> au 10<sup>ème</sup> cycle) en fonction de la contrainte maximale en valeur absolue appliquée pour des éprouvettes d'épaisseur d'orientations 0° (à gauche) et 90° (à droite), un rapport de charge  $R = 10$  et une fréquence de chargement de 4Hz ; comparaison des résultats expérimentaux et des prévisions du modèle viscoélastique (sans plasticité), et du modèle visco-élasto-plastique sans couplage et avec couplage entre la rigidité viscoélastique et l'écouvissage.

L'utilisation d'un modèle viscoélastique seul permet de décrire de manière relativement satisfaisante les grandeurs mécaniques cycliques utilisées dans le critère de fatigue (Chapitre 2), pour les niveaux de contrainte inférieurs à la limite d'élasticité, pour les orientations 0° et 90° et un rapport de charge  $R = 10$ . Cependant pour les niveaux de contrainte supérieurs à la limite d'élasticité, ces grandeurs sont mal décrites. Il est donc nécessaire d'ajouter un autre bloc de comportement, qui est ici un bloc plastique avec un écouvissage cinématique.

### 3.4.5 Identification du bloc plastique

La troisième étape de l'identification concerne la partie plastique. Comme pour la partie élastique, celle-ci dépend de la distribution d'orientation des fibres décrite par un tenseur d'orientation d'ordre 2. La partie plastique est composée de 6 paramètres :

- $\sigma_y$  : limite d'élasticité initiale
- $C$  et  $\gamma$  : paramètres décrivant l'écouvissage cinématique
- $k$  : paramètre matériau décrivant le sensibilité des coefficients du tenseur de Hill aux valeurs propres du tenseur d'orientation d'ordre 2.

On a considéré  $k = 1$  comme ce qui avait été fait dans [Navrátil et al., 2020]. L'identification des trois autres paramètres se base sur les résultats des essais d'auto-échauffement pour les orientations 0° et 90°, un rapport de charge  $R = 10$  et une fréquence de sollicitation de 4 Hz. L'objectif est de décrire la déformation résiduelle à la fin de la phase de recouvrement (à contrainte nulle), allant de 5 min à 15 min selon le niveau de contrainte

appliqué, qui suit les 30 cycles appliqués pour chaque niveau de chargement lors des essais d'auto-échauffement. On suppose que la déformation viscoélastique est complètement recouverte à l'issue de cette phase et que la déformation résiduelle est essentiellement d'origine plastique. Pour cette phase d'identification, seule la partie élastique instantanée et la partie plastique de la loi sont considérées. Pour cela, les 30 cycles de chaque niveau de contrainte (chargement idéal considéré) sont simulés à la suite, comme montré sur la Figure 91. Nous n'avons pas considéré l'essai FRC comme dans [Leveuf et al., 2020] et [Navrátil et al., 2020] car la déformation viscoélastique n'est pas totalement recouverte à la fin des phases de recouvrement, conduisant à une surestimation de la déformation résiduelle pour l'identification des paramètres liés à la plasticité.

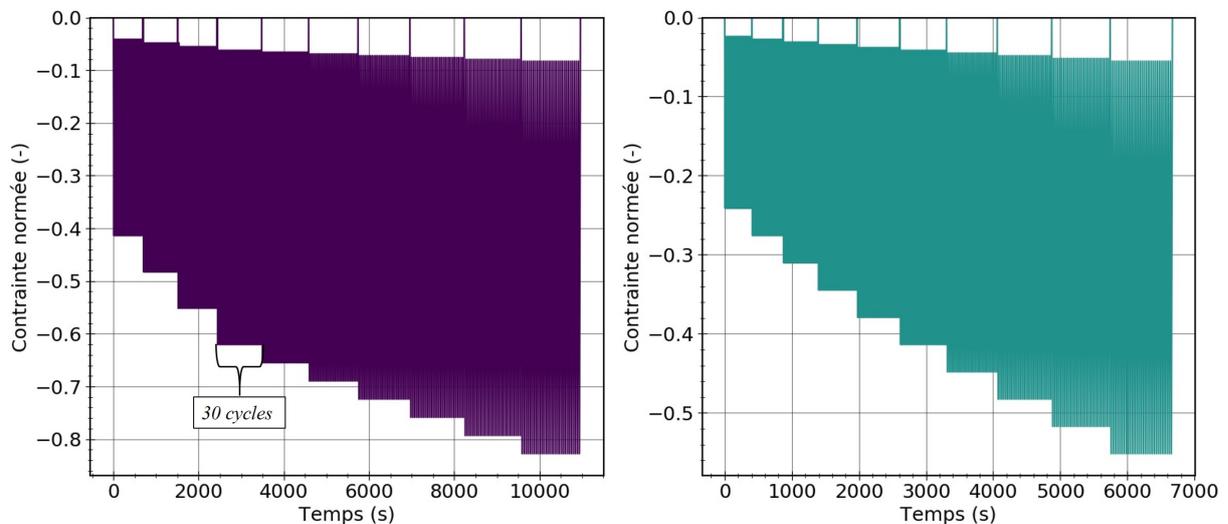


FIGURE 91 – Essais cycliques simulés (30 cycles) pour des orientations  $0^\circ$  (à droite) et  $90^\circ$  (à gauche) pour l'identification des paramètres du bloc plastique.

La Figure 92 représente la comparaison de la déformation résiduelle obtenue expérimentalement et celle obtenue à partir d'un modèle élasto-plastique (sans le bloc viscoélastique). Les données expérimentales sont relativement bien reproduites par le modèle. Une description encore plus unifiée vis-à-vis de l'orientation pourrait éventuellement être obtenue avec une valeur de  $k$  différente de 1. Les valeurs des paramètres obtenues sont :  $\sigma_y = 7,22 \times 10^7 \text{ Pa}$ ,  $C = 4,58 \times 10^{10} \text{ Pa}$  et  $\gamma = 13,46$ .

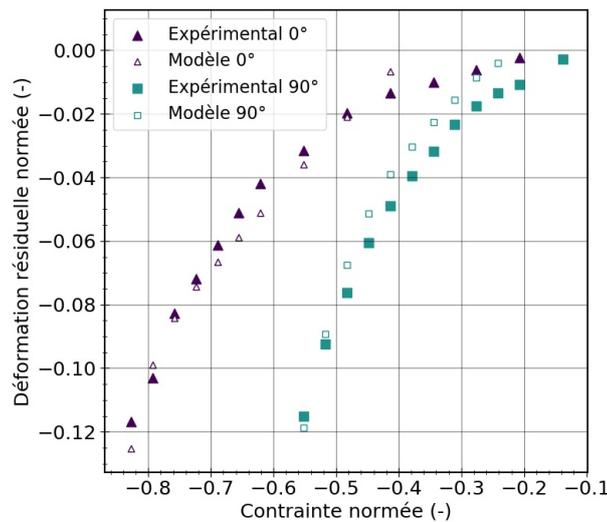


FIGURE 92 – Déformation résiduelle à l'issue de la phase de recouvrement en fonction de la contrainte maximale en valeur absolue appliquée durant les 30 cycles pendant les essais d'auto-échauffement pour des éprouvettes de 5 mm d'épaisseur d'orientations 0° et 90°, un rapport de charge  $R = 10$  et une fréquence de chargement de 4 Hz; comparaison des résultats expérimentaux et ceux obtenus à partir du modèle élasto-plastique (sans viscoélasticité).

La Figure 87 représente l'énergie dissipée par cycle obtenue avec le modèle visco-élasto-plastique sans couplage entre la viscoélasticité et la plasticité. D'après les résultats, la plasticité n'a pas d'effet sur la dissipation cyclique au-delà du premier cycle, tant qu'il n'y a pas d'écrouissage lors de la décharge. Lorsque l'amplitude de contrainte est plus de deux fois supérieure à la limite d'élasticité initiale (pour une orientation donnée), comme dans le cas de 90°, la plasticité contribue à la dissipation intrinsèque à chaque cycle. La Figure 93 représente l'énergie dissipée cyclique en fonction du nombre de cycles pour une orientation 90°, un rapport de charge  $R = 10$  et des niveaux de contrainte maximale en valeur absolue  $|\sigma|_{maxnorm} = 0,26$  (à gauche) et  $|\sigma|_{maxnorm} = 0,53$  (à droite). Le premier niveau de contrainte est supérieur à la limite d'élasticité globale mais l'amplitude de contrainte est inférieure à deux fois cette limite d'élasticité. Le second niveau de contrainte est supérieur à la limite d'élasticité globale avec une amplitude de contrainte supérieure à deux fois cette limite d'élasticité. On remarque que dans le premier cas, l'ajout de la plasticité sans couplage n'a pas d'effet sur la dissipation contrairement au second cas.

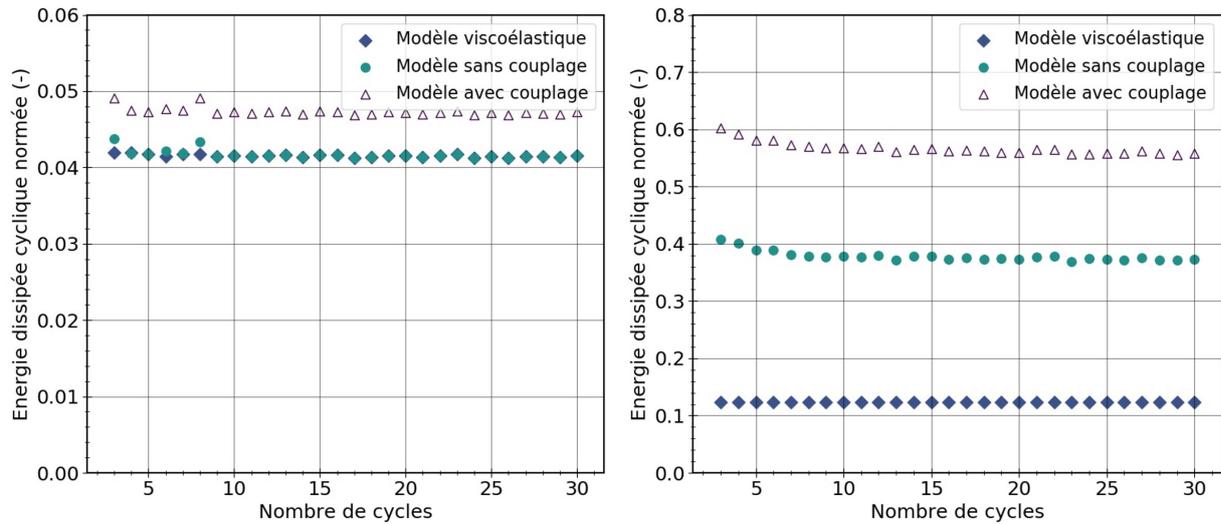


FIGURE 93 – Énergie dissipée cyclique en fonction du nombre de cycles pour une éprouvette de 5 mm d'épaisseur d'orientation  $90^\circ$ , un rapport de charge  $R = 10$ , une fréquence de chargement de  $4 \text{ Hz}$ ; comparaison des résultats obtenus à partir du modèle viscoélastique (sans plasticité), et du modèle visco-élasto-plastique sans couplage et avec couplage entre la rigidité viscoélastique et l'écroutissement; contrainte maximale en valeur absolue appliquée  $|\sigma|_{max_{norm}} = 0,26$  (à gauche) et  $|\sigma|_{max_{norm}} = 0,53$  (à droite).

La Figure 88 représente le module sécant au 10<sup>ème</sup> cycle, obtenu avec le modèle sans couplage viscoélasticité-plasticité, pour des orientations de  $0^\circ$  et  $90^\circ$  et un rapport de charge  $R = 10$ . Comme pour l'énergie dissipée, la plasticité n'a pas d'influence sur le module sécant jusqu'à une amplitude de contrainte deux fois supérieure à la limite d'élasticité. La Figure 94 représente les courbes contrainte/déformation expérimentale et avec le modèle pour des orientations  $0^\circ$  et  $90^\circ$ , un rapport de charge  $R = 10$  et des contraintes maximales en valeur absolue  $|\sigma|_{max_{norm}} = 0,69$  et  $|\sigma|_{max_{norm}} = 0,53$ , respectivement. Pour une amplitude de contrainte inférieure à deux fois la limite d'élasticité globale (avec  $|\sigma|_{max_{norm}} = 0,69$ ), l'ajout de la plasticité sans le couplage viscoélastique/plastique n'influence pas le module sécant. En revanche, quand cette amplitude de contrainte (avec  $|\sigma|_{max_{norm}} = 0,53$ ) est deux fois supérieure à la limite d'élasticité globale, *i.e.*, quand il y a écroutissement à la charge et à la décharge, le module sécant diminue avec l'ajout de la plasticité sans le couplage viscoélastique/plastique.

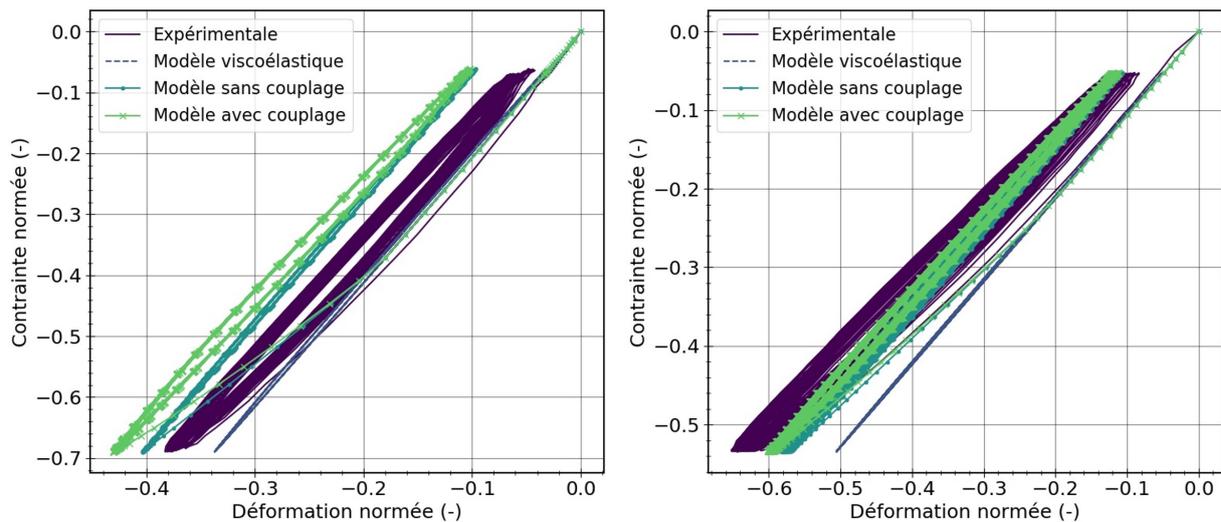


FIGURE 94 – Courbes contrainte/déformation pour une éprouvettes d’orientations  $0^\circ$  (à gauche) et  $90^\circ$  (à droite), un rapport de charge  $R = 10$ , des contraintes maximales en valeur absolue  $|\sigma|_{max_{norm}} = 0,69$  et  $|\sigma|_{max_{norm}} = 0,53$ , respectivement, et une fréquence de chargement de  $4\text{ Hz}$ ; comparaison des résultats obtenus expérimentalement et ceux obtenus à partir du modèle viscoélastique (sans plasticité), et du modèle visco-élastoplastique sans couplage et avec couplage entre la rigidité viscoélastique et l’écroutissage.

La Figure 89 et la Figure 90 montrent la densité d’énergie cyclique au  $10^{\text{ème}}$  cycle et la vitesse de déformation cyclique moyenne, calculée du  $5^{\text{ème}}$  au  $10^{\text{ème}}$  cycle, respectivement, en fonction de la contrainte maximale en valeur absolue appliquée pour des orientations de  $0^\circ$  et  $90^\circ$  et un rapport de charge  $R = 10$ . La plasticité n’a également pas d’influence sur la densité d’énergie cyclique jusqu’à une amplitude de contrainte deux fois supérieure à la limite d’élasticité. Au-delà du premier cycle, la valeur de la vitesse de déformation moyenne ne change pas avec l’ajout du bloc plastique sans couplage tant que la limite d’élasticité n’est pas atteinte à la fois à la charge et à la décharge. La Figure 95 représente la déformation cyclique moyenne en fonction du nombre de cycles pour des orientations  $0^\circ$  et  $90^\circ$  et un rapport de charge  $R = 10$ . Ces évolutions sont pour des niveaux de contrainte maximale en valeur absolue  $|\sigma|_{max_{norm}} = 0,69$  et  $|\sigma|_{max_{norm}} = 0,53$  pour  $0^\circ$  et  $90^\circ$ , respectivement, qui sont supérieures à la limite d’élasticité globale. Le premier cas correspond à une amplitude de contrainte inférieure à deux fois la limite d’élasticité globale et pour le second cas, elle est supérieure. On remarque que lorsque la partie plastique est ajoutée avec ou sans couplage viscoélasticité/plasticité, la vitesse de déformation cyclique moyenne se stabilise au bout du  $10^{\text{ème}}$  cycle pour le premier cas ( $0^\circ$  et  $|\sigma|_{max_{norm}} = 0,69$ ) et elle se stabilise au-delà de 30 cycles pour le second cas ( $90^\circ$  et  $|\sigma|_{max_{norm}} = 0,53$ ).

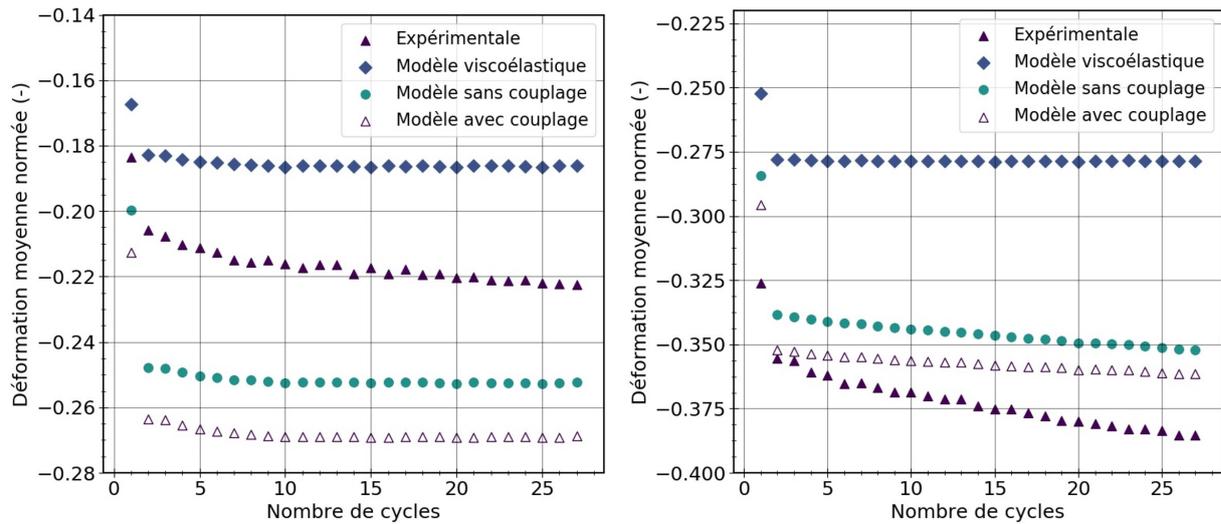


FIGURE 95 – Déformation cyclique moyenne en fonction du nombre de cycles pour des éprouvettes de 5 mm d'épaisseur d'orientations  $0^\circ$  (à gauche) et  $90^\circ$  (à droite), un rapport de charge  $R = 10$  et une fréquence de chargement de 4 Hz ; comparaison des résultats expérimentaux et des prévisions du modèle viscoélastique (sans plasticité), et du modèle visco-élasto-plastique sans couplage et avec couplage entre la rigidité viscoélastique et l'écroutissage ; contraintes maximales en valeur absolue appliquées  $|\sigma|_{max_{norm}} = 0,69$  et  $|\sigma|_{max_{norm}} = 0,53$  pour  $0^\circ$  et  $90^\circ$ , respectivement.

Le modèle sans couplage viscoélasticité-plasticité ne suffit pas pour décrire les grandeurs mécaniques cycliques utilisées dans le critère de fatigue (Chapitre 2), pour les niveaux de contrainte supérieurs à la limite d'élasticité. Cela justifie donc la prise en compte d'un couplage entre la viscoélasticité et l'écroutissage cinématique via le paramètre  $k_v$ .

La valeur de  $k_v$  est ajustée pour que la dissipation intrinsèque cyclique prévue par le modèle coïncide avec la dissipation obtenue expérimentalement pour les niveaux de chargement les plus élevés pour une orientation de  $0^\circ$  et un rapport de charge  $R = 10$ . La valeur de  $k_v$  retenue est  $k_v = 9,62 \times 10^{-9} Pa$ . Cette valeur est un peu plus faible que celle obtenue par [Navrátil et al., 2020] pour un matériau proche sollicité en traction uniaxiale. D'après la Figure 87, l'énergie dissipée par cycle expérimentale est bien décrite par le modèle incluant le couplage, pour l'ensemble des niveaux de contrainte d'intérêt, pour une orientation de  $0^\circ$  et  $R = 10$ . En revanche, la dissipation reste toujours sous-estimée pour une orientation de  $90^\circ$ . Il semble donc que l'influence du couplage entre la viscoélasticité et l'écroutissage cinématique sur l'énergie dissipée par cycle soit anisotrope. D'après la Figure 88 et la Figure 89, le module sécant et la densité d'énergie cyclique sont également bien décrits pour l'ensemble des niveaux de contrainte pour une orientation  $0^\circ$  mais une différence est observable pour  $90^\circ$ . Pour terminer comme le montre la Figure 90, la prise en compte du couplage viscoélasticité-plasticité permet d'améliorer la description de la vitesse de déformation cyclique moyenne, qui reste néanmoins perfectible.

### 3.4.6 Bilan

L'objectif de cette partie était d'identifier les paramètres de la loi de comportement. Cette identification s'appuie sur une démarche séquentielle par bloc à partir de simulations par éléments finis. Le gradient de distribution d'orientation des fibres selon l'épaisseur est pris en compte.

Le premier bloc identifié est le bloc élastique. Seuls les modules d'Young de la matrice  $E_m$  et des fibres  $E_f$  sont identifiés ; les autres paramètres sont fixés, au préalable. Cette identification s'appuie sur le début des essais de compression monotone pour des éprouvettes d'épaisseur 5 mm d'orientations  $0^\circ$  et  $90^\circ$ .

Les paramètres du bloc viscoélastique sont ensuite identifiés, exceptés le coefficient de couplage avec l'écoulement cinématique  $k_v$ . Le module viscoélastique  $E_{v0}$  est identifié en premier, en cherchant à décrire la dissipation intrinsèque cyclique et le module sécant mesurés lors des essais d'auto-échauffement (30 cycles) et la réponse mesurée lors des phases de fluage et de recouvrement des essais FRC pour les orientations  $0^\circ$  et  $90^\circ$  avec des niveaux de contrainte inférieurs à la limite d'élasticité. Pour cette étape, une valeur de viscosité constante est identifiée pour chaque essai. Ensuite, les paramètres  $K$  et  $n$  décrivant la viscosité et son évolution avec la vitesse de déformation viscoélastique sont identifiés.

Pour terminer, les paramètres du bloc plastique sont identifiés. L'identification du paramètre lié à la limite d'élasticité et des paramètres de l'écoulement cinématique est basée sur la déformation résiduelle, obtenue à l'issue des phases de recouvrement lors des essais d'auto-échauffement avec un niveau de contrainte croissant, en fonction de la contrainte maximale en valeur absolue appliquée. Les essais d'auto-échauffement considérés ont été réalisés sur des éprouvettes d'épaisseur 5 mm, d'orientations  $0^\circ$  et  $90^\circ$ , avec un rapport de charge  $R = 10$  et une fréquence de chargement  $4 \text{ Hz}$ . Le coefficient du couplage entre la viscoélasticité et l'écoulement cinématique est estimé en cherchant à décrire l'énergie dissipée et le module sécant pour l'ensemble des niveaux de contrainte pour une orientation  $0^\circ$  et un rapport de charge  $R = 10$ .

L'ensemble des valeurs des paramètres identifiés est donné dans le Tableau 8. A partir des paramètres identifiés, l'énergie dissipée par cycle, le module sécant, l'énergie cyclique et la vitesse de déformation cyclique moyenne prévus par le modèle sont comparés aux résultats expérimentaux. D'après les résultats, on peut conclure que :

- un modèle viscoélastique seul permet de bien décrire l'énergie dissipée par cycle et le module sécant pour les niveaux de contrainte inférieurs à la limite d'élasticité globale, pour les deux orientations et un rapport de charge  $R = 10$  ; la vitesse de déformation cyclique moyenne est moins bien décrite ;
- le bloc plastique composé d'un écoulement cinématique n'a pas d'influence sur l'énergie dissipée par cycle au-delà du premier cycle et le module sécant pour des amplitudes de contrainte inférieures à deux fois la limite d'élasticité, pour les deux orientations ;
- le couplage entre la viscoélasticité et l'écoulement cinématique permet de bien décrire l'énergie dissipée par cycle, le module sécant et dans une moindre mesure la vitesse de déformation cyclique moyenne pour une orientation  $0^\circ$  et un rapport de charge  $R = 10$ , sur l'ensemble de la gamme de contrainte d'intérêt ;
- et, avec la valeur du coefficient de couplage viscoélasticité-plasticité identifiée pour

0°, les grandeurs mécaniques d'intérêt ne sont pas aussi bien décrites pour 90°, ce que suggère une certaine anisotropie de ce point de vue.

Comportement méca- nique	Paramètres	Valeur
Élastique	$E_f$	$2,40 \times 10^{11} Pa$
	$\nu_f$	0,2
	$E_m$	$3,8 \times 10^9 Pa$
	$\nu_m$	0,35
	$t_f$	18
	$y_f$	0,245
Viscoélastique	$E_{v0}$	$3,15 \times 10^{11} Pa$
	$\nu_v$	0,35
	$K$	$1,3 \times 10^8 Pa.s^n$
	$n$	0,35
	$k_v$	$9,62 \times 10^{-9} Pa$
Plastique	$\sigma_y$	$7,22 \times 10^7 Pa$
	$C$	$4,58 \times 10^{10} Pa$
	$\gamma$	13,46
	$k$	1

TABLEAU 8 – Synthèse sur les paramètres de la loi de comportement identifiés.

### 3.5 Validation des paramètres de la loi de comportement

A partir des paramètres de la loi de comportement identifiés, les différents essais faisant partie de la base de données sont simulés et les résultats sont comparés aux données expérimentales. Les essais compris dans cette étape de validation sont :

- les essais de compression monotone sur des éprouvettes d'épaisseur 5 mm d'orientations 0° et 90° ;
- les essais FRC en traction sur des éprouvettes amincies d'épaisseur 1,2 mm d'orientations 0° et 90° ;
- les essais FRC et ANH sur des éprouvettes d'épaisseur 5 mm d'orientations 0° et 90° ;
- et, les essais cycliques sur des éprouvettes d'épaisseur 5 mm d'orientations 0° et 90° pour des rapports de charge  $R = 3$ , et d'orientation 0° pour  $R = -1$  et  $R = 0$ .

#### 3.5.1 Essais de compression monotone

La Figure 96 représente les courbes contrainte/déformation des essais de compression monotone pour des éprouvettes d'épaisseur 5 mm d'orientation 0° et 90° et une vitesse de chargement de  $|\dot{\sigma}|_{norm} = 0,01$  avec une comparaison entre les résultats expérimentaux et ceux obtenus à partir du modèle. D'après les résultats, la réponse expérimentale est bien décrite pour les deux orientations jusqu'à un niveau de contrainte légèrement supérieur

à la limite d'élasticité globale. On a donc une bonne description du comportement viscoélastique, sans plasticité. Au delà de ces valeurs, le modèle prévoit une réponse trop raide. Cela peut être lié à la description de l'érouissage et/ou de la viscoélasticité et de son couplage avec la plasticité. Néanmoins, on soulignera que les paramètres du modèle ont été identifiés pour des niveaux de contrainte normée inférieurs (en valeur absolue) à environ -0,8 pour  $0^\circ$  et -0,55 pour  $90^\circ$ , et qu'on ne cherche pas à décrire le comportement du matériau pour des niveaux plus élevés (en valeur absolue).

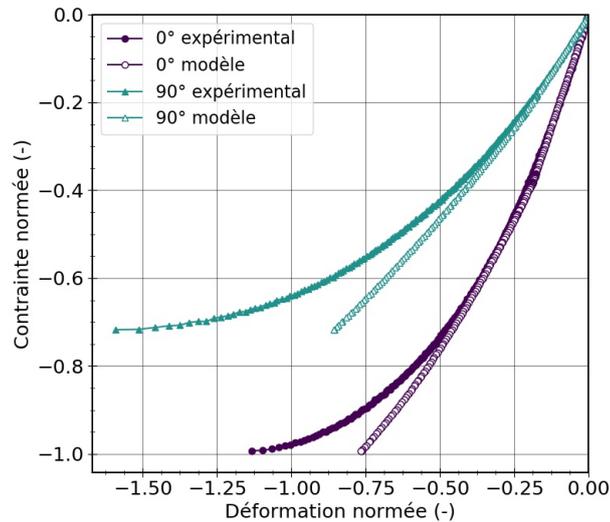


FIGURE 96 – Courbes contrainte/déformation pour des essais de compression monotone pour des éprouvettes d'épaisseur 5 mm d'orientations  $0^\circ$  et  $90^\circ$  et une vitesse de chargement de  $|\dot{\sigma}|_{norm} = 0,01$ ; comparaison entre les résultats expérimentaux et ceux obtenus à partir du modèle.

### 3.5.2 Essais FRC et ANH

La Figure 84 compare les résultats du chargement monotone au début des essais FRC en traction réalisés sur des éprouvettes amincies d'orientation  $0^\circ$  et  $90^\circ$ . Cette comparaison valide la partie élastique du modèle. La Figure 97 représente les courbes de déformation des essais FRC réalisés sur des éprouvettes d'épaisseur 5 mm et d'orientations  $0^\circ$  et  $90^\circ$  avec une vitesse charge/décharge de  $|\dot{\sigma}|_{norm} = 0,01$ , avec une comparaison entre les résultats expérimentaux et ceux obtenus à partir du modèle. Un zoom est réalisé sur les premiers niveaux de contrainte. La réponse est mal décrite par le modèle, sauf pour les premiers paliers pour lesquels la réponse est essentiellement élastique instantanée : dans l'ensemble, le modèle sous-estime la déformation, pour les phases de fluage comme pour les phases de recouvrement. En l'état, le modèle n'est donc pas en mesure de décrire la réponse du matériau lorsque le chargement est lent ou constant. Si l'on suppose que la plasticité est bien décrite, les résultats suggèrent qu'une partie significative de la déformation résiduelle lors des phases de recouvrement serait liée à des mécanismes de déformation dépendants du temps avec des temps caractéristiques relativement longs.

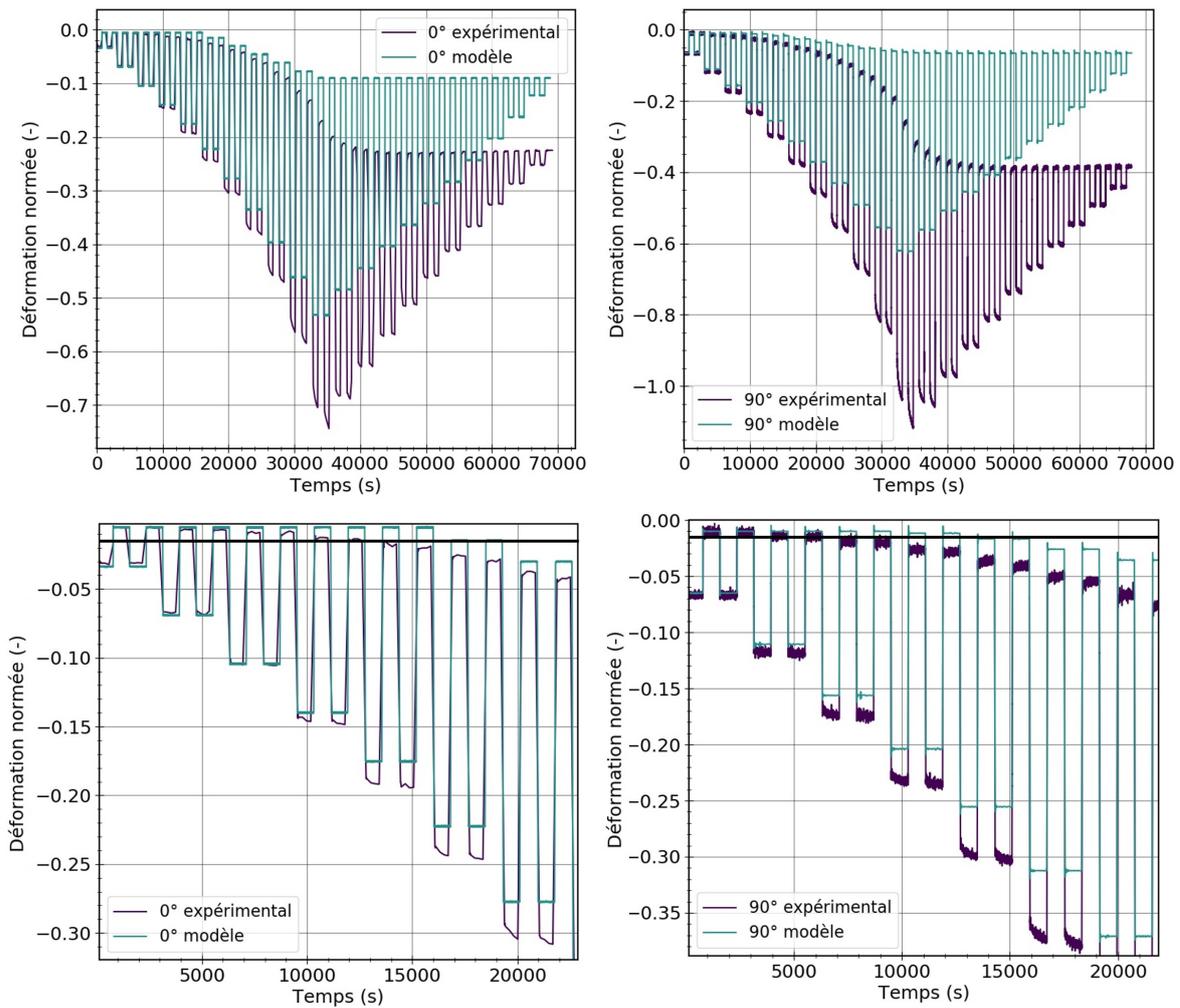


FIGURE 97 – Courbes de déformation en fonction du temps pour des essais FRC pour des éprouvettes d'épaisseur 5 mm d'orientations 0° (à gauche) et 90° (à droite) et une vitesse de charge/décharge de  $|\dot{\sigma}|_{norm} = 0,01$  ; comparaison entre les résultats expérimentaux et ceux obtenus à partir du modèle visco-élasto-plastique avec couplage ; la ligne noire symbolise l'incertitude sur la déformation ; un zoom sur les premiers paliers est fait sur les figures du bas.

La Figure 98 représente les courbes de déformation en fonction du temps pour des essais ANH réalisés sur des éprouvettes d'épaisseur 5 mm d'orientation 90° et une vitesse de charge/décharge  $|\dot{\sigma}|_{norm} = 0,01$ , avec également une comparaison entre les résultats expérimentaux et ceux obtenus avec le modèle. D'après les résultats, la même remarque peut être faite sur les phases de fluage que pour les résultats des essais FRC : la déformation se stabilise très rapidement durant les phases de fluage contrairement aux résultats expérimentaux avec un écoulement visqueux beaucoup plus lent. Pour tous les premiers niveaux de chargement, pour lesquels il y a très peu de déformation viscoélastique, la déformation est bien décrite en moyenne.

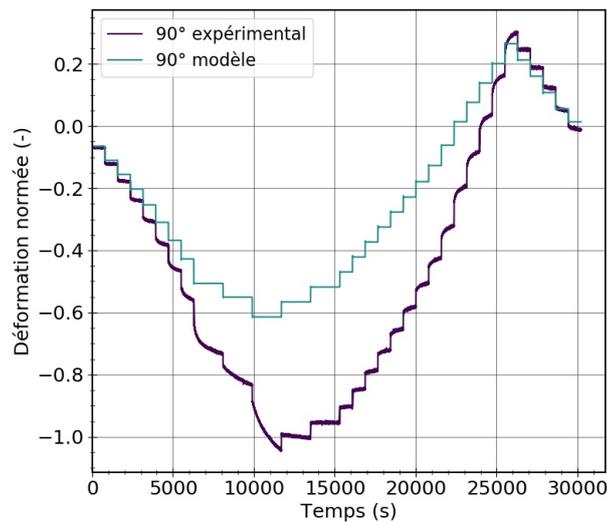


FIGURE 98 – Courbes de déformation en fonction du temps pour des essais ANH pour des éprouvettes d'épaisseur 5 mm d'orientation  $90^\circ$  et une vitesse de charge/décharge de  $|\dot{\sigma}|_{norm} = 0,01$ ; comparaison entre les résultats expérimentaux et ceux obtenus à partir du modèle.

### 3.5.3 Essais cycliques

La Figure 99, la Figure 100 et la Figure 101 représentent l'énergie dissipée par cycles pour des éprouvettes d'épaisseur 5 mm d'orientations  $0^\circ$  et  $90^\circ$  pour un rapport de charge  $R = 3$  et d'orientation  $0^\circ$  pour des rapports de charge  $R = -1$  et  $R = 0$ , respectivement. Les résultats expérimentaux sont comparés à ceux obtenus avec le modèle viscoélastique seul, le modèle visco-élasto-plastique sans couplage et avec couplage. D'après les résultats, l'énergie dissipée est bien décrite pour un rapport de charge  $R = 3$ , elle est surestimée pour  $R = -1$  et relativement bien estimée pour  $R = 0$ , pour les niveaux de contrainte maximale en valeur absolue inférieurs à la limite d'élasticité globale. Pour les niveaux de contrainte supérieurs, la dissipation est surestimée pour  $0^\circ$   $R = 3$ , et elle est sous-estimée pour  $0^\circ$  et  $R = 0$  et pour  $90^\circ$  et  $R = 3$ , avec le modèle complet. Pour  $R = -1$  et  $0^\circ$ , l'ajout de la plasticité et du couplage n'impacte pas la dissipation étant donné que l'on se place à des niveaux de contrainte inférieurs à la limite d'élasticité excepté pour le dernier niveau de contrainte.

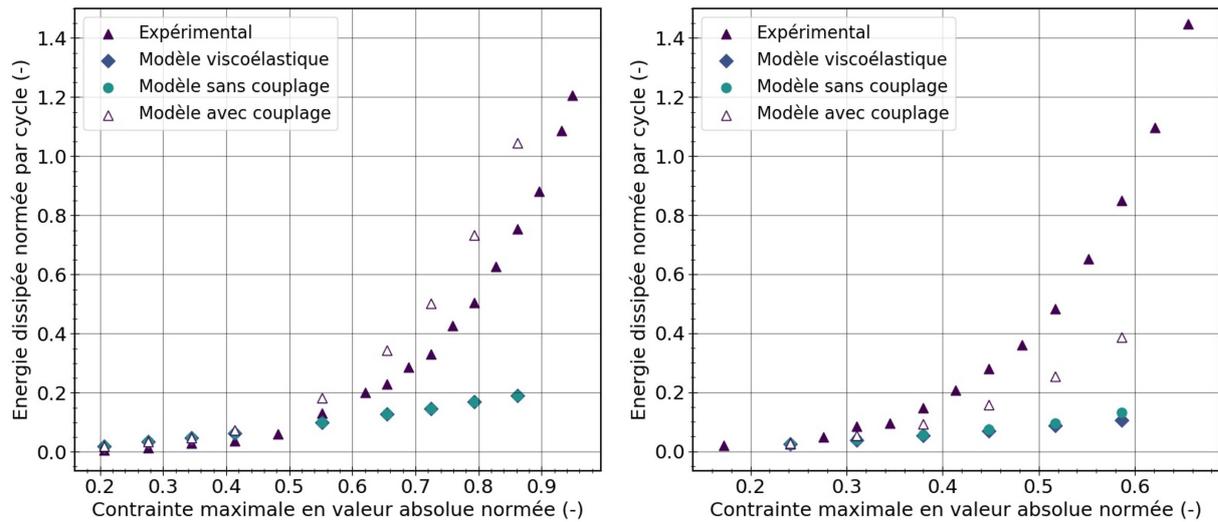


FIGURE 99 – Densité d’énergie dissipée par cycle en fonction de la contrainte maximale en valeur absolue appliquée pour des éprouvettes d’orientations  $0^\circ$  (à gauche) et  $90^\circ$  (à droite), un rapport de charge  $R = 3$  et une fréquence de chargement de 4 Hz ; comparaison des résultats expérimentaux avec le modèle viscoélastique (sans plasticité), et le modèle visco-élasto-plastique sans et avec couplage viscoélasticité-plasticité.

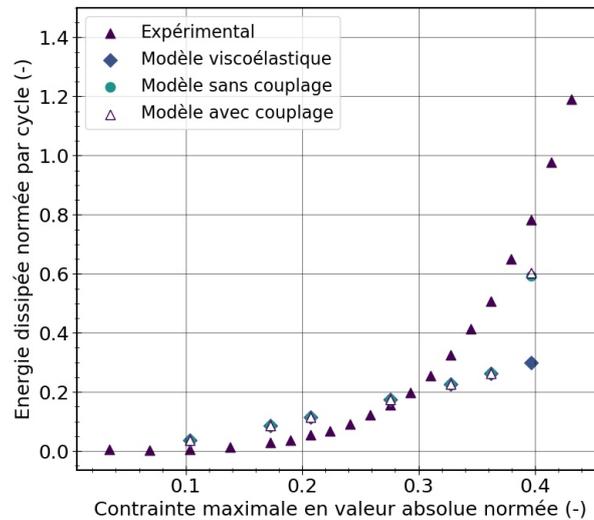


FIGURE 100 – Densité d’énergie dissipée par cycle en fonction de la contrainte maximale en valeur absolue appliquée pour des éprouvettes d’orientation  $0^\circ$ , un rapport de charge  $R = -1$  et une fréquence de chargement de 4 Hz ; comparaison des résultats expérimentaux avec le modèle viscoélastique (sans plasticité), et le modèle visco-élasto-plastique sans et avec couplage viscoélasticité-plasticité.

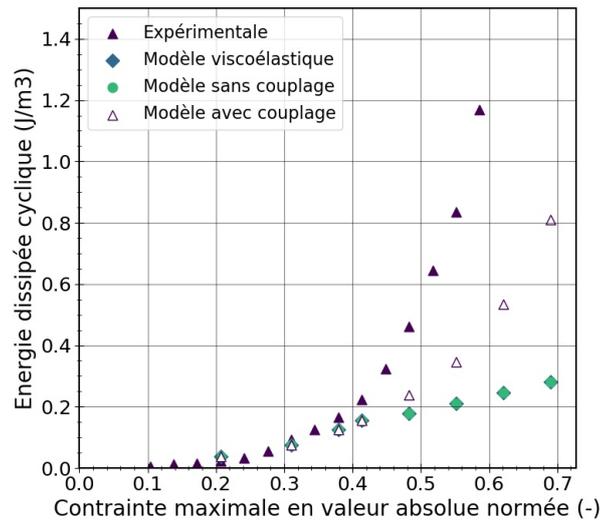


FIGURE 101 – Densité d'énergie dissipée par cycle en fonction de la contrainte maximale en valeur absolue appliquée pour des éprouvettes d'orientation  $0^\circ$ , un rapport de charge  $R = 0$  et une fréquence de chargement de 4 Hz ; comparaison des résultats expérimentaux avec le modèle viscoélastique (sans plasticité), et le modèle visco-élasto-plastique sans et avec couplage viscoélasticité-plasticité.

La Figure 102 et la Figure 103 représentent le module sécant pour des éprouvettes d'épaisseur 5 mm d'orientations  $0^\circ$  et  $90^\circ$  pour un rapport de charge  $R = 3$  et d'orientation  $0^\circ$  pour un rapport de charge  $R = -1$ , respectivement. Les résultats expérimentaux sont comparés à ceux obtenus avec le modèle viscoélastique seul et le modèle visco-élasto-plastique sans couplage et avec couplage. Pour les niveaux de contrainte inférieurs à la limite d'élasticité, le module sécant est bien décrit dans chacun des cas. Pour des niveaux de contrainte supérieurs, le module sécant est bien décrit pour une orientation  $0^\circ$  et  $R = 3$  mais il est sur-estimé pour une orientation  $90^\circ$  et  $R = 3$ , avec le modèle complet. Pour  $R = -1$  et  $0^\circ$ , l'ajout de la plasticité et d'un couplage entre la viscoélasticité et l'écroutissement cinématique n'a pas d'effet sur le module sécant.

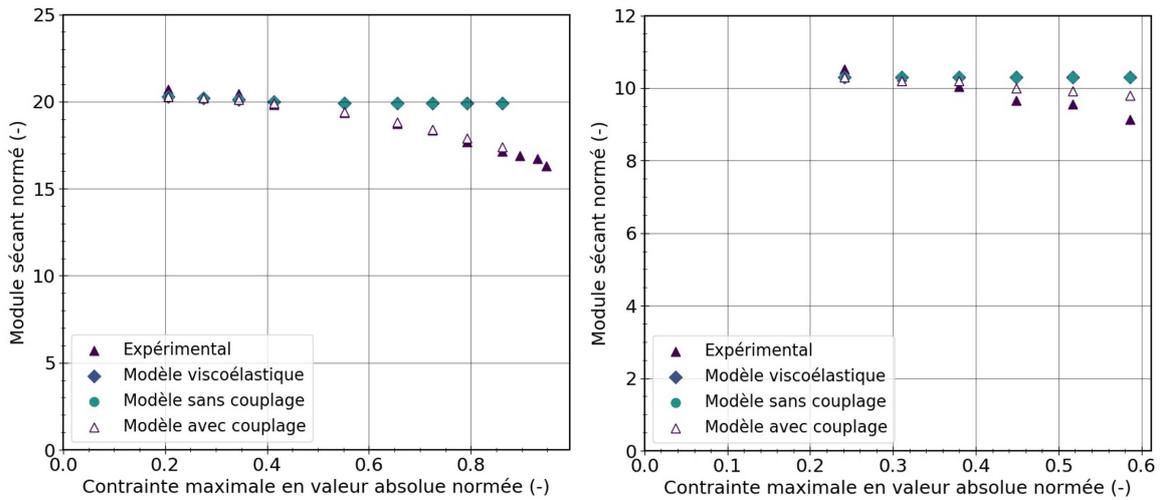


FIGURE 102 – Module sécant (moyenne du 5<sup>ème</sup> au 10<sup>ème</sup>) en fonction de la contrainte maximale en valeur absolue appliquée pour des éprouvettes d’orientations 0° (à gauche) et 90° (à droite), un rapport de charge  $R = 3$  et une fréquence de chargement de 4 Hz ; comparaison des résultats expérimentaux avec le modèle viscoélastique (sans plasticité), et le modèle visco-élasto-plastique sans et avec couplage viscoélasticité-plasticité.

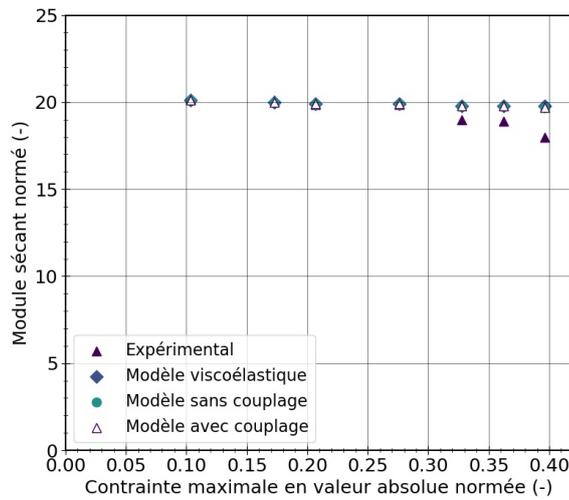


FIGURE 103 – Module sécant (moyenne du 5<sup>ème</sup> au 10<sup>ème</sup>) en fonction de la contrainte maximale en valeur absolue appliquée pour des éprouvettes d’orientation 0° (à gauche), un rapport de charge  $R = -1$  et une fréquence de chargement de 4 Hz ; comparaison des résultats expérimentaux avec le modèle viscoélastique (sans plasticité), et le modèle visco-élasto-plastique sans et avec couplage viscoélasticité-plasticité.

La Figure 104 et la Figure 105 représentent la densité d’énergie cyclique pour les mêmes conditions. Comme pour le module sécant, la densité d’énergie cyclique est bien décrite pour l’orientation 0° et  $R = 3$  avec le modèle complet. Sa description reste correcte pour les cas 90° et  $R = 3$ , et 0° et  $R = -1$  sur l’ensemble des niveaux de chargement.

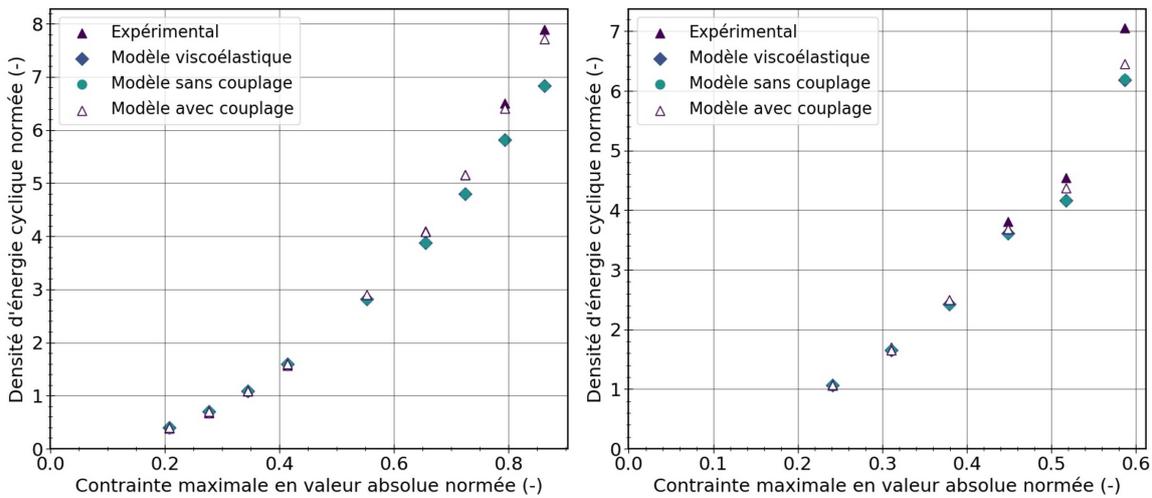


FIGURE 104 – Densité d'énergie cyclique (moyenne du 5<sup>ème</sup> au 10<sup>ème</sup>) en fonction de la contrainte maximale en valeur absolue appliquée pour des éprouvettes d'orientations 0° (à gauche) et 90° (à droite), un rapport de charge  $R = 3$  et une fréquence de chargement de 4 Hz ; comparaison des résultats expérimentaux avec un modèle viscoélastique (sans plasticité), un modèle visco-elasto-plastique sans couplage et avec couplage.

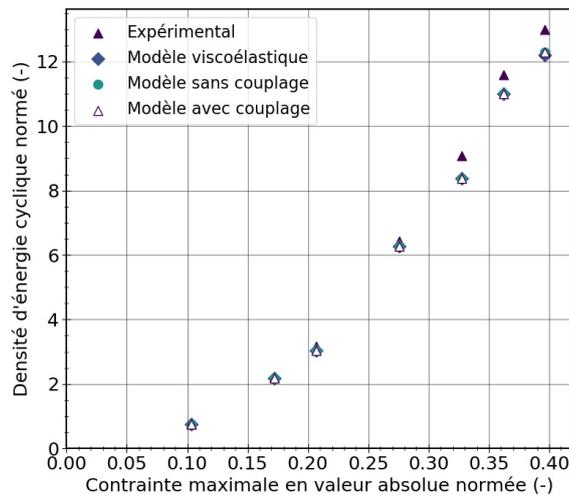


FIGURE 105 – Densité d'énergie cyclique (moyenne du 5<sup>ème</sup> au 10<sup>ème</sup>) en fonction de la contrainte maximale en valeur absolue appliquée pour des éprouvettes d'orientation 0°, un rapport de charge  $R = -1$  et une fréquence de chargement de 4 Hz ; comparaison des résultats expérimentaux avec un modèle viscoélastique (sans plasticité), un modèle visco-elasto-plastique sans couplage et avec couplage.

Enfin, la Figure 106 représente la vitesse de déformation moyenne pour des éprouvettes d'épaisseur 5 mm et d'orientations 0° et 90° pour un rapport de charge  $R = 3$ . Les résultats expérimentaux sont comparés à ceux obtenus avec le modèle viscoélastique seul, et le modèle visco-élasto-plastique sans couplage et avec couplage. Les vitesses de déformation moyenne avec le modèle complet avec couplage sont plus éloignées des résultats expérimentaux que pour un rapport de charge  $R = 10$  (Figure 90).

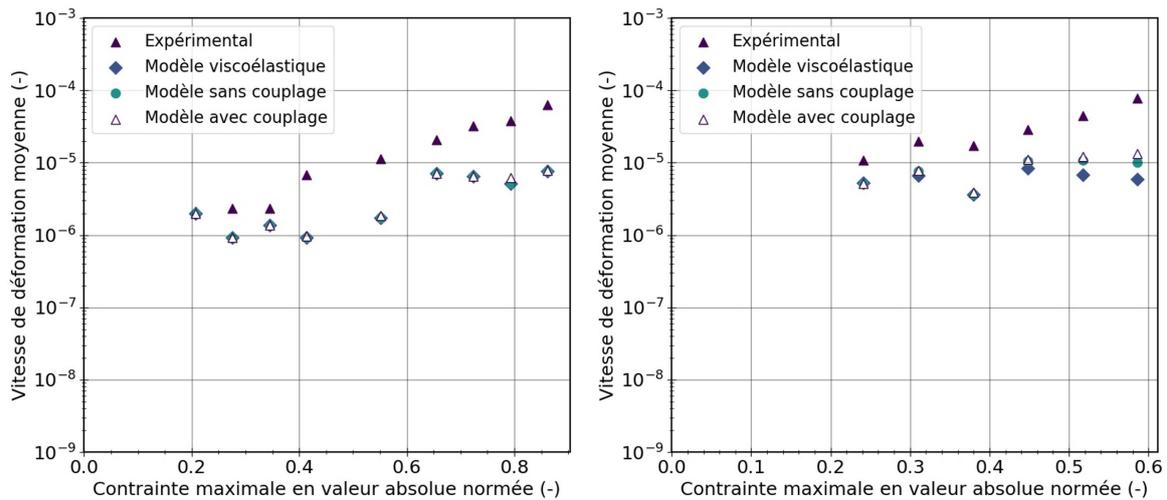


FIGURE 106 – Vitesse de déformation cyclique moyenne (moyenne du 5<sup>ème</sup> au 10<sup>ème</sup> cycle) en fonction de la contrainte maximale en valeur absolue appliquée pour des éprouvettes d’orientations 0° (à gauche) et 90° (à droite), un rapport de charge  $R = 3$  et une fréquence de chargement de 4 Hz ; comparaison des résultats expérimentaux avec un modèle viscoélastique (sans plasticité), un modèle visco-elasto-plastique sans couplage et avec couplage.

### 3.6 Bilan

Les objectifs de ce chapitre étaient de caractériser et de modéliser le comportement en compression du matériau PEEK CF30. La loi de comportement doit être en mesure :

- de décrire les différentes contributions des mécanismes dissipatifs afin d’affiner l’analyse des courbes d’auto-échauffement ;
- et, de prévoir les grandeurs mécaniques cycliques retenues pour prévoir la durée de vie en fatigue : densité d’énergie de fluage cyclique, densité d’énergie cyclique et densité d’énergie dissipée cyclique.

Une base de données d’essais quasi-statiques (essais monotones, essais FRC, essais ANH) et cycliques (essais d’auto-échauffement présentés au Chapitre 2) a été constituée pour étudier le comportement du matériau de l’étude. Ces différents essais ont été réalisés sur des éprouvettes d’épaisseur 5 mm (microstructure de type cœur/peau) d’orientations 0° et 90° et des essais de traction ont été effectués sur des éprouvettes amincies (microstructure peau) d’orientations 0° et 90°. L’analyse de la réponse mécanique a permis de montrer que le comportement du matériau comprend une partie élastique anisotrope, une partie plastique anisotrope avec un écrouissage non-linéaire essentiellement cinématique et une partie viscoélastique non-linéaire qui semble être liée à l’écrouissage. Le formalisme de la loi de comportement, développée par [Navrátil et al., 2020] et [Leveuf et al., 2020] pour des chargements en traction et un matériau PEEK CF, est donc adapté.

La loi de comportement visco-élasto-plastique est formulée dans un cadre thermodynamique. Elle est composée d’un bloc élastique, d’un bloc plastique et d’un bloc viscoélas-

tique. Le comportement élastique anisotrope a été décrit par une approche micromécanique prenant en compte les propriétés élastiques de chaque phase et la distribution d'orientation des fibres via le tenseur d'orientation des fibres. L'élasticité est décrite en utilisant une méthode d'homogénéisation en deux étapes : Mori-Tanaka puis Voigt. L'influence de la distribution de l'orientation des fibres sur le comportement plastique est prise en compte via l'utilisation d'une norme anisotrope de la contrainte intervenant dans la fonction de charge, faisant intervenir un tenseur de type Hill fonction du tenseur d'orientation des fibres. La description de la viscoélasticité, supposée isotrope du moins en l'absence de plasticité, fait intervenir une rigidité viscoélastique supposée dépendre de l'écroutissement cinématique et une viscosité non-linéaire.

Une démarche d'identification de la loi de comportement a ensuite été proposée, basée sur des simulations par éléments finis. La première étape a été de définir une représentation de l'éprouvette pour les simulations qui soit la plus représentative possible tout en ayant un temps de calcul raisonnable pour l'identification. Cette définition s'est basée sur l'étude de l'influence des conditions aux limites et de la manière de prendre en compte la microstructure du matériau, *i.e.*, avec un tenseur d'orientation des fibres homogène ou en prenant en compte le gradient selon l'épaisseur. Ces comparaisons ont montré que l'influence de la prise en compte du gradient de microstructure selon l'épaisseur, pour une éprouvette d'épaisseur 5 mm, sur la réponse mécanique est non négligeable tandis que les erreurs faites en assimilant les conditions aux limites à un chargement uniaxial sont plus faibles. Étant donné que le temps de calcul est un facteur important à prendre en compte pour l'identification des paramètres de la loi de comportement, la représentation allumette avec gradient de tenseur d'orientation des fibres et sollicitation uniaxiale selon l'épaisseur est retenue. La seconde étape de la démarche a concerné l'identification des paramètres. Celle-ci s'est appuyée sur une approche séquentielle par bloc de comportement (élastique, plastique et viscoélastique). La partie élastique a tout d'abord été identifiée en se basant sur les résultats des essais de compression monotone sur des éprouvettes d'épaisseur 5 mm et d'orientations  $0^\circ$  et  $90^\circ$  et elle est validée sur les essais de traction sur les éprouvettes amincies (épaisseur 1,2 mm) d'orientation  $0^\circ$  et  $90^\circ$ . La partie viscoélastique a ensuite été identifiée sur la base des essais d'auto-échauffement (orientations  $0^\circ$  et  $90^\circ$  et rapport de charge  $R = 10$ ), et tout particulièrement de l'énergie dissipée par cycle et du module sécant et sur la base d'un essai FRC, pour des niveaux de contrainte inférieurs à la limite d'élasticité. En outre, les paramètres de la partie plastique ont été identifiés sur la déformation résiduelle à l'issue des phases de recouvrement obtenue lors des essais d'auto-échauffement en fonction de la contrainte maximale appliquée en valeur absolue, pour des éprouvettes d'orientation  $0^\circ$  et  $90^\circ$  et un rapport de charge  $R = 10$ . Enfin, le coefficient de couplage entre la viscoélasticité et l'écroutissement cinématique a été estimé en cherchant à décrire la courbe la densité d'énergie dissipée par cycle, pour les niveaux de contrainte supérieurs à la limite d'élasticité, pour une orientation  $0^\circ$  et un rapport de charge  $R = 10$ .

D'après les résultats du modèle, la loi de comportement, avec ce protocole d'identification, est capable :

- de décrire l'énergie dissipée par cycle pour les niveaux de contrainte inférieurs à la limite d'élasticité globale pour l'ensemble des conditions d'orientation et de rapport de charge ;

- de décrire l'énergie dissipée par cycle pour l'ensemble des niveaux de contrainte pour une orientation  $0^\circ$  et un rapport de charge  $R = 10$  ;
- de décrire le module sécant et la densité d'énergie cyclique pour l'ensemble des niveaux de contrainte pour une orientation  $0^\circ$  et des rapports de charge  $R = 10$  et  $R = 3$  ;
- de décrire la densité d'énergie cyclique pour l'ensemble des niveaux de contrainte, de manière correcte, pour une orientation  $90^\circ$  et des rapports de charge  $R = 10$  et  $R = 3$  et une orientation  $0^\circ$  et un rapport de charge  $R = -1$  ;
- et, de décrire la vitesse de déformation cyclique moyenne, de manière correcte, pour l'ensemble des niveaux de contrainte pour des orientations  $0^\circ$  et  $90^\circ$  et un rapport de charge  $R = 10$ .

En l'état actuel, la loi de comportement permet de bien décrire l'ensemble des grandeurs mécaniques cycliques retenues pour prévoir la durée de vie en fatigue pour une orientation  $0^\circ$  et un rapport de charge  $R = 10$  mais elle ne permet pas de les décrire de manière unifiée pour l'ensemble des orientations et des rapports de charge. Une synthèse sur la capacité de la loi de comportement à prévoir les différentes grandeurs cycliques d'intérêt pour le critère de fatigue est donnée dans le Tableau 9.

La loi de comportement identifiée essentiellement sur la base de résultats d'essais cycliques ne permet pas de bien décrire la réponse des essais FRC et des essais ANH pour les deux orientations. Cela est notamment lié à une réponse calculée trop raide lors des phases de charge/décharge.

Une des principales difficultés est de prévoir avec la loi de comportement de manière unifiée, c'est-à-dire avec un seul jeu de paramètres, l'ensemble des grandeurs mécaniques cycliques impliquées dans les critères de fatigue, vis-à-vis de l'orientation et du rapport de charge et de décrire la vitesse de fluage cyclique (notamment sa diminution continue au cours des cycles). Des perspectives d'amélioration seraient :

- d'ajuster la valeur du paramètre  $k$  pilotant la dépendance de la norme de la contrainte utilisée dans la fonction de charge à la distribution d'orientation des fibres ;
- de rendre anisotrope la dépendance de la rigidité viscoélastique à l'érouissage, en utilisant une norme anisotrope de la contrainte de rappel (qui pourrait s'appuyer sur la norme de type Hill utilisée pour la fonction de charge) ;
- de modifier l'écriture de la viscosité et de sa dépendance à la vitesse de déformation ;
- de combiner plusieurs érouissages cinématiques dont un linéaire, ou d'introduire de la viscoplasticité.

Un autre type de loi moins complexe pourrait être visé pour décrire les grandeurs cycliques d'intérêt pour le critère de fatigue et de bien mieux décrire les essais FRC et ANH, sachant néanmoins que ce type de modèle ne permettrait *a priori* pas d'interpréter les courbes d'auto-échauffement : un modèle viscoélastique non-linéaire de type spectral comme utilisé par [Schieffer, 2003], [Laurin et al., 2007] et [Badulescu et al., 2015], consistant à introduire plusieurs blocs viscoélastiques non-linéaires, avec des temps caractéristiques répartis suivant un certain spectre. Dans ce cas, ce qui est considéré comme de la déformation plastique dans le modèle proposé ici serait assimilé à une déformation

viscoélastique avec un temps caractéristique grand par rapport à l'échelle de temps étudiée.

Grandeurs mécaniques		$0^\circ R = 10$	$0^\circ R = 3$	$0^\circ R = -1$	$90^\circ R = 10$	$90^\circ R = 3$
$\Delta^*$	Niveau de contrainte sans plasticité	OK	OK	OK	OK	OK
	Niveau de contrainte avec plasticité	OK	NOK	NOK	NOK	NOK
$W_c$	Niveau de contrainte sans plasticité	OK	OK	OK	OK	OK
	Niveau de contrainte avec plasticité	OK	OK	NOK	NOK	NOK
$d\varepsilon/dN$ ou $W_{cr}$	Niveau de contrainte avec/sans plasticité	$\sim OK$	NOK	NOK	$\sim OK$	NOK

TABLEAU 9 – Synthèse sur la description des grandeurs mécaniques cycliques impliquées dans les critères de fatigue par la loi de comportement en fonction du niveau de contrainte, sans ou avec plasticité, *i.e.*, inférieurs ou supérieurs à la limite d'élasticité globale, respectivement.

## Chapitre 4

# Démarche de dimensionnement en fatigue : cas applicatif et perspectives

### Sommaire

---

<b>4.1</b>	<b>Prévision de la durée de vie en fatigue</b>	<b>158</b>
4.1.1	Critères de fatigue basés sur les grandeurs expérimentales prises sur les premiers cycles	158
4.1.2	Prévision de la durée de vie à partir des critères de fatigue et de la loi de comportement	163
4.1.3	Bilan	171
<b>4.2</b>	<b>Analyse de la courbe d'auto-échauffement par le modèle</b>	<b>174</b>
<b>4.3</b>	<b>Bilan</b>	<b>176</b>

---

*Ce chapitre se concentre sur l'application aux éprouvettes type "dogbone" de la démarche de dimensionnement en fatigue mise en place à partir des différents outils développés dans les chapitres précédents : critères de fatigue et loi de comportement. Pour rappel, les critères de fatigue retenus, permettant d'unifier les données en orientation et en rapport de charge, sont le critère basé sur la densité d'énergie de fluage cyclique et les critères combinant la densité d'énergie de fluage cyclique avec la densité d'énergie cyclique ou la densité d'énergie dissipée cyclique. Dans un premier temps, la prévision de la durée de vie en fatigue des éprouvettes à partir des grandeurs obtenues avec la loi de comportement (densité d'énergie de fluage cyclique, densité d'énergie cyclique et densité d'énergie dissipée cyclique) est analysée. Les critères de fatigue présentés au Chapitre 2 sont exprimés en fonction des grandeurs énergétiques à mi-vie. Pour qu'ils puissent être utilisés dans un cadre industriel, ces critères sont ré-ajustés en considérant les valeurs de ces grandeurs sur les premiers cycles. Les objectifs sont :*

- d'évaluer la capacité des critères de fatigue retenus à estimer la durée de vie à partir des grandeurs énergétiques relevées lors des premiers cycles (5-10 cycles) ;*
- de comparer les nombres de cycles à rupture obtenus avec les critères de fatigue et les grandeurs issues du modèle avec ceux calculés avec les critères de fatigue et les grandeurs expérimentales ;*

- *et, d'évaluer la capacité des critères à prévoir la durée de vie pour les différents orientations et rapports de charge, lorsque les paramètres des critères sont ajustés à partir des grandeurs énergétiques issues de la loi de comportement (au lieu des grandeurs expérimentales).*

*Dans un second temps, la courbe d'auto-échauffement est discutée à partir de l'énergie dissipée cyclique obtenue avec le modèle. L'objectif est donc d'évaluer l'apport de la loi de comportement sur la compréhension des différents régimes identifiés graphiquement, en s'appuyant sur les résultats obtenus pour les rapports de charge  $R = 0$  en traction et  $R = -\infty$  en compression et une orientation  $0^\circ$ .*

## 4.1 Prédiction de la durée de vie en fatigue

Cette partie évalue la prédiction de la durée de vie en fatigue à partir des critères retenus dans le Chapitre 2 et des grandeurs énergétiques obtenues avec le modèle. Tout d'abord, ces critères de fatigue sont identifiés à partir des grandeurs expérimentales déterminées sur les premiers cycles (dans ce cas, il s'agit de la moyenne du 5<sup>ème</sup> au 10<sup>ème</sup> cycle) pour être compatible avec une utilisation dans un cadre industriel. Leur capacité à prévoir la durée de vie en fatigue, pour les différents orientations et rapports de charge, est évaluée par rapport aux résultats présentés au Chapitre 2 prenant en compte les grandeurs à mi-vie (Chapitre 2). Les grandeurs énergétiques issues du modèle sont, ensuite, comparées à celles obtenues expérimentalement puis les durées de vie calculées, à partir des critères, avec les grandeurs énergétiques issues du modèle sont comparées à celles calculées avec les grandeurs expérimentales, et aux durées de vie expérimentales.

### 4.1.1 Critères de fatigue basés sur les grandeurs expérimentales prises sur les premiers cycles

Dans le cadre industriel, il est difficile de s'appuyer sur un critère qui prend en entrée une grandeur cyclique à mi-vie puisque c'est justement le nombre de cycles à rupture qui est recherché. De plus, au sein des bureaux d'étude, un nombre limité de cycles est simulé (une dizaine de cycles) pour des questions de temps. L'objectif a été d'évaluer la capacité des critères de fatigue se basant sur les différentes grandeurs mécaniques cycliques à prévoir la durée de vie en fatigue en s'appuyant sur les valeurs des grandeurs prises sur les dix premiers cycle. Les paramètres des critères ont donc été ré-ajustés à partir des valeurs moyennes des grandeurs entre le 5<sup>ème</sup> et le 10<sup>ème</sup> cycles. Au vue des résultats présentés au chapitre 2, nous nous sommes focalisés sur le critère de fatigue basé sur la densité d'énergie de fluage cyclique seule et sur les critères combinant la densité d'énergie de fluage cyclique et la densité d'énergie cyclique ou la densité d'énergie dissipée cyclique.

Le premier critère de fatigue testé est celui basé sur la densité d'énergie de fluage cyclique seule. La valeur considérée est la moyenne calculée du 5<sup>ème</sup> au 10<sup>ème</sup> cycle. La Figure 107 représente la densité d'énergie de fluage cyclique en fonction du nombre de cycles à rupture (à gauche) et le nombre de cycles calculé à partir du critère identifié à partir des énergies de fluage cycliques obtenues à 5-10 cycles en fonction du nombre de

cycles à rupture expérimental (à droite) pour les orientations  $0^\circ$  et  $90^\circ$  et les rapports de charge  $R = \{3; 10\}$ . Le rapport de charge de -1 n'est pas considéré ici car ce critère ne permet pas de prévoir la durée de vie pour ce rapport.

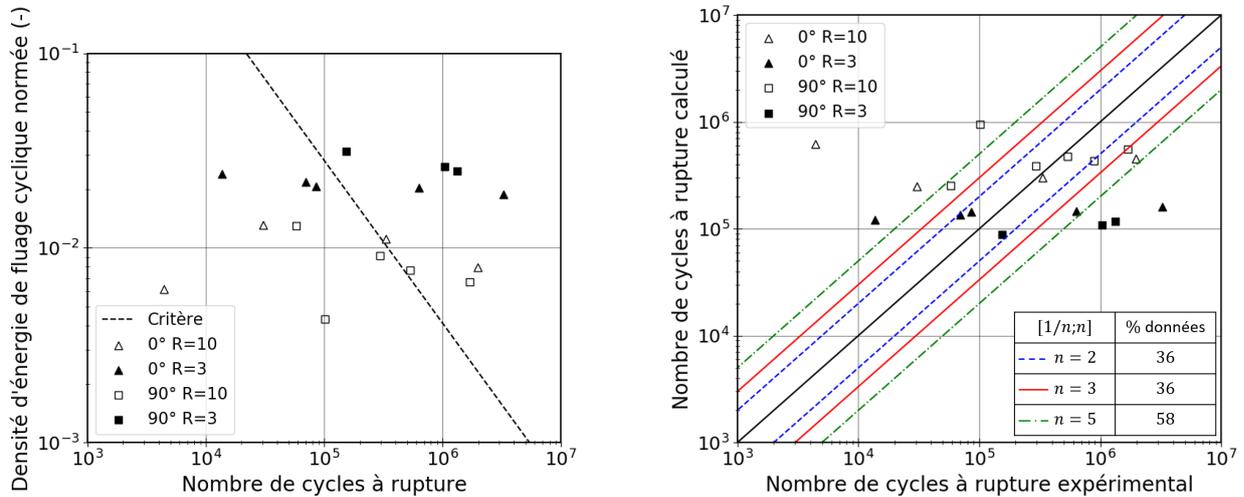


FIGURE 107 – Densité d'énergie de fluage cyclique expérimentale déterminée du 5<sup>ème</sup> au 10<sup>ème</sup> cycle en fonction du nombre de cycles à rupture expérimental, avec comparaison à la prévision du critère de fatigue associé représentée par une droite noire (à gauche) et prévision du nombre de cycles à rupture, à partir de ce critère, en fonction du nombre de cycles à rupture expérimental (à droite), pour des éprouvettes à  $0^\circ$  et  $90^\circ$  et des rapports de charge  $R = 3$  et  $R = 10$ .

Cette grandeur calculée du 5<sup>ème</sup> au 10<sup>ème</sup> cycle ne permet pas d'unifier aussi bien les données pour les différents rapports de charge que la valeur prise à mi-vie (Figure 44). Cela peut être lié au fait que la valeur déterminée sur les premiers cycles est moins représentative qu'à mi-vie car la température et la réponse mécanique du matériau ne se sont pas encore stabilisées. D'après les résultats sur la Figure 107 de droite, le pourcentage de données comprises dans la bande de facteur 3 est de 36 %. Il était de 92 % lorsque l'énergie de fluage cyclique était relevée à mi-vie (Figure 44). Néanmoins, au-delà de  $10^5$  cycles, la durée de vie est soit comprise dans la bande  $[1/3; 3]$  soit elle est conservatrice, *i.e.*, la durée de vie prévue est inférieure à la durée de vie expérimentale.

Le deuxième critère de fatigue testé est celui basé sur la combinaison de la densité d'énergie de fluage cyclique avec la densité d'énergie cyclique, évaluées entre le 5<sup>ème</sup> et le 10<sup>ème</sup> cycle. La Figure 108 représente le nombre de cycles calculés à partir du critère en fonction du nombre de cycles à rupture expérimental, sans inclure (à gauche) et en incluant (à droite) le rapport de charge  $R = -1$ .

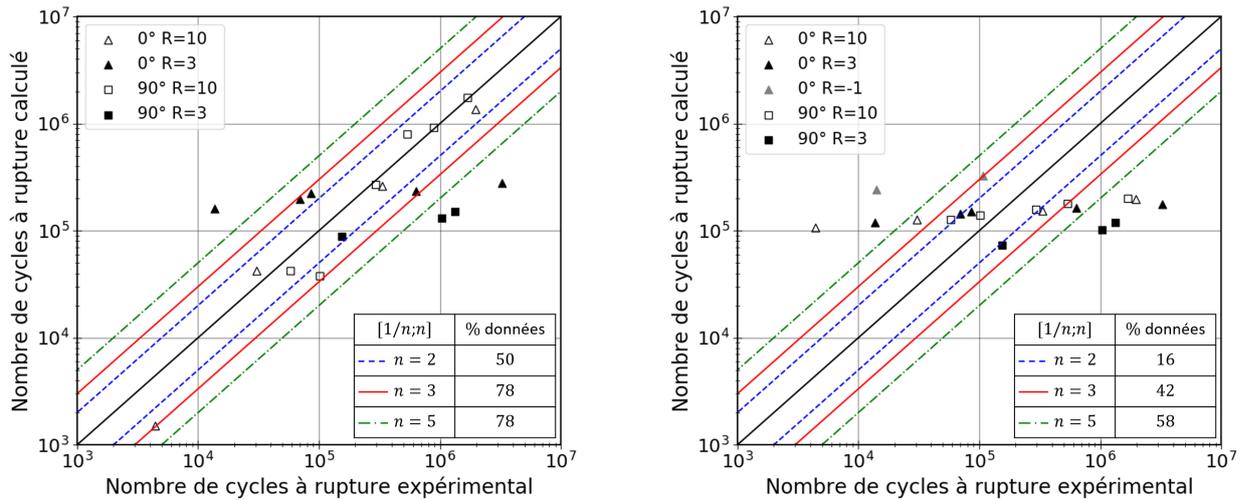


FIGURE 108 – Prédiction du nombre de cycles à rupture, à partir du critère de fatigue IDAFIP se basant sur l'association de  $W_{cr}$  expérimental et  $W_c$  expérimental déterminés du 5<sup>ème</sup> au 10<sup>ème</sup> cycle, en fonction du nombre de cycles à rupture expérimental pour des éprouvettes à 0° et 90° et des rapports de charge  $R = 3$  et  $R = 10$  en compression-compression (à gauche) et en incluant un rapport de charge en traction-compression  $R = -1$  (à droite).

Les résultats montrent un pourcentage de données comprises dans la bande  $[1/3 ; 3]$  de 78 % en prenant en compte seulement les rapports de charge  $R = 10$  et  $R = 3$  et de 42 % en ajoutant le rapport de charge  $R = -1$ . Les résultats sont moins bons qu'en prenant les valeurs à mi-vie (100 % des données dans la bande de facteur 3 lorsque seuls les rapports de charge de 3 et 10 sont considérés ; 73 % quand  $R = -1$  est également pris en compte) mais ce critère permet toujours de prévoir de manière satisfaisante la durée de vie pour les différents orientations et rapports de charge lorsque  $R = -1$  n'est pas considéré. Comme montré sur la Figure 39 (b) (Chapitre 2), l'évolution au cours des cycles de la densité d'énergie cyclique est différente entre les rapports de charge  $R = 3$  ou  $R = 10$  (compression-compression) et le rapport de charge  $R = -1$  (traction-compression) : la grandeur diminue plus ou moins pour les chargements en compression-compression et augmente pour  $R = -1$ . Le classement des valeurs relevées à 5-10 cycles pour  $R = 3$  ou  $R = 10$  et  $R = -1$  n'est donc pas représentatif du classement à mi-vie, ce qui pourrait expliquer qu'en incluant  $R = -1$ , l'identification des paramètres du critère aux 5-10 premiers cycles ne fonctionne pas.

Le dernier critère testé est le critère de fatigue de type IDAFIP combinant la densité d'énergie de fluage cyclique et la densité d'énergie dissipée, en prenant la valeur de la densité d'énergie de fluage cyclique moyenne du 5<sup>ème</sup> au 10<sup>ème</sup> cycle et la densité d'énergie dissipée calculée à l'état transitoire (entre le 4<sup>ème</sup> au 14<sup>ème</sup> cycle). La Figure 109 représente le nombre de cycles calculés à partir du critère en fonction du nombre de cycles à rupture expérimental, sans (à gauche) et en incluant (à droite) le rapport de charge  $R = -1$  en traction-compression.

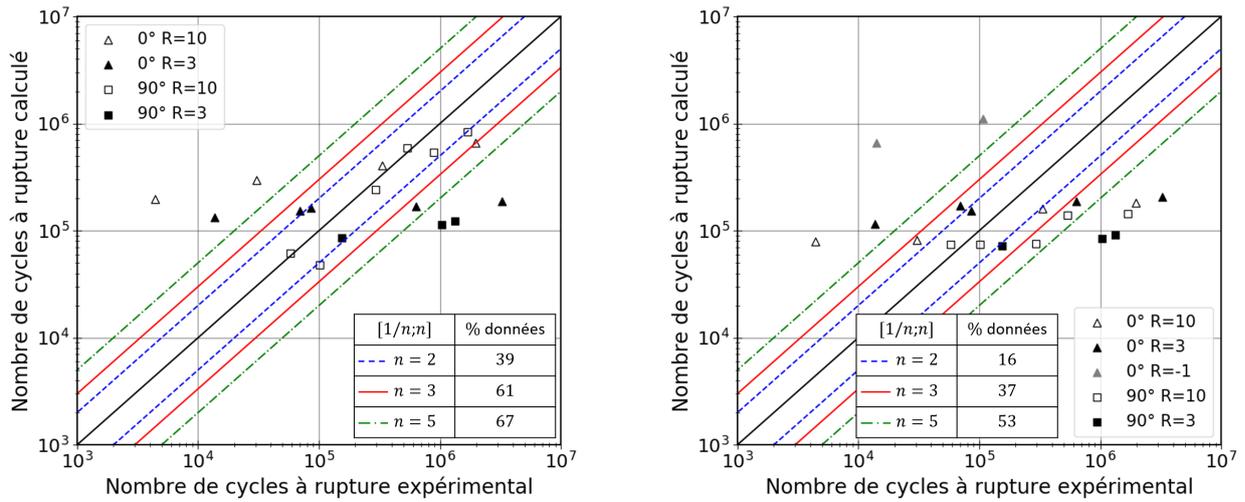


FIGURE 109 – Prédiction du nombre de cycles à rupture, à partir du critère de fatigue IDAFIP se basant sur l’association de  $W_{cr}$  expérimental déterminé du 5<sup>ème</sup> au 10<sup>ème</sup> cycle et  $\Delta^*$  expérimental en transitoire, en fonction du nombre de cycles à rupture expérimental pour des éprouvettes à 0° et 90° et des rapports de charge  $R = 3$  et  $R = 10$  en compression-compression (à gauche) et en incluant un rapport de charge en traction-compression  $R = -1$  (à droite).

Les résultats montrent un pourcentage de données comprises dans la bande  $[1/3; 3]$  de 61 % en prenant en compte seulement les rapports de charge  $R = 10$  et  $R = 3$  et de 37 % en ajoutant le rapport de charge  $R = -1$ . Ce pourcentage faible en incluant  $R = -1$  s’explique par les valeurs très basses de la densité d’énergie dissipée pour les essais à  $R = -1$  (Figure 110) par rapport aux autres rapports de charge, compliquant l’identification des paramètres du critère de fatigue. Le pourcentage de données comprises dans la bande de facteur 3 est supérieur avec le critère de fatigue combinant la densité d’énergie de fluage cyclique et la densité d’énergie cyclique mais cela correspond à seulement trois points. En terme de prévision de durée de vie les deux critères IDAFIP semblent donc être proches. La durée de vie prévue pour des nombres de cycles à rupture supérieurs à  $10^5$  cycles est soit comprise dans la bande  $[1/3; 3]$  soit elle est conservatrice.

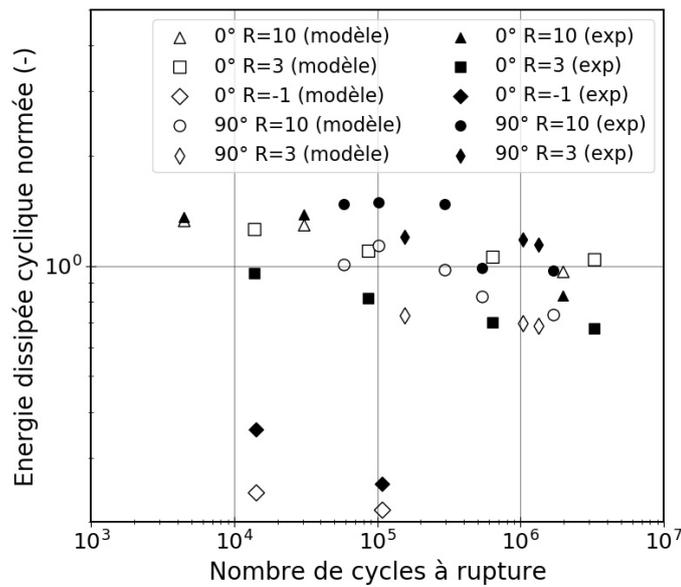


FIGURE 110 – Comparaison de la densité d’énergie dissipée cyclique en transitoire obtenue avec le modèle et expérimentalement en fonction du nombre de cycles à rupture pour des orientations  $0^\circ$  et  $90^\circ$  et des rapports de charge  $R = 10$  et  $R = 3$ , et un rapport de charge  $R = -1$  pour une orientation  $0^\circ$ .

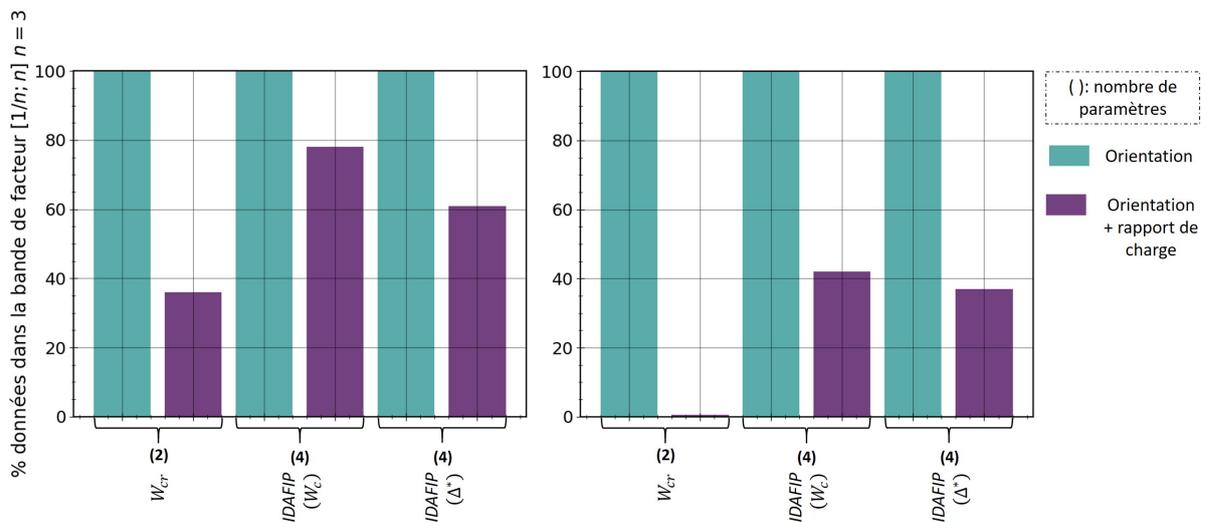


FIGURE 111 – Histogramme du pourcentage de données comprises dans la bande de facteur  $n = 3$  pour chacun des critères étudiés avec les grandeurs mécaniques cycliques déterminées du 5<sup>ème</sup> au 10<sup>ème</sup> cycle, avec le nombre de paramètres associés (entre parenthèses), pour seulement les rapports de charge en compression-compression ( $R = 3$  et  $R = 10$ ) (à gauche) et en incluant le rapport de charge  $R = -1$  (à droite).

Les résultats obtenus en considérant les grandeurs entre le 5<sup>ème</sup> et le 10<sup>ème</sup> cycle sont regroupés sur la Figure 111. Pour les trois critères, les résultats sont moins bons qu’en prenant en compte les grandeurs à mi-vie (Figure 2.18) mais restent bien meilleurs que

ceux obtenus avec les autres critères testés ( $\sigma_a/\sigma_u$  et  $W_c$ ). En particulier, les critères IDAFIP associant la densité d'énergie de fluage cyclique et la densité d'énergie cyclique ou la densité d'énergie dissipée avec les grandeurs évaluées du 5<sup>ème</sup> au 10<sup>ème</sup> cycle permettent de prévoir la durée de vie en fatigue de manière conservatrice au-delà de  $10^5$  cycles, pour les différents orientations et rapports de charge.

#### 4.1.2 Prévision de la durée de vie à partir des critères de fatigue et de la loi de comportement

##### 4.1.2.1 Grandeurs mécaniques cycliques : comparaison modèle et expérience

Les premiers cycles des essais de fatigue présentés au Chapitre 2 ont été simulés avec la loi de comportement présentée au Chapitre 3. La densité d'énergie de fluage cyclique, la densité d'énergie cyclique et la densité d'énergie dissipée sont calculées en prenant la moyenne du 5<sup>ème</sup> au 10<sup>ème</sup> cycle. Les valeurs de ces grandeurs sont comparées à celles obtenues expérimentalement en fonction du nombre de cycles à rupture expérimental sur la Figure 112, la Figure 113 et la Figure 110 pour des orientations  $0^\circ$  et  $90^\circ$  et des rapports de charge  $R = 10$  et  $R = 3$ , et un rapport de charge  $R = -1$  pour une orientation  $0^\circ$  (pour  $W_c$  et  $\Delta^*$ ).

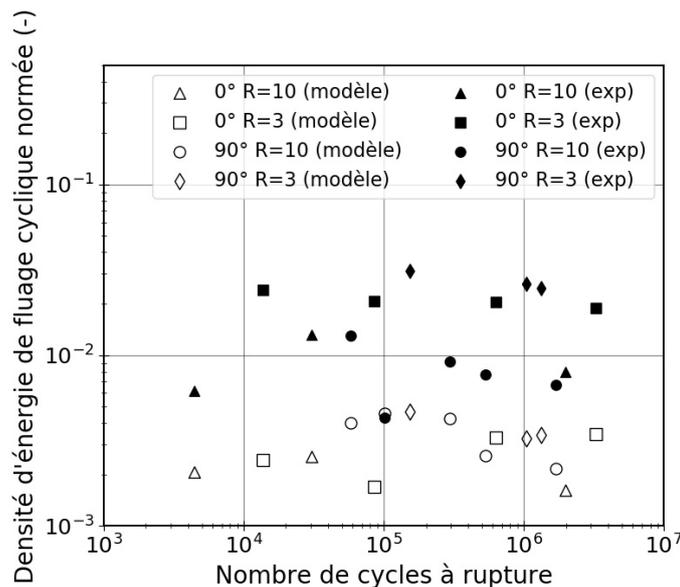


FIGURE 112 – Comparaison de la densité d'énergie de fluage cyclique obtenue du 5<sup>ème</sup> au 10<sup>ème</sup> cycle avec le modèle et expérimentalement en fonction du nombre de cycles à rupture expérimental pour des orientations  $0^\circ$  et  $90^\circ$  et des rapports de charge  $R = 10$  et  $R = 3$ .

D'après la Figure 112, les valeurs de  $W_{cr}$  obtenues avec le modèle sont inférieures (l'écart peut aller jusqu'à une décade) aux valeurs expérimentales pour l'ensemble des orientations et des rapports de charge testés, en cohérence avec les résultats présentés dans le Chapitre 3. Néanmoins, l'énergie de fluage cyclique calculée avec le modèle

semble à peu près unifier les données pour les deux orientations et rapports de charge.

D'après la Figure 113, la densité d'énergie cyclique est relativement bien décrite pour une orientation  $0^\circ$  et les rapports de charge  $R = 10$  et  $R = 3$ . La grandeur est légèrement sur-estimée avec le modèle pour une orientation  $90^\circ$  et les rapports de charge  $R = 10$  et  $R = 3$ . Le modèle sous-estime assez nettement les valeurs pour  $R = -1$ . Les grandeurs obtenues avec le modèle en fonction du nombre de cycles à rupture sont unifiées en orientation mais pas en rapport de charge. Ce résultat est cohérent avec ce qui est obtenu expérimentalement.

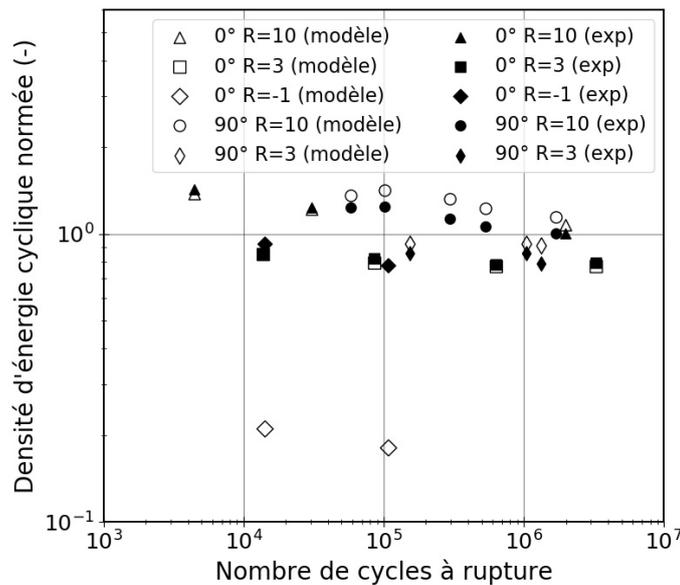


FIGURE 113 – Comparaison de la densité d'énergie cyclique obtenue du 5<sup>ème</sup> au 10<sup>ème</sup> cycle avec le modèle et expérimentalement en fonction du nombre de cycles à rupture pour des orientations  $0^\circ$  et  $90^\circ$  et des rapports de charge  $R = 10$  et  $R = 3$ , et un rapport de charge  $R = -1$  pour une orientation  $0^\circ$ .

D'après la Figure 110, l'énergie dissipée cyclique pour une orientation  $0^\circ$  est bien estimée pour  $R = 10$  et sur-estimée pour  $R = 3$ . Elle est sous-estimée pour une orientation  $90^\circ$  pour l'ensemble des rapports de charge et pour  $R = -1$ , et une orientation  $0^\circ$ .

L'écart relatif entre les valeurs obtenues à partir du modèle et les valeurs expérimentales va de 6 % à 91 % avec une moyenne de 63 % pour la densité d'énergie de fluage cyclique, de 2 % à 54 % avec une moyenne de 29 % pour la densité d'énergie cyclique, et de 0,5 % à 77 % avec une moyenne de 16 % pour la densité d'énergie dissipée cyclique. Il existe donc des écarts plus ou moins importants entre les grandeurs expérimentales et celles obtenues avec le modèle. La question qui se pose est de savoir quelle est l'influence de ces écarts sur la prévision de la durée de vie en fatigue pour l'ensemble des orientations et rapports de charge.

#### 4.1.2.2 Critère de fatigue identifiés sur les grandeurs expérimentales

Les critères de fatigue évoqués précédemment, identifiés à partir des données expérimentales à 5-10 cycles, sont appliqués aux grandeurs énergétiques calculées avec la loi de comportement.

Le premier critère testé est le critère de fatigue basé sur la densité d'énergie de fluage cyclique seule. Les paramètres du critère sont identifiés à partir des valeurs de  $W_{cr}$  expérimentales déterminées du 5<sup>ème</sup> au 10<sup>ème</sup> (moyenne sur ces cycles). La Figure 114 représente le nombre de cycles à rupture prévu par le critère avec  $W_{cr}$  obtenu par le modèle comparé à celui prévu par le critère avec  $W_{cr}$  obtenu expérimentalement (figure de gauche), et au nombre de cycles à rupture expérimental (figure de droite) pour les orientations 0° et 90° et les rapports de charge  $R = 10$  et  $R = 3$ . D'après la Figure 114 à gauche, le nombre de cycles à rupture prévu par le critère avec les grandeurs du modèle est globalement plus élevé que celui prévu avec les grandeurs expérimentales avec un pourcentage de données comprises dans la bande  $[1/3 ; 3]$  de 13 %.

En comparant ensuite le nombre de cycles à rupture prévu avec les grandeurs du modèle au nombre de cycles à rupture expérimental, le pourcentage de données dans la bande de facteur 3 est de 44 %. Il est de 36 % lorsque le critère est appliqué aux grandeurs expérimentales (Figure 107). Pour les durées de vie inférieures à environ  $10^5$  cycles, le critère appliqué à l'énergie calculée avec la loi de comportement sur-estime le nombre de cycles à rupture expérimental (Figure 114 à droite). On remarque que presque tous les points sont autour de  $10^6$  cycles, ce qui signifierait que ce critère n'est pas en mesure de prévoir la durée de vie à partir de  $W_{cr}$  déterminée numériquement du 5<sup>ème</sup> au 10<sup>ème</sup> cycle.

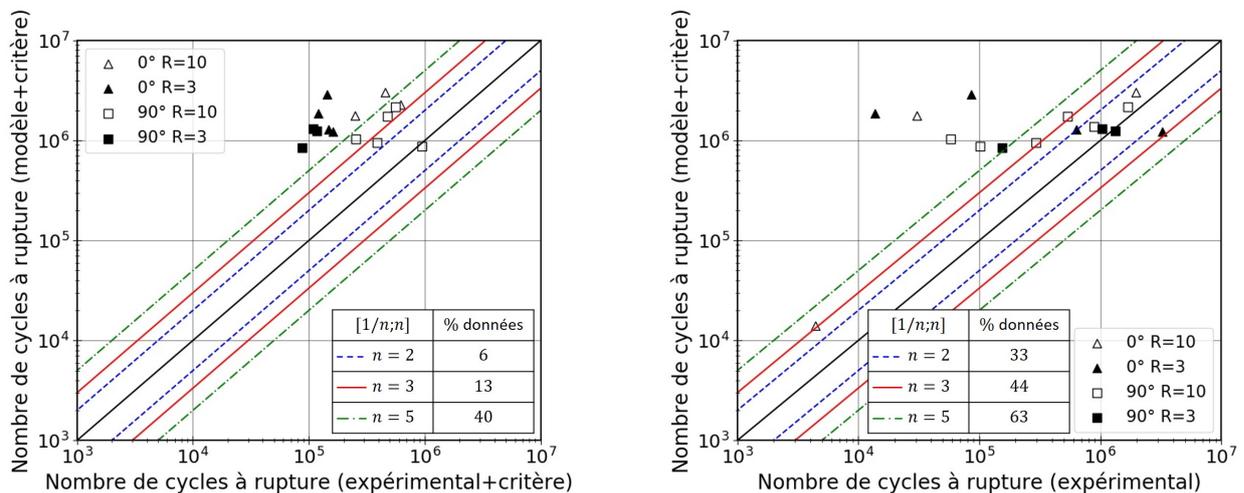


FIGURE 114 – Nombre de cycles à rupture prévu par le critère de fatigue basé sur la densité d'énergie de fluage cyclique seule, identifié à partir des données expérimentales, appliqué à la densité d'énergie calculée avec la loi de comportement (noté *modèle + critère*) en fonction du nombre de cycle prévu lorsque le critère est appliqué à la grandeur expérimentale (noté *expérimental + critère*) (à gauche), et en fonction du nombre de cycles expérimental (noté *expérimental*) pour des orientations 0° et 90° et des rapports de charge  $R = 10$  et  $R = 3$ .

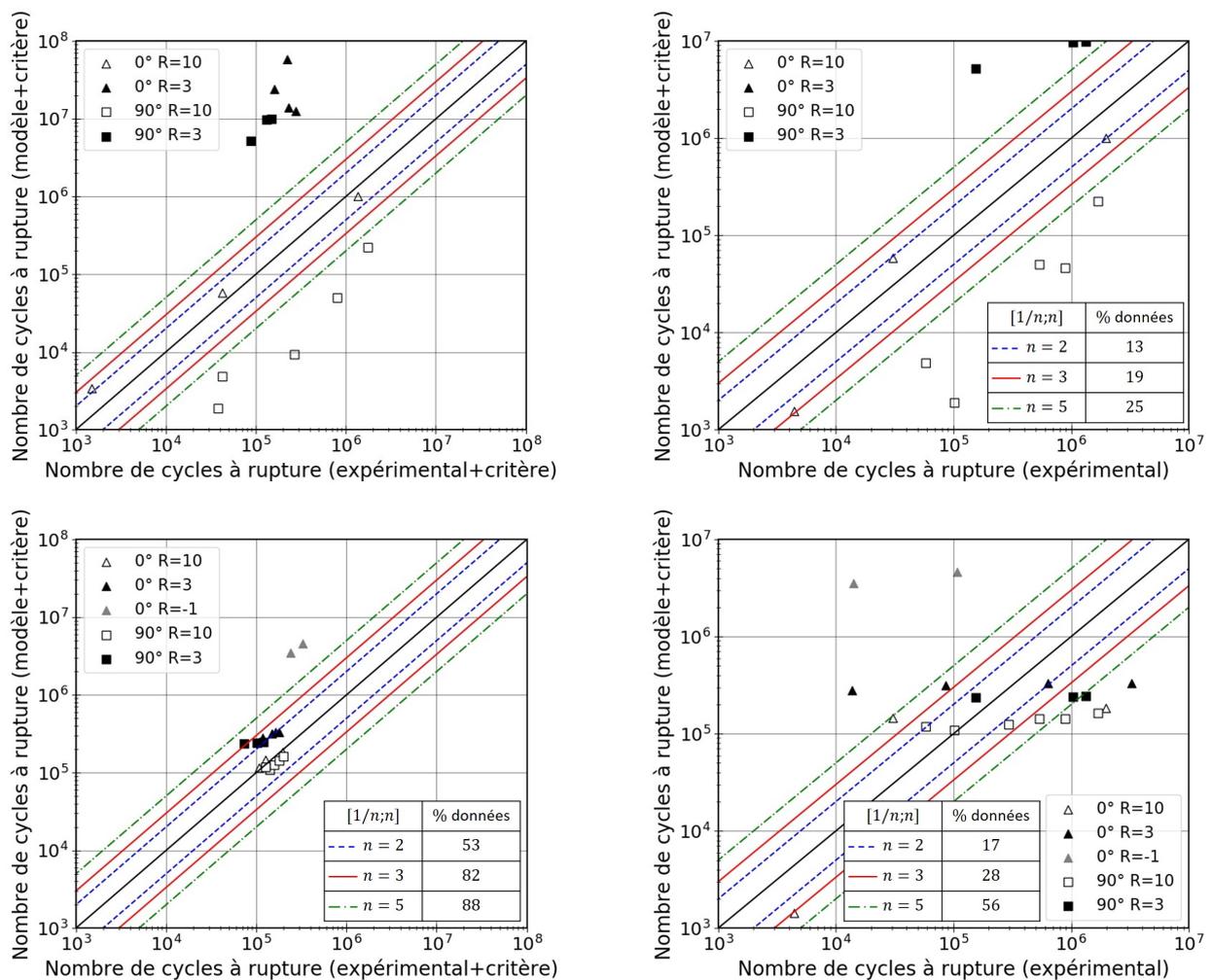


FIGURE 115 – Nombre de cycles à rupture prévu par le critère de fatigue basé sur la combinaison de  $W_{cr}$  et  $W_c$ , identifié à partir des données expérimentales, appliqué à la densité d'énergie calculée avec la loi de comportement (noté *modèle + critère*) en fonction du nombre de cycle prévu lorsque le critère est appliqué à la grandeur expérimentale (noté *expérimental + critère*) (à gauche), et en fonction du nombre de cycles expérimental (noté *expérimental*) pour des orientations  $0^\circ$  et  $90^\circ$  et des rapports de charge  $R = 10$  et  $R = 3$  sans inclure (en haut) et en incluant  $R = -1$  (en bas).

Le deuxième critère testé est celui basé sur la combinaison de la densité d'énergie de fluage cyclique avec la densité d'énergie cyclique. Les paramètres du critère sont identifiés à partir des valeurs de  $W_{cr}$  et de  $W_c$  expérimentales déterminées du 5<sup>ème</sup> au 10<sup>ème</sup> cycle (moyenne sur ces cycles). La Figure 115 représente le nombre de cycles à rupture prévu par le critère appliqué aux valeurs de  $W_{cr}$  et  $W_c$  obtenues par le modèle comparé à celui obtenu en considérant les valeurs de  $W_{cr}$  et  $W_c$  expérimentales (figure de gauche), et au nombre de cycles à rupture expérimental (figure de droite) sans (en haut) et avec (en bas)  $R = -1$ . On remarque que sans  $R = -1$ , la durée de vie prévue par le critère avec les grandeurs du modèle est proche de celle prévue avec les grandeurs expérimentales pour une orientation  $0^\circ$  et un rapport de charge  $R = 10$ , mais elle est sur-estimée pour le rapport charge  $R = 3$  et sous-estimée pour  $R = 10$  et une orientation  $90^\circ$ . En incluant

$R = -1$ , le pourcentage de données comprises dans la bande de facteur 3 est de 82 % en comparant les nombres de cycles à rupture prévus avec les grandeurs expérimentales avec celles issues du modèle. Les résultats sont proches pour l'ensemble des conditions en orientation et en rapport de charge excepté pour  $R = -1$ .

Si on compare le nombre de cycles à rupture prévu par le critère avec en entrée les grandeurs du modèle au nombre de cycles à rupture expérimental, le pourcentage de données comprises dans la bande de facteur 3 est de 19 % sans inclure  $R = -1$  (78 % en prenant en compte les grandeurs expérimentales ; Figure 108) et de 28 % en incluant  $R = -1$  (42 % en prenant en compte les grandeurs expérimentales ; Figure 109). Ce critère n'est pas en mesure de prévoir la durée de vie à partir des grandeurs déterminées numériquement du 5<sup>ème</sup> au 10<sup>ème</sup> cycle.

Le dernier critère testé est celui basé sur la combinaison de la densité d'énergie de fluage cyclique avec l'énergie dissipée cyclique. Les paramètres du critère sont identifiés à partir des valeurs de  $W_{cr}$  et de  $\Delta^*$  expérimentales calculées du 5<sup>ème</sup> au 10<sup>ème</sup> cycle (moyenne sur ces cycles) et à l'état transitoire, respectivement. La Figure 116 représente le nombre de cycles à rupture prévu par le critère combinant les grandeurs  $W_{cr}$  et  $\Delta^*$  obtenues avec le modèle comparé à celui prévu par le critère appliqué aux valeurs expérimentales (figure de gauche), et au nombre de cycles à rupture expérimental (figure de droite) sans (en haut) et avec (en bas)  $R = -1$ . La durée de vie prévue avec les grandeurs du modèle sur-estime globalement celle prévue avec les grandeurs expérimentales, lorsque  $R = -1$  n'est pas pris en compte, avec un pourcentage de données dans la bande de facteur 3 de 7 %. En incluant  $R = -1$ , le pourcentage de données dans la bande  $[1/3 ; 3]$  est de 94 %, le nombre de cycles à rupture prévu avec les grandeurs du modèle reste proche de celui prévu avec les grandeurs expérimentales.

En comparant ensuite les durées de vie prévues avec les grandeurs du modèle et les durées de vie expérimentales (figure de droite), le pourcentage de données dans la bande de facteur 3 est de 44 % sans inclure  $R = -1$  (61 % avec les grandeurs expérimentales ; Figure 109) et de 39 % (37 % avec les grandeurs expérimentales ; Figure 109) en incluant  $R = -1$ . Ce critère n'est pas en mesure de prévoir correctement la durée de vie à partir des grandeurs déterminées numériquement du 5<sup>ème</sup> au 10<sup>ème</sup> cycle.

D'après les résultats présentés pour les trois critères, il est difficile avec la loi de comportement en l'état actuel et les paramètres des critères de fatigue identifiés à partir des données expérimentales d'avoir une prévision de la durée de vie en fatigue satisfaisante. Cela est notamment lié à la mauvaise description de la densité d'énergie de fluage cyclique, sachant que cette grandeur intervient dans les trois critères étudiés. Néanmoins, au-delà de  $10^5$  cycles, la durée de vie en fatigue est soit comprise dans la bande de facteur 3 soit elle est conservative pour les critères de fatigue combinant la densité d'énergie de fluage cyclique et la densité d'énergie cyclique ou dissipée en incluant le rapport de charge  $R = -1$ .

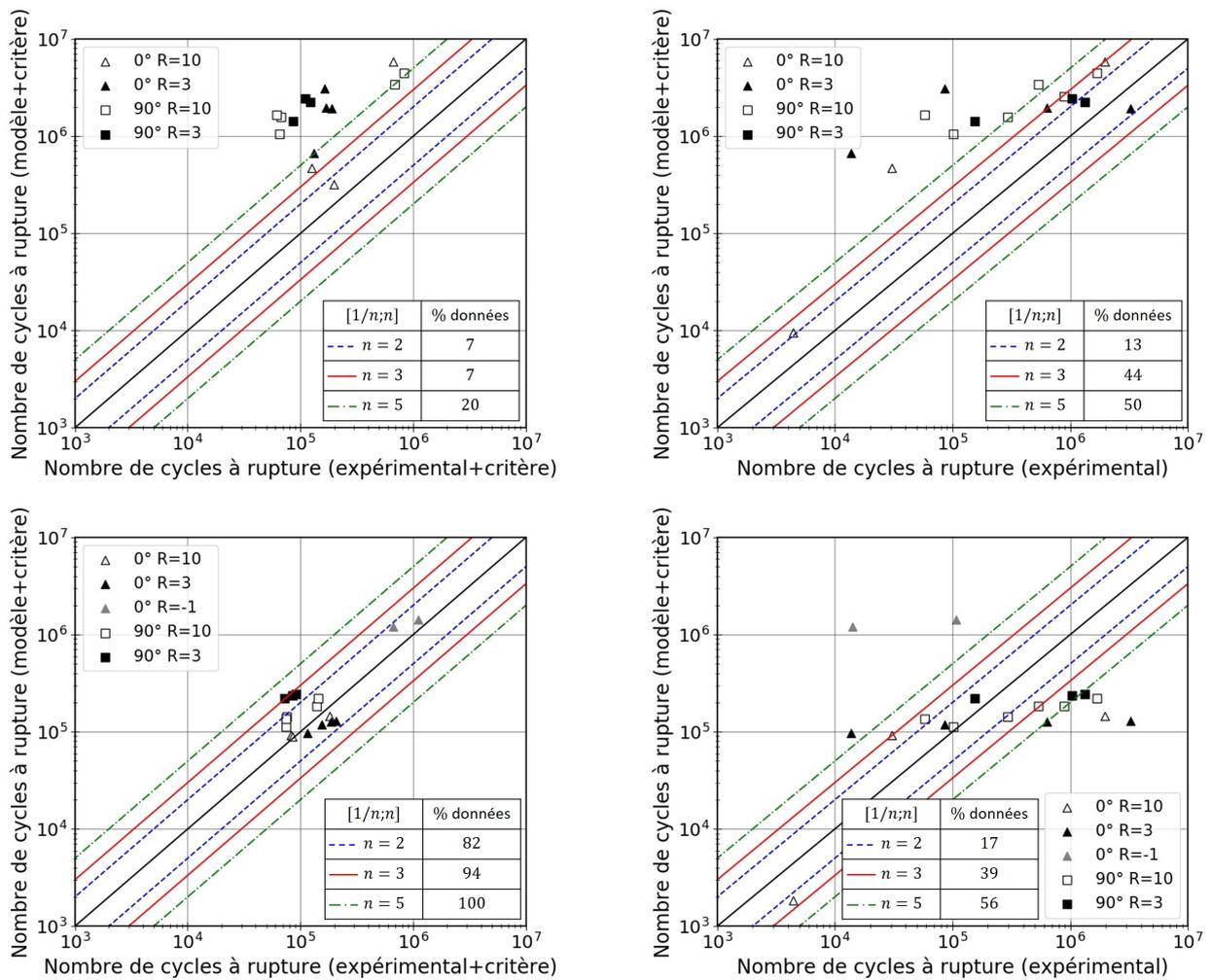


FIGURE 116 – Nombre de cycles à rupture prévu par le critère de fatigue basé sur la combinaison de  $W_{cr}$  et  $\Delta^*$ , identifié à partir des données expérimentales, appliqué à la densité d'énergie calculée avec la loi de comportement (noté *modèle + critère*) en fonction du nombre de cycle prévu lorsque le critère est appliqué à la grandeur expérimentale (noté *expérimental + critère*) (à gauche), et en fonction du nombre de cycles expérimental (noté *expérimental*) pour des orientations  $0^\circ$  et  $90^\circ$  et des rapports de charge  $R = 10$  et  $R = 3$  sans inclure (en haut) et en incluant  $R = -1$  (en bas).

#### 4.1.2.3 Critères de fatigue identifiés sur les grandeurs du modèle

Étant donné qu'il est difficile de prévoir la durée de vie avec les critères de fatigue identifiés à partir des grandeurs expérimentales et appliqués aux grandeurs obtenues avec le modèle, l'idée d'identifier les paramètres des différents critères directement à partir des grandeurs du modèle est investiguée.

Le premier critère est celui basé sur la densité d'énergie de fluage seule identifié à partir de la grandeur issue du modèle, calculée du 5<sup>ème</sup> au 10<sup>ème</sup> cycle. La Figure 117 représente le nombre de cycle à rupture prévu par le critère de fatigue en fonction du nombre de cycles à rupture expérimental, pour des orientations  $0^\circ$  et  $90^\circ$  et des rapports

de charge  $R = 10$  et  $R = 3$ . Le pourcentage de données comprises dans la bande de facteur 3 est de 69 %. Comme pour le même critère identifié à partir des grandeurs expérimentales, la prévision de la durée de vie en fatigue est non conservative pour les nombres de cycles à rupture inférieurs à  $10^5$  cycles, *i.e.*, elle est supérieure au nombre de cycles à rupture expérimental. Au-delà de  $10^5$  cycles, la prévision de la durée de vie en fatigue est soit comprise dans la bande de facteur 3 (82 % des points au-dessus de  $10^5$  cycles) soit elle est conservative. Le critère identifié à partir des grandeurs issues du modèle (calculées du 5<sup>ème</sup> au 10<sup>ème</sup> cycle) permet donc d'unifier à peu près l'ensemble des données en orientation et en rapport de charge (sans  $R = -1$ ) pour un nombre de cycles à rupture supérieur à  $10^5$ .

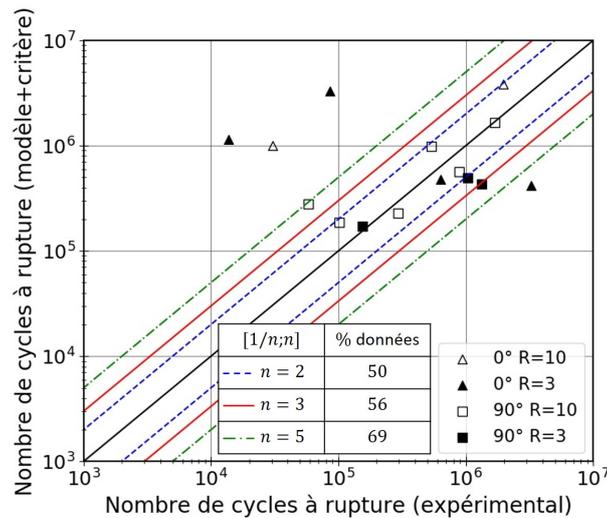


FIGURE 117 – Nombre de cycles à rupture prévu par le critère de fatigue basé sur la densité d'énergie de fluage cyclique, identifié à partir de la grandeur issue du modèle calculée du 5<sup>ème</sup> au 10<sup>ème</sup> cycle, pour des orientations 0° et 90° et des rapports de charge  $R = 10$  et  $R = 3$ .

Le deuxième critère est celui basé sur la combinaison de la densité d'énergie de fluage cyclique avec la densité d'énergie cyclique identifié à partir des grandeurs issues du modèle, calculées du 5<sup>ème</sup> au 10<sup>ème</sup> cycle. La Figure 118 représente le nombre de cycle à rupture prévu par le critère de fatigue en fonction du nombre de cycles à rupture expérimental, pour des orientations 0° et 90° et des rapports de charge  $R = 10$  et  $R = 3$  sans inclure (à gauche) en incluant (à droite)  $R = -1$ . Le pourcentage de données comprises dans la bande de facteur 3 est de 59 % sans le rapport de charge  $R = -1$ . La prévision de la durée de vie en fatigue est également majoritairement non conservative pour les nombres de cycles à rupture inférieurs à  $10^5$  cycles, et elle est comprise dans la bande de facteur 3 au-delà de  $10^5$  cycles. En ajoutant le rapport de charge  $R = -1$ , l'identification des paramètres du critère est plus difficile puisque les valeurs de  $W_c$  pour les points à  $R = -1$  sont très inférieures aux données expérimentales et aux données obtenues avec le modèle pour les autres conditions (Figure 113). La durée de vie prévue est autour de  $10^5$  cycles pour l'ensemble des essais.

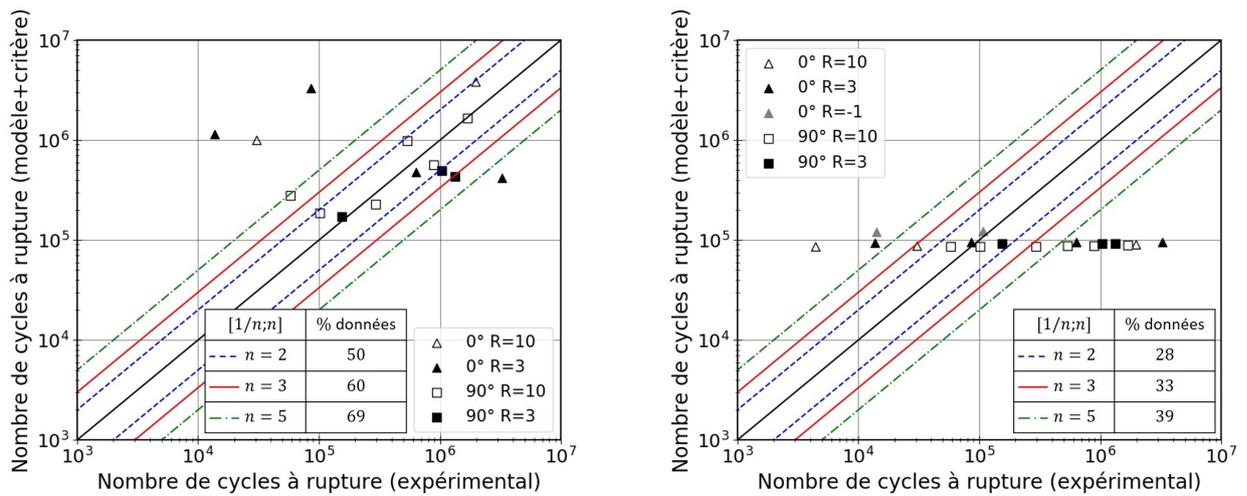


FIGURE 118 – Nombre de cycles à rupture prévu par le critère de fatigue basé sur la combinaison de la densité d'énergie de fluage cyclique et la densité d'énergie cyclique, identifié à partir des grandeurs issues du modèle, pour des orientations  $0^\circ$  et  $90^\circ$  et des rapports de charge  $R = 10$  et  $R = 3$  sans inclure (à gauche) et en incluant  $R = -1$  (à droite).

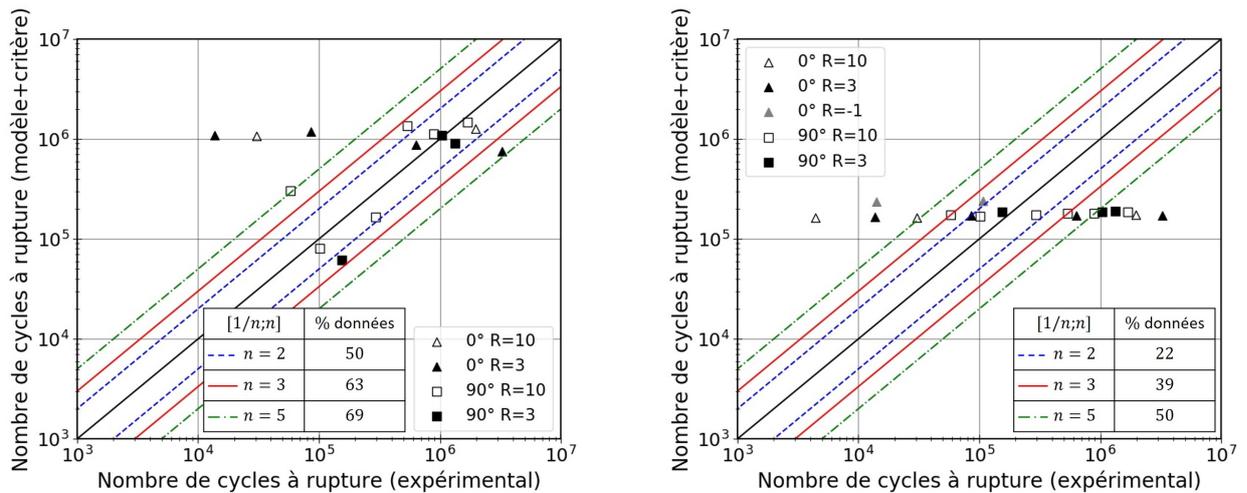


FIGURE 119 – Nombre de cycles à rupture prévu par le critère de fatigue basé sur la combinaison de la densité d'énergie de fluage cyclique et l'énergie dissipée cyclique, identifié à partir des grandeurs issues du modèle, pour des orientations  $0^\circ$  et  $90^\circ$  et des rapports de charge  $R = 10$  et  $R = 3$  sans inclure (à gauche) et en incluant  $R = -1$  (à droite).

Le dernier critère est le critère de fatigue basé sur la combinaison de la densité d'énergie de fluage cyclique avec la densité d'énergie dissipée cyclique identifié à partir des grandeurs du modèle, calculées du 5<sup>ème</sup> au 10<sup>ème</sup> cycle et à l'état transitoire, respectivement. La Figure 119 représente le nombre de cycle à rupture prévu par le critère de fatigue en fonction du nombre de cycles à rupture expérimental, pour des orientations  $0^\circ$  et  $90^\circ$  et des rapports de charge  $R = 10$  et  $R = 3$  sans inclure (à gauche) en incluant

(à droite)  $R = -1$ . Le pourcentage de données comprises dans la bande de facteur 3 est de 63 % sans le rapport de charge  $R = -1$ . En ajoutant le rapport de charge  $R = -1$ , l'identification des paramètres du critère est également plus difficile avec des valeurs de  $\Delta^*$  pour  $R = -1$  et une orientation  $0^\circ$  très inférieures aux autres données obtenues avec le modèle. La durée de vie prévue est de l'ordre de  $2 \times 10^5$  cycles pour l'ensemble des essais.

### 4.1.3 Bilan

Dans cette partie, la première question soulevée est : peut-on se baser sur les grandeurs expérimentales relevées sur les premiers cycles plutôt qu'à mi-vie pour les critères de fatigue retenus dans le Chapitre 2, basés sur la densité d'énergie de fluage cyclique seule ou sur la combinaison de la densité d'énergie de fluage cyclique avec une densité d'énergie cyclique ou dissipée ? Cette réflexion est illustrée sur la Figure 120. La durée de vie est moins bien décrite que lorsque les grandeurs énergétiques à mi-vie sont considérées mais les critères permettent tout de même une description unifiée satisfaisante pour les différents rapports de charge et les deux orientations, bien meilleurs qu'avec les autres critères testés. Cette moins bonne prévision de la durée de vie en fatigue pourrait être liée au fait que la réponse thermomécanique du matériau ne se soit pas stabilisée après seulement quelques cycles.

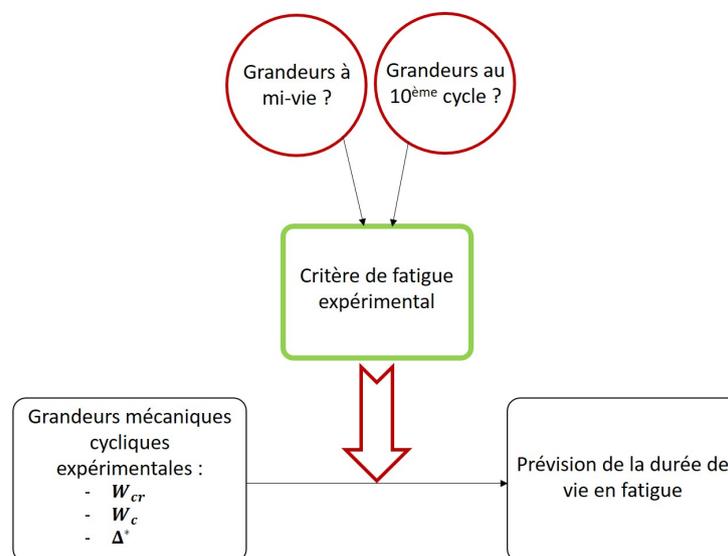


FIGURE 120 – Illustration de la question sur les critères de fatigue basés sur les grandeurs expérimentales relevées sur les premiers cycles ou à mi-vie.

La deuxième question est : peut-on se fier aux données numériques calculées avec le modèle sur les premiers cycles pour prévoir la durée de vie en fatigue ? Pour cela, les grandeurs intervenant dans les critères calculées avec la loi de comportement sont, tout d'abord, comparées avec celles obtenues expérimentalement sur les 5-10 premiers

cycles. Selon les grandeurs considérées, et les conditions en orientation et en rapport de charge, des écarts plus ou moins importants sont observés, notamment pour la densité d'énergie de fluage cyclique. L'impact de ces écarts sur la durée de vie en fatigue prévue avec les critères identifiés expérimentalement a donc été analysé. La démarche de dimensionnement en fatigue abordée est illustrée sur la Figure 121. Les résultats montrent que pour le critère basé sur la densité d'énergie de fluage cyclique, seulement les nombres de cycles à rupture autour de  $10^6$  sont prévus correctement. En combinant la densité d'énergie de fluage cyclique et la densité d'énergie cyclique, la durée de vie est relativement mal prévue par le critère identifié à partir des données expérimentales appliqué aux grandeurs issues du modèle. La combinaison des erreurs faites à la fois sur la densité d'énergie de fluage cyclique et sur la densité d'énergie cyclique avec le modèle pourrait l'expliquer. Le même type de conclusion peut être tiré pour le critère combinant la densité d'énergie de fluage cyclique et la densité d'énergie dissipée cyclique. Les résultats ont montré qu'avec un écart de l'ordre de 10-20 % sur la prévision de la grandeur avec le modèle, l'erreur sur prévision de la durée de vie peut aller au-delà d'une décade. Pour prévoir la durée de vie en fatigue à partir des critères de fatigue identifiés à partir des données expérimentales, nous avons besoin d'une description fine des différentes grandeurs mécaniques cycliques.

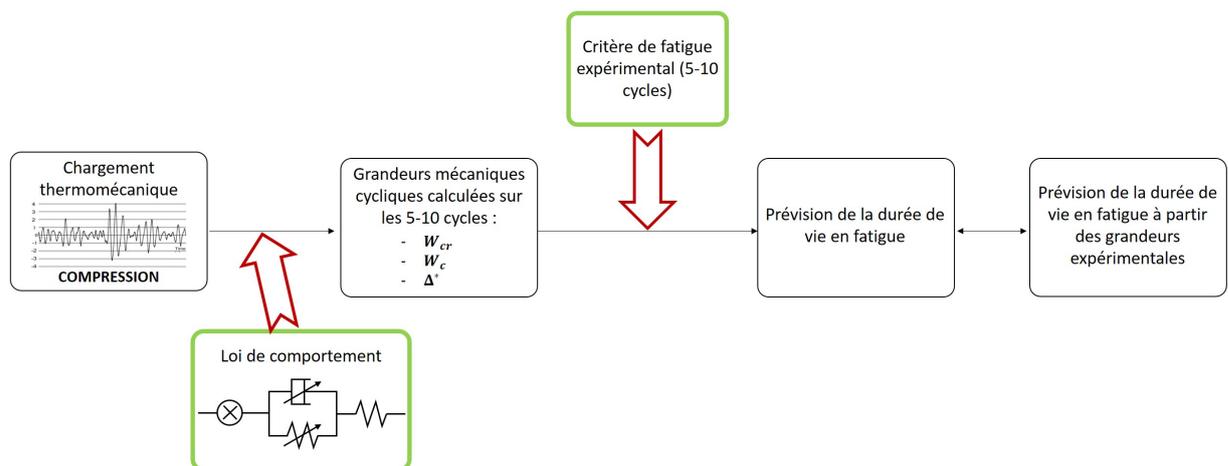


FIGURE 121 – Démarche de dimensionnement en fatigue en se basant sur les critères identifiés avec les grandeurs expérimentales calculées avec la loi de comportement du 5<sup>ème</sup> au 10<sup>ème</sup> cycle.

Étant donné qu'il est difficile de prévoir la durée de vie de manière satisfaisante avec les critères de fatigue identifiés à partir des données expérimentales, la dernière question investiguée est : peut-on s'appuyer sur les grandeurs numériques pour identifier les critères de fatigue ? La démarche de dimensionnement en fatigue abordée est illustrée sur la Figure 122. Le critère basé sur la densité d'énergie de fluage cyclique seule identifié avec les grandeurs du modèle permet de prévoir la durée de vie en fatigue de manière satisfaisante. Au-delà de  $10^5$  cycles, le nombre de cycles à rupture est relativement bien prévu ou il est conservatif. Pour les critères combinant la densité d'énergie de fluage

cyclique avec une densité d'énergie cyclique ou dissipée, la prévision de la durée de vie est relativement bonne ou conservatrice pour les nombres de cycles à rupture supérieurs à  $10^5$  cycles. En incluant le rapport de charge  $R = -1$ , la prévision de la durée de vie en fatigue est mauvaise, du fait d'une prévision particulièrement mauvaise des énergies impliquées pour ce rapport de charge. Néanmoins, si on sort du domaine d'analyse de la loi de comportement, on ne sait pas ce que ce type d'approche peut donner en terme de prévision de la durée de vie en fatigue.

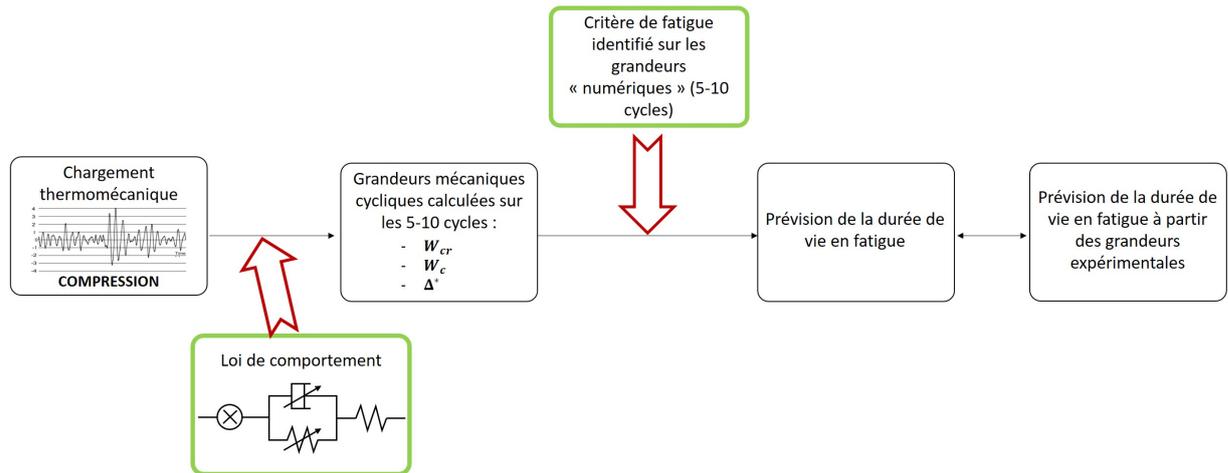


FIGURE 122 – Démarche de dimensionnement en fatigue en se basant sur les critères identifiés avec les grandeurs numériques calculées avec le loi de comportement du 5<sup>ème</sup> au 10<sup>ème</sup> cycle.

Une synthèse du pourcentage de données comprises dans la bande de facteur 3 pour les trois critères de fatigue est donnée sur la Figure 123, selon si le critère est identifié avec les grandeurs expérimentales à 5-10 cycles et est appliqué aux grandeurs expérimentales (noté *Exp-Exp*) ou aux grandeurs calculées avec le modèle (noté *Exp-Simu*), ou si le critère est identifié avec les grandeurs issues du modèle et est appliqué aux grandeurs du modèle (noté *Simu-Simu*).

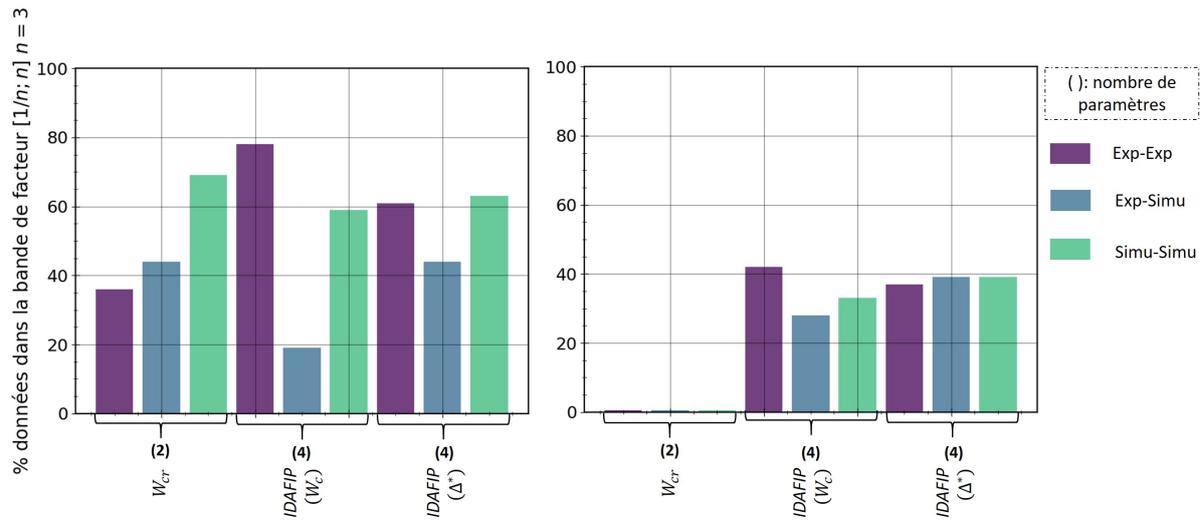


FIGURE 123 – Histogramme du pourcentage de données comprises dans la bande de facteur  $n = 3$  pour chacun des critères étudiés avec les grandeurs mécaniques cycliques calculées du 5<sup>ème</sup> au 10<sup>ème</sup> cycle, avec le nombre de paramètres associés (entre parenthèses), pour seulement les rapports de charge en compression-compression ( $R = 3$  et  $R = 10$ ) (à gauche) et en incluant le rapport de charge  $R = -1$  (à droite).

## 4.2 Analyse de la courbe d'auto-échauffement par le modèle

Cette partie se concentre sur l'apport de la loi de comportement sur la compréhension des différents régimes identifiés graphiquement sur les courbes d'auto-échauffement. Rappelons que [Leveuf et al., 2020] et [Navrátil et al., 2020] avaient expliqué les différents régimes identifiés graphiquement par la contribution des différents mécanismes dissipatifs (viscoélasticité, plasticité) pour un matériau proche sollicité en traction cyclique, une orientation  $0^\circ$  et un rapport de charge  $R = 0$ , comme le montre la Figure 124.

La Figure 125 représente l'énergie dissipée cyclique en fonction de la contrainte maximale en valeur absolue obtenue expérimentalement, avec le modèle viscoélastique (sans plasticité), et le modèle visco-élasto-plastique sans et avec couplage viscoélasticité-plasticité, pour une orientation  $0^\circ$  et des rapports de charge  $R = 0$  (à gauche) et  $R = -\infty$  (à droite). La dissipation totale est bien décrite par la loi de comportement jusqu'à un niveau de contrainte normée d'environ 0,4. Elle est sous-estimée par le modèle pour les niveaux de contrainte supérieurs. Néanmoins, dans le cas  $R = 0$ , la transition entre les régimes I et II semble coïncider avec l'activation de la plasticité, comme cela avait été observé par [Leveuf et al., 2020] et [Navrátil et al., 2020].

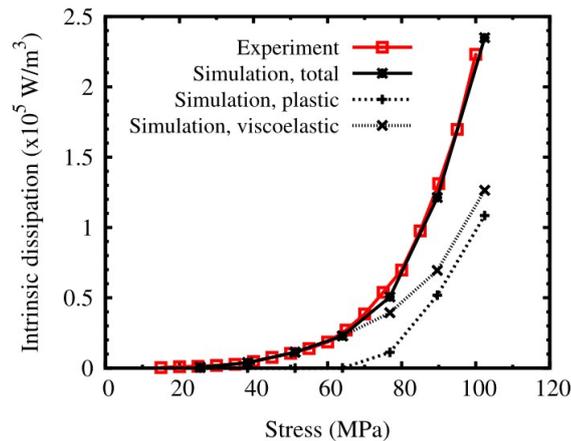


FIGURE 124 – Dissipations cycliques expérimentales et calculées en fonction de l’amplitude de contrainte pour un essai d’auto-échauffement réalisé sur une éprouvette d’épaisseur 3,2 mm d’orientation  $0^\circ$  et un rapport de charge  $R = 0$ , issu de [Navrátil et al., 2020].

Pour un rapport de charge  $R = -\infty$ , la loi de comportement prévoit les mêmes valeurs pour l’énergie dissipée cyclique pour une contrainte maximale en valeur absolue donnée que pour  $R = 0$  (comportement symétrique traction-compression). D’après les données expérimentales, pour  $R = -\infty$ , comme discuté au Chapitre 2, la dissipation pour un niveau de contrainte maximale en valeur absolue donnée est à peu près la même que pour  $R = 0$ , mais la transition entre les régimes I et II identifiés graphiquement se produit pour un niveau de contrainte bien plus élevé.

Les résultats suggèrent donc que l’activation de la plasticité puisse expliquer la transition du régime I au régime II, supposée correspondre à des durées de vie en fatigue inférieures ou égales à  $10^6$ - $10^7$  cycles, en traction mais pas en compression. Autrement dit, la correspondance entre les mécanismes dissipatifs et la durée de vie en fatigue ne seraient pas la même en traction, pour laquelle l’activation de la plasticité serait un facteur clef, et en compression où les mécanismes dissipatifs impliqués et/ou leur lien avec la durée de vie seraient différents.

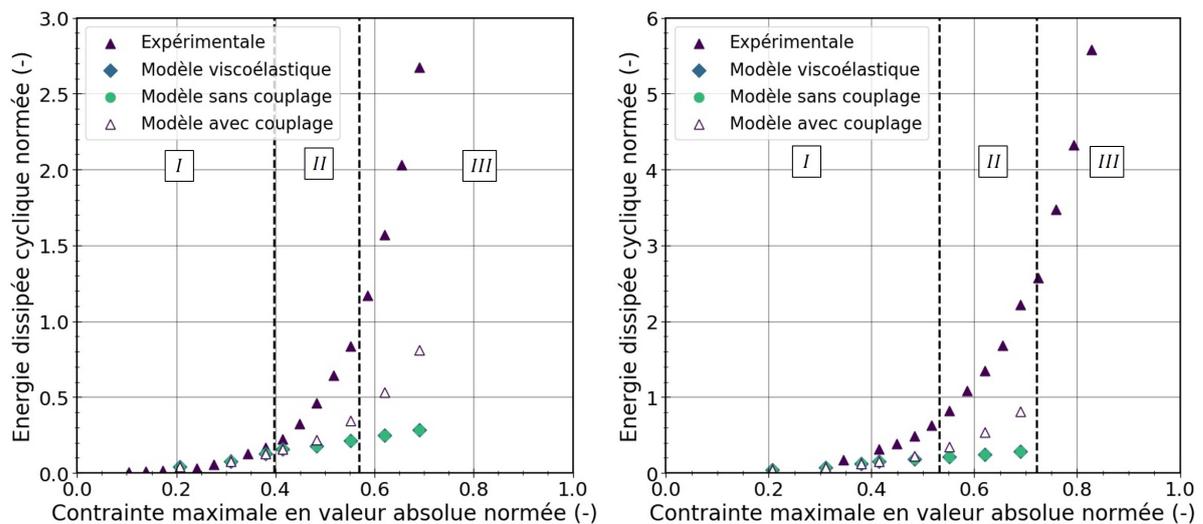


FIGURE 125 – Comparaison de l'énergie dissipée cyclique en fonction de la contrainte maximale en valeur absolue pour une orientation  $0^\circ$  et  $R = 0$  (à gauche) (chargement en traction) et  $R = -\infty$  (à droite) (chargement en compression) et une fréquence de chargement de 4 Hz; comparaison des résultats expérimentaux avec le modèle viscoélastique (sans plasticité), et le modèle visco-élasto-plastique sans et avec couplage viscoélasticité-plasticité.

### 4.3 Bilan

Dans ce chapitre, les objectifs ont été :

- d'évaluer les critères de fatigue retenus au Chapitre 2 lorsque les grandeurs mécaniques cycliques impliquées sont relevées sur les premiers cycles et plus à mi-vie ;
- de comparer la prévision de la durée de vie en fatigue avec les critères identifiés sur la base des résultats expérimentaux, appliqués aux grandeurs obtenues à partir du modèle de comportement ;
- et, d'évaluer l'apport du modèle sur la compréhension des différents régimes identifiés graphiquement sur les courbes d'auto-échauffement.

Dans un contexte industriel, les critères de fatigue présentés au Chapitre 2, exprimés en fonction des grandeurs prises à mi-vie sont difficilement applicables. C'est pourquoi, la prévision de la durée de vie en fatigue avec des grandeurs calculées sur les 5-10 premiers cycles a été évaluée. Les trois critères retenus sont : le critère basé sur la densité d'énergie de fluage cyclique seule et les critères basés sur la combinaison de la densité d'énergie de fluage cyclique avec la densité d'énergie cyclique ou la densité d'énergie dissipée. Les résultats montrent que les prévisions sont moins bonnes qu'avec des grandeurs à mi-vie mais restent satisfaisantes notamment pour des nombres de cycles à rupture supérieurs à  $10^5$  cycles.

L'étape suivante a été d'évaluer la prévision de la durée de vie en fatigue avec les grandeurs obtenues avec le modèle pour chaque critère. Premièrement, les critères identifiés avec les grandeurs expérimentales ont été testés. Avec et sans la prise en compte du

rapport de charge  $R = -1$ , la durée de vie en fatigue est non conservative pour des nombres de cycles inférieurs à  $10^5$ , et elle soit relativement bien prévue (comprise dans la bande de facteur 3) soit prévue de manière conservative pour des nombres de cycles à rupture supérieurs, exceptés pour le critère combinant  $W_{cr}$  et  $W_c$  sans  $R = -1$ . Ces analyses ont également montré qu'un faible écart sur la prévision des grandeurs impliquées dans les critères avec le modèle pouvait avoir un effet important sur la prévision de la durée de vie en fatigue. Deuxièmement, les critères identifiés avec les grandeurs du modèle et appliqués aux grandeurs issues du modèle ont été testés. Les prévisions de la durée de vie en fatigue sont proches de celles obtenues avec les critères identifiés avec les paramètres expérimentaux et appliqués aux grandeurs expérimentales. Les prévisions, au-delà de  $10^5$  cycles, sont également soit comprises dans la bande de facteur 3 soit elles sont conservatives.

La prévision de la durée de vie en fatigue avec les critères actuels, pour des grandeurs évaluées sur les premiers cycles, expérimentalement ou avec le modèle, est meilleure qu'avec des critères classiques en contrainte ou en énergie élastique (Figure 46), notamment vis-à-vis de l'unification des données en orientation et en rapport de charge.

Enfin, l'apport du modèle de la loi de comportement sur la compréhension des différents régimes identifiés graphiquement sur les courbes d'auto-échauffement a été étudié. Pour une orientation  $0^\circ$  et un rapport de charge  $R = 0$ , comme montré dans [Leveuf, 2017], la loi de comportement permet d'expliquer la transition entre le régime I et le régime II avec l'apparition de la plasticité et à son effet sur la viscoélasticité. Cependant, en compression, l'activation de la plasticité ne suffit pas à expliquer la transition entre le régime I et le régime II.

Les perspectives possibles pour améliorer la prévision de la durée de vie en fatigue et la description de la courbe d'auto-échauffement avec le modèle sont :

- de modifier le formalisme et/ou leur lien avec la durée de vie la stratégie d'identification de la loi de comportement afin de mieux prévoir, de manière unifiée en fonction de la direction de sollicitation et du rapport de charge : (i) la dissipation intrinsèque, son évolution au cours des cycles (cf. Chapitre 2) et le rôle des différents mécanismes dissipatifs et (ii) les grandeurs impliquées dans les critères de fatigue ;
- et, d'affiner la compréhension de la cinétique de ruine basée sur des essais de fatigue interrompus à différents niveaux de contrainte et pour différents nombres de cycles (Annexe E).

# Conclusion

## Spécificités de l'étude

L'objectif principal de la thèse était de développer une méthode de dimensionnement en fatigue pour un matériau thermoplastique composé d'une matrice PEEK renforcée de fibres courtes de carbone à hauteur de 30 % en masse (PEEK CF30), pour des chargements en compression, associée à une démarche de caractérisation rapide basée sur l'auto-échauffement et compatible avec le cadre industriel. La prévision du comportement en fatigue des structures composées de ce matériau soulève de nombreuses problématiques et différents facteurs sont à prendre en compte. Le premier facteur est le chargement mécanique appliqué à la pièce au cours de son fonctionnement. Dans le cadre de cette thèse, c'est la compression uniaxiale qui est étudiée. Les travaux traitant de la fatigue en compression des SFRT en général et du PEEK CF en particulier sont très peu nombreux. D'une manière générale, les données sur la fatigue du PEEK CF sont relativement rares, même pour des chargements de traction. Il a donc fallu constituer une base de données sur le comportement mécanique et la fatigue du PEEK CF30 pour des chargements de compression, pour différents rapports de charge et différentes orientations de la sollicitation mécanique par rapport à la direction d'injection du matériau. Le matériau étudié est injecté et moulé sous forme de plaque. La réalisation d'essais de compression sur ce type d'éprouvettes n'est pas aisée. Un protocole a donc été mis en place. Le second facteur délicat est le procédé de mise en forme du matériau qui induit une microstructure complexe de type cœur/peau, avec un gradient de la distribution d'orientation des fibres important selon l'épaisseur. Les plaques étudiées ont une épaisseur de 5 mm, plus importante que les épaisseurs habituelles pour ce type de matériau ( $\sim 3$  mm). Le gradient de microstructure et son effet sur la réponse mécanique du matériau joue donc un rôle plus important dans le cas étudié, qu'il a fallu prendre en compte.

## Essais de compression uniaxiale avec vérification

Pour alimenter une base de données d'essais avec un chargement de compression homogène, la difficulté a été de garantir l'uniaxialité du chargement global. Des moyens d'essais adéquats ont donc été mis en place, avec les objectifs suivants :

- pouvoir effectuer des mesures de déformation et de température ;
- pouvoir obtenir des données représentatives en contrainte dans la zone utile de l'éprouvette.

Le choix s'est porté sur l'utilisation des mors hydrauliques avec une longueur libre entre les mors de 13 mm. Une attention particulière a été portée au bon alignement des mors et de l'éprouvette lors de la mise en place des essais, selon la direction de sollicitation.

Cependant, cette simple précaution ne suffit pas : un désalignement des mors peut tout de même être observé pendant certains essais. Une procédure expérimentale a donc été développée pour détecter un potentiel désalignement et pour vérifier que le chargement global reste uniaxial au cours de chacun des essais. La procédure consiste à analyser la symétrie selon l'épaisseur de l'éprouvette des champs cinématiques, obtenus par stéréocorrélation d'images numériques, et des champs d'amplitude de couplage thermo-élastique, obtenus par thermographie infra-rouge, sur les surfaces de l'épaisseur de chaque côté de l'éprouvette.

### **Tenue en fatigue du PEEK CF30 pour des chargements en compression**

Peu de travaux investiguent la fatigue des SFRT pour des chargements en compression-compression et ils se concentrent sur d'autres matériaux que le PEEK CF. Des essais de fatigue ont été menés à température et humidité ambiantes sur des éprouvettes de type "dogbone" pour des orientations  $0^\circ$  et  $90^\circ$  et des rapports de charge  $R = 0$ ,  $R = 3$ ,  $R = 10$ ,  $R = -\infty$  et  $R = -1$ . Un total de 38 essais de fatigue, dont 8 essais interrompus avant rupture, ont été réalisés. Les résultats ont montré que :

- la durée de vie en fatigue est plus élevée en compression ( $R = -\infty$ ) qu'en traction ( $R = 0$ , dans le cas de chargement de même amplitude) ;
- la durée de vie dépend de l'orientation et du rapport de charge.

### **Évaluation des critères de fatigue**

Un des objectifs a été d'identifier un critère de fatigue permettant de prévoir de manière unifiée la durée de vie en fatigue du matériau pour différentes directions de sollicitation et différents rapports de charge. Dans le cadre de la thèse, tous les critères de la littérature n'ont pas pu être testés. Par exemple, pour le critère de Gerber modifié [Mallick and Zhou, 2004], il n'y a pas eu assez de rapports de charge testés pour identifier les paramètres du critère, faute de temps. Pour les critères de Tsai-Hill modifiés [Bernasconi et al., 2007a] et de Klimkeit [Klimkeit et al., 2011b], aucune éprouvette à  $45^\circ$  n'a été testée due à la difficulté de mise en place d'essais représentatifs sur ce type d'éprouvette en particulier pour des chargements en compression, avec une longueur libre réduite entre les mors.

Les critères suivants ont été étudiés : critère basé sur la contrainte alternée rapportée à la contrainte à rupture sous sollicitation monotone ; critère basé sur la densité d'énergie élastique cyclique ; critère basé sur la densité d'énergie dissipée cyclique ; critère basé sur la densité d'énergie de fluage cyclique ; critères IDAFIP combinant la densité d'énergie de fluage cyclique et la densité d'énergie élastique cyclique ou la densité d'énergie dissipée cyclique. Les critères de fatigue permettant de prévoir la durée de vie en fatigue de manière satisfaisante, tout en unifiant les données en orientation et en rapport de charge, sont les critères basés sur une ou plusieurs énergies. Une synthèse de l'analyse de la capacité de ces critères à prévoir la durée de vie en fatigue est présentée dans le Tableau 10, pour des grandeurs mécaniques cycliques calculées à mi-vie. Le critère basé sur une énergie de densité de fluage cyclique seule et les critères IDAFIP (combinaison de la densité d'énergie de fluage cyclique avec la densité d'énergie cyclique ou la densité d'énergie dissipée) permettent de prévoir de manière satisfaisante la durée de vie en fatigue tout en unifiant les données vis-à-vis de l'orientation et du rapport de charge pour

des chargements en compression-compression. La durée de vie en fatigue en compression-compression semble donc être principalement pilotée par la contrainte moyenne. En prenant en compte le rapport de charge  $R = -1$ , seuls les critères IDAFIP permettent de bien prévoir la durée de vie en fatigue avec une unification des orientations et des rapports de charge. Les critères IDAFIP nécessitent seulement 4 paramètres. La difficulté de prendre en compte les grandeurs mécaniques cycliques à mi-vie est d'être difficilement utilisable dans une approche industrielle prédictive.

Critère de fatigue (grandeurs à mi-vie)	Nombre de paramètres	Unification en orientation	Unification en orientation et en rapport de charge	
			sans $R = -1$	avec $R = -1$
$W_{cr}$ seule	2	OK	OK	NOK
IDAFIP $W_{cr}/W_c$	4	OK	OK	OK
IDAFIP $W_{cr}/\Delta^*$	4	OK	OK	OK

TABLEAU 10 – Synthèse de la capacité des critères retenus à prévoir la durée de vie en fatigue à partir des grandeurs mécaniques cycliques à mi-vie (NOK : % données ( $n = 3$ )  $\leq 40$  %,  $\sim$  OK :  $40$  %  $<$  % données ( $n = 3$ )  $<$   $60$  %, OK : % données ( $n = 3$ )  $\geq 60$  %).

La problématique a été de savoir s'il était possible de se baser sur les 5-10 premiers cycles pour prévoir la durée de vie en fatigue à partir des critères de fatigue retenus. Les prévisions de la durée de fatigue sont moins bonnes qu'avec les grandeurs à mi-vie, d'après le Tableau 11.

Critère de fatigue (grandeurs 10 <sup>ème</sup> cycle)	Nombre de paramètres	Unification en orientation	Unification en orientation et en rapport de charge	
			sans $R = -1$	avec $R = -1$
$W_{cr}$ seule	2	OK	NOK	NOK
IDAFIP $W_{cr}/W_c$	4	OK	OK	$\sim$ OK
IDAFIP $W_{cr}/\Delta^*$	4	OK	OK	NOK

TABLEAU 11 – Synthèse de la capacité des critères retenus à prévoir la durée de vie en fatigue à partir des grandeurs mécaniques cycliques entre le 5<sup>ème</sup> au 10<sup>ème</sup> cycle (NOK : % données ( $n = 3$ )  $\leq 40$  %,  $\sim$  OK :  $40$  %  $<$  % données ( $n = 3$ )  $<$   $60$  %, OK : % données ( $n = 3$ )  $\geq 60$  %).

Cela pourrait être lié au fait que la température du matériau ne soit pas encore stabilisée après quelques cycles. Le matériau PEEK CF est, *a priori*, peu sensible à la température dans les conditions testées (les températures atteintes sont nettement en-dessous du domaine de température de transition vitreuse du matériau) mais la réponse thermo-mécanique en fatigue montre une corrélation entre la stabilisation thermique et la stabilisation de la réponse mécanique qui se fait à aux alentours de  $10^3$  cycles. En effet, l'évolution de la variation de la température obtenue sur la surface de l'éprouvette, présentée dans le Chapitre 2, montre une augmentation de celle-ci, pouvant aller de 5°C à 15°C puis une diminution.

Une deuxième explication pourrait être liée à une évolution des termes sources au bout de quelques centaines de cycles (écrouissage, par exemple).

Les perspectives pour l'évaluation des critères de fatigue pourraient être :

- de réaliser des essais de fatigue pour d'autres rapports de charge pour des chargement en traction-traction, compression-compression et traction-compression ;
- de développer une solution technique pour réaliser des essais de compression pour des éprouvettes à 45° ;
- de réaliser une caractérisation mécanique du matériau pour des températures de 10°C à 20°C plus importantes que la température ambiante pour étudier la sensibilité à la température dans le domaine rencontré lors des essais de fatigue ;
- d'appliquer 3000 cycles (stabilisation thermique) au matériau, de laisser ensuite refroidir à contrainte nulle puis de réaliser la caractérisation en auto-échauffement et de la durée de vie en fatigue.

### Loi de comportement

Le comportement mécanique du matériau a été caractérisé à l'aide de différents types d'essais uniaxiaux. Il a été conclu que la réponse du matériau comprend une partie élastique anisotrope, une partie plastique anisotrope avec un écrouissage non-linéaire essentiellement cinématique et une partie viscoélastique non-linéaire qui semble être liée à l'écrouissage. Pour décrire ce comportement, la loi proposée par [Leveuf et al., 2020], [Navrátil et al., 2020] pour un matériau proche sollicité en traction, a été reprise. Il a été montré que pour les éprouvettes d'intérêt, plus épaisses que celles habituellement caractérisées pour les SFRT, le gradient de microstructure selon l'épaisseur a un effet significatif sur la réponse mécanique moyenne. Ce gradient a donc été pris en compte dans le processus d'identification, contrairement à ce qui est fait habituellement (représentation homogène équivalente du matériau). Un outil numérique d'identification de la loi de comportement a été développé. Il se base sur une représentation de l'éprouvette d'épaisseur 5 mm de type allumette, comme présenté dans le Chapitre 3, prenant en compte le gradient de microstructure. Cet outil, indispensable vu les temps de calcul, a été validé pour un chargement monotone, mais la question de son influence sur la démarche d'identification complète reste encore ouverte. La démarche d'identification proposée dans cette thèse est présentée sur la Figure 126.

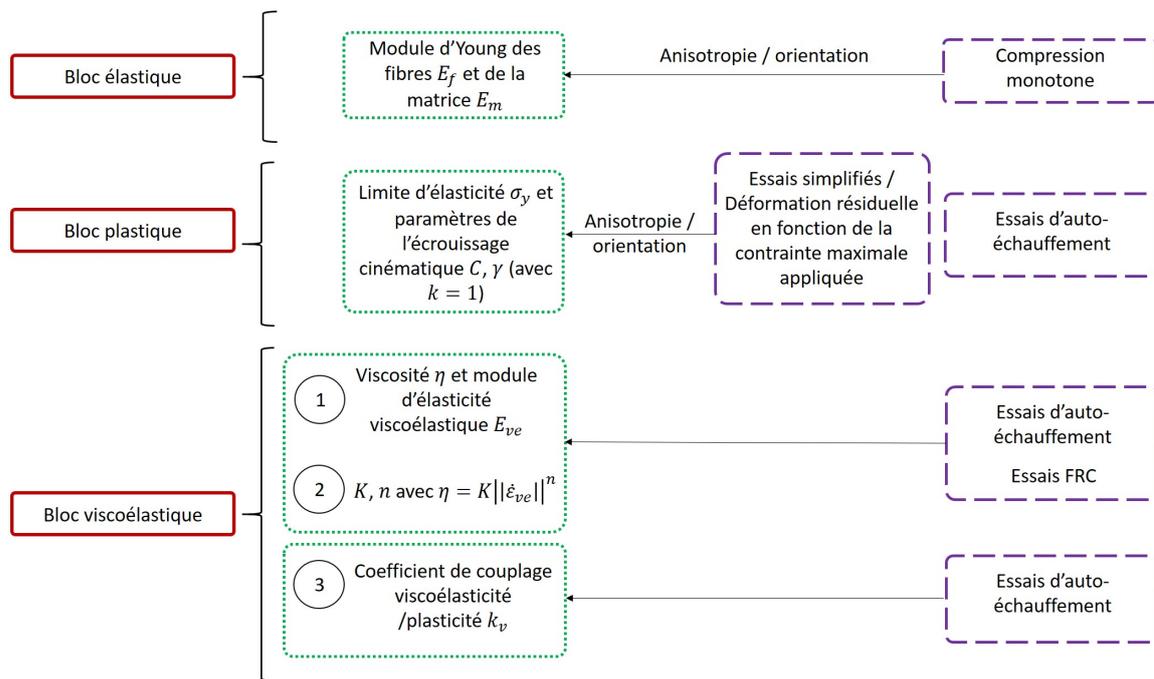


FIGURE 126 – Démarche d'identification des paramètres de la loi de comportement adoptée dans la thèse.

Un apport pour l'identification des paramètres a été de retravailler les essais (essais d'auto-échauffement et essais FRC) pour réduire le temps de calcul et d'identification de manière non négligeable. Le Tableau 12 fait une synthèse de la capacité de la loi de comportement à décrire la réponse des différents essais de la base de données et des grandeurs mécaniques cycliques impliquées dans les critères de fatigue retenus.

Type d'essais		Prévision par le modèle			
		0°		90°	
Compression monotone		~ OK		~ OK	
FRC/ANH		NOK		NOK	

Type d'essais		Prévision par le modèle			
		R = 10		R = 3	
		0°	90°	0°	90°
Cyclique	$\Delta^*$	OK	NOK	NOK	NOK
	$W_{cr}$	~ OK	NOK	~ OK	NOK
	$W_c$	OK	OK	NOK	NOK

TABLEAU 12 – Synthèse de la capacité de la loi de comportement à décrire la réponse mécanique pour les différents essais de la base de données et des grandeurs impliquées dans les critères de fatigue retenus.

La description de la densité d'énergie cyclique et de la densité d'énergie dissipée cyclique est bonne pour un rapport de charge  $R = 10$  et une orientation  $0^\circ$  qui a servi d'identification. La loi de comportement ne permet malheureusement pas de décrire suffisamment précisément les essais de compression monotone, les essais FRC et ANH. Pour les autres conditions en orientation et en rapport de charge, la loi de comportement avec les paramètres actuels ne permet pas de bien représenter ces grandeurs. Il est difficile d'avoir une bonne prévision de la densité d'énergie de fluage cyclique.

Une première proposition d'amélioration de la démarche d'identification est illustrée sur la Figure 127, pour tenter d'avoir une meilleure description des grandeurs mécaniques cycliques pour l'ensemble des orientations et des rapports de charge. Dans cette nouvelle approche, les paramètres liés à la viscosité sont identifiés sur les essais d'auto-échauffement puis les paramètres plastiques sur les essais de compression monotone en prenant en compte l'anisotropie liée à l'orientation. Ces mêmes paramètres sont ensuite optimisés sur les essais d'auto-échauffement et les essais FRC. Enfin le module d'élasticité viscoélastique et le coefficient du couplage viscoélastique/plastique sont également identifiés sur les essais d'auto-échauffement et les essais FRC. Cela pourrait permettre d'avoir une meilleure description de la plasticité pour les deux orientations.

D'autres pistes sont possibles, telles que l'ajout d'un autre rapport de charge dans la base d'identification, par exemple.

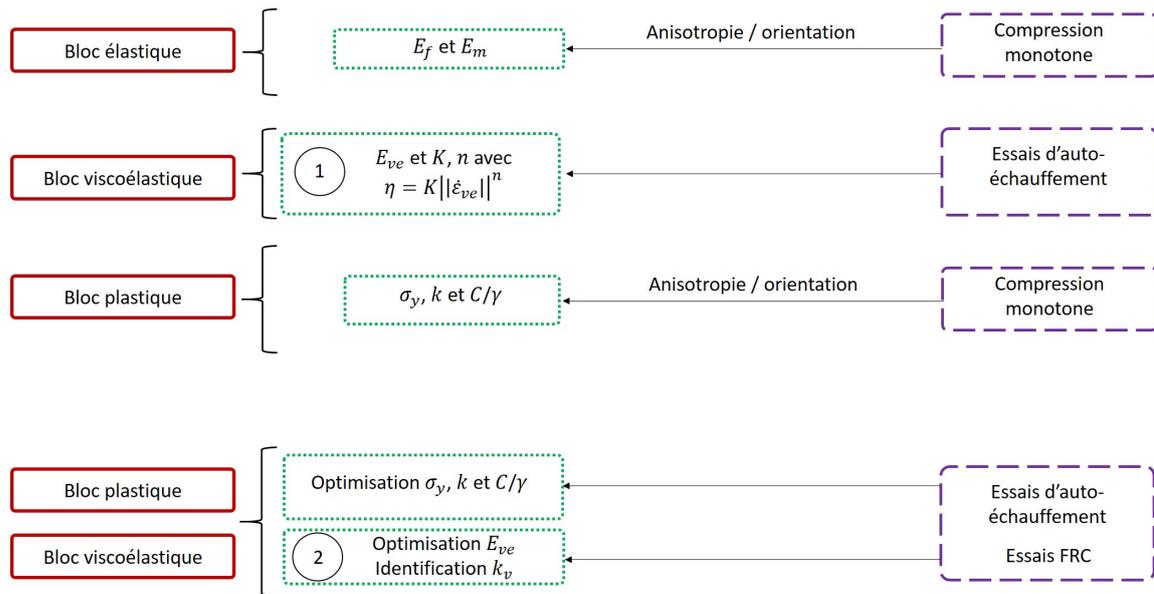


FIGURE 127 – Démarche d'identification des paramètres de la loi de comportement proposée en amélioration de la démarche initiale.

D'autres perspectives possibles pour améliorer la loi de comportement seraient :

- d'inclure une dépendance à la température dans le cas où elle serait confirmée expérimentalement et des ingrédients qui permettrait de rendre compte de l'évolution des termes sources ;
- d'ajouter un écrouissage cinématique linéaire à l'écrouissage cinématique non-linéaire pour améliorer la description de la densité de fluage cyclique ;
- d'introduire une déformation viscoplastique.

### Démarche complète de dimensionnement à la fatigue

Une démarche complète de dimensionnement en fatigue a été appliquée à partir des critères de fatigue retenus et de la loi de comportement identifiée.

Différentes conclusions ont pu être mises en évidence à partir de ces travaux. Dans un premier temps, on ne peut pas se permettre d'être imprécis sur la description des grandeurs mécaniques cycliques impliquées dans les critères de fatigue. Dans un second temps, l'importance de bien caractériser l'état stabilisé du matériau a été constaté. Pour cela, la démarche d'identification doit être améliorée et adaptée pour qu'elle soit opérationnelle pour la fatigue, en étendant la gamme de température testée, par exemple.

Une première approche dite "idéale" est analysée. Cette approche consiste à avoir un chargement en entrée, à calculer les grandeurs mécaniques cycliques par la loi de comportement, puis à prévoir la durée de vie à partir des critères identifiés expérimentalement pour des grandeurs déterminées sur les premiers cycles. Cette approche montre notamment la nécessité de bien décrire les différentes grandeurs mécaniques cycliques pour avoir une bonne prévision de la durée de vie à partir des critères identifiés expérimentalement. Un schéma explicatif de cette approche est donné sur la Figure 128. Les résultats de prévision de la durée de vie en fatigue avec cette approche ne sont pas satisfaisants.

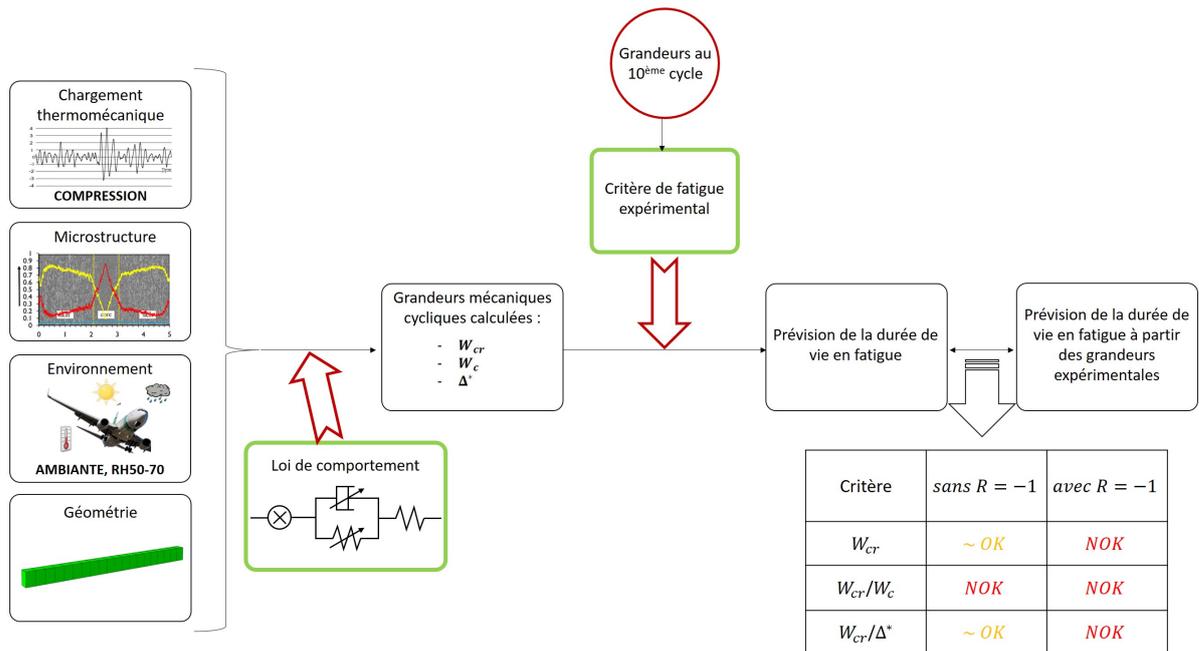


FIGURE 128 – Schéma explicatif de la démarche de dimensionnement en fatigue en se basant sur les critères identifiés avec les grandeurs expérimentales calculés du 5<sup>ème</sup> au 10<sup>ème</sup> cycle (NOK : % données ( $n = 3$ )  $\leq 40$  %, ~ OK :  $40\% < \%$  données ( $n = 3$ )  $< 60$  %, OK : % données ( $n = 3$ )  $\geq 60$  %).

Une autre approche analysée consiste à prévoir la durée de vie en fatigue à partir des critères identifiés sur les grandeurs numériques calculées par la loi de comportement. Cette phase d'identification des paramètres du critère est réalisée à partir des résultats calculés avec le modèle pour différentes orientations et différents rapport de charge. Cette approche est illustrée sur la Figure 129. La prévision de la durée de vie en fatigue est plus satisfaisante avec cette approche, notamment lorsque le rapport de charge  $R = -1$  n'est pas pris en compte. Une phase de validation avec d'autres rapports de charge serait à ajouter.

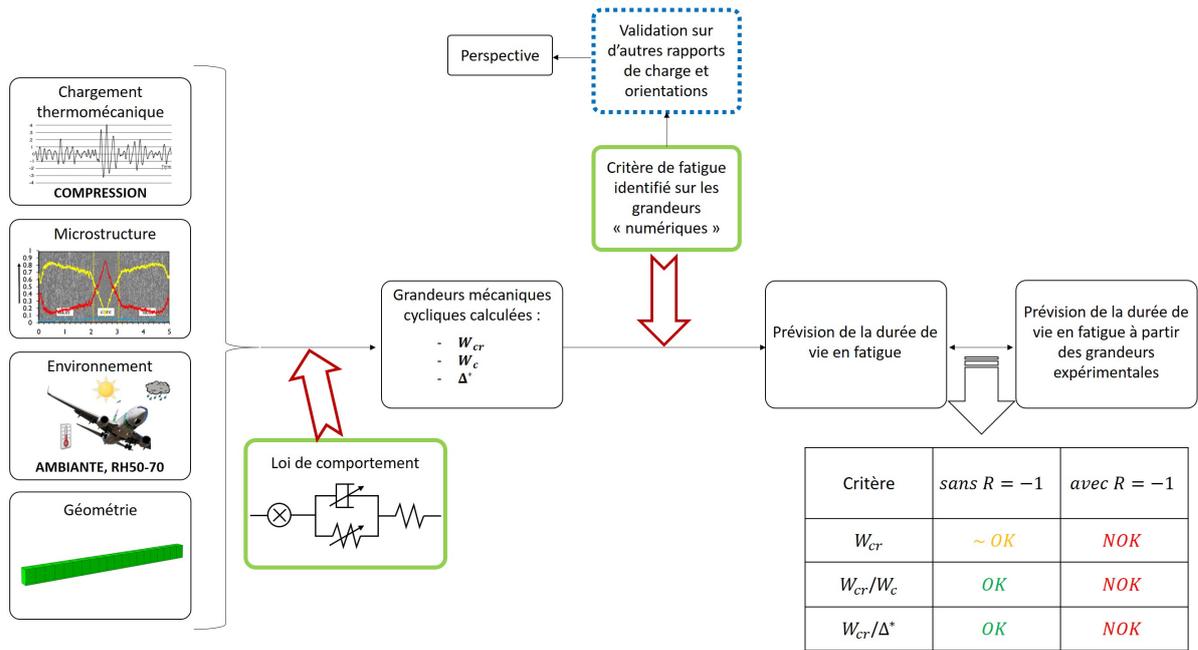


FIGURE 129 – Schéma explicatif de la démarche de dimensionnement en fatigue en se basant sur les critères identifiés avec les grandeurs numériques calculées avec la loi de comportement du 5<sup>ème</sup> au 10<sup>ème</sup> cycle (NOK : % données ( $n = 3$ )  $\leq 40$  %, ~ OK : 40 % < % données ( $n = 3$ ) < 60 %, OK : % données ( $n = 3$ )  $\geq 60$  %).

### Démarche de caractérisation rapide par la méthode d’auto-échauffement

Une démarche de caractérisation rapide de la durée de vie en fatigue par une méthode d’auto-échauffement a ensuite été analysée. Les outils les plus aboutis de la littérature par rapport à la métrologie infra-rouge ont été appliqués pour construire les courbes d’auto-échauffement pour des chargements en compression, tout en vérifiant les différentes hypothèses. Une approche de type empirique graphique, pour découper la courbe d’auto-échauffement en différents régimes, a été, tout d’abord, appliquée. Le critère en densité d’énergie dissipée à seuil, identifié à partir de cette approche, permet de prévoir la durée de vie en fatigue de manière satisfaisante et conservatrice pour un jeu de paramètres par rapport de charge et par orientation. Cependant, une difficulté dans cette approche graphique peut provenir de la distinction de deux phases dans le régime I.

La description et la compréhension de la courbe d’auto-échauffement ont ensuite été étayées par le modèle de comportement. La description de l’énergie dissipée cyclique en fonction de la contrainte maximale est bonne pour un rapport de charge  $R = 10$  et une orientation  $0^\circ$ , qui a servi de base d’identification. Pour les autres rapports de charge et l’orientation  $90^\circ$ , la description de la courbe pour les niveaux de chargement les plus faibles est correcte mais le modèle actuel ne permet pas de décrire le reste de la courbe. Pour un rapport de charge  $R = 0$  (traction) et une orientation  $0^\circ$ , le niveau de contrainte pour lequel un modèle viscoélastique seul ne permet plus de décrire la courbe d’auto-échauffement correspond bien à la transition entre le régime I et le régime II identifié graphiquement. Or, pour un rapport de charge  $R = -\infty$  (compression) et une orientation  $0^\circ$ , le seuil de plasticité ne correspond pas à une transition de régime menant à une prévision de la durée de vie correcte à  $10^6$  cycles. Cela est également corrélé à l’observation

des deux sous-régimes dans le régime I. La transition correspondant à une durée de vie de  $10^6/10^7$  cycles dans le cas des chargements en compression-compression est détectable seulement à partir de l'analyse graphique de la courbe d'auto-échauffement mais ne peut pas être obtenue à partir de la distinction des différents mécanismes dissipatifs avec le modèle actuel. Une autre possibilité, plus conservative, serait de considérer que la transition entre sous-régimes correspondant à la limite d'élasticité, est associée à une durée de vie de  $10^8$  cycles en fatigue.

Les perspectives possibles dans la démarche de caractérisation rapide par la méthode d'auto-échauffement seraient :

- d'affiner la compréhension de la courbe d'auto-échauffement par l'étude de l'endommagement par tomographie comme présenté de manière préliminaire dans l'Annexe E ;
- d'appliquer différents paliers d'auto-échauffement pour une même contrainte maximale appliquée, *i.e.* 30 cycles puis 3000 cycles (stabilisation thermique) puis 30 cycles, pour analyser l'évolution de la variation de la température et des termes sources.

### Bilan sur les objectifs de la thèse

Le Tableau 13 qualifie la réalisation des objectifs de la thèse. La majorité des objectifs ont été atteints. Pour le 5<sup>ème</sup> objectif ("Caractériser le comportement mécanique d'un PEEK CF30 pour des chargements de compression avec des historiques complexes, et proposer une loi permettant de décrire ce comportement cyclique en fatigue"), la base de données d'essais a été validée mais la loi de comportement devra être améliorée pour avoir une meilleure description de l'ensemble des grandeurs cycliques. Pour le 6<sup>ème</sup> objectif ("Proposer une utilisation raisonnée des outils développés pour alimenter une démarche de dimensionnement en fatigue pour des pièces injectées en PEEK CF30"), une première démarche de dimensionnement en fatigue sur une éprouvette classique a été appliquée. Cette démarche devra être validée sur une éprouvette technologique avec une géométrie plus complexe.

Objectifs de la thèse	
Présenter un protocole permettant de réaliser, dans des conditions maîtrisées, des essais de compression-compression cycliques et d'obtenir des données fiables en contrainte, en déformation et en température	<i>OK</i>
Caractériser la durée de vie en fatigue (à température ambiante) du PEEK CF30 en compression-compression, de la comparer à celle obtenue en traction-traction et d'étudier l'influence du rapport de charge et de l'orientation	<i>OK</i>
Identifier un critère de fatigue permettant de prévoir de manière unifiée ( <i>i.e.</i> , avec un seul jeu de paramètres) la durée de vie en fatigue du PEEK CF30 pour différentes directions de sollicitation, et différents rapports de charge	<i>OK</i>
Evaluer la méthode d'auto-échauffement pour prévoir de manière rapide la durée de vie en fatigue	<i>OK</i>
Caractériser le comportement mécanique d'un PEEK CF30 pour des chargements de compression avec des historiques complexes, et proposer une loi permettant de décrire ce comportement cyclique en fatigue	<i>~ OK</i>
Proposer une utilisation raisonnée des outils développés pour alimenter une démarche de dimensionnement en fatigue pour des pièces injectées en PEEK CF30	<i>~ OK</i>

TABLEAU 13 – Synthèse : qualification de la réalisation des objectifs de la thèse.

# Annexes

## A Annexe : Étapes de polissage d'échantillons avant observations au microscope optique

Étapes		1	2	3	4	5
Surface	Type	SC-PIANO-220	SC-PIANO 1200	MD-LARGO	MD-MOL	MD-NAP
	Vitesse (tours/min)	150	150	50	50	50
Abrusif	Type			DaPro MOL 9 $\mu$	DaPro MOL 3 $\mu$	Dapro NAP 1/4 $\mu$
	Pré-Dosage			1	1	1
	Dosage			10	10	10
Lubrifiant	Type	EAU	EAU			
Tête	Force (N)	40	40	40	35	30
	Vitesse (tours/min)	150	150	50	50	50
Durée polissage	Temps (min)	2	2	6	6	5

FIGURE 130 – Étapes de polissage d'échantillons avant observations au microscope optique.

## B Annexe : Étapes de polissage pour l'amincissement d'éprouvettes

La première partie du polissage consiste à amincir l'éprouvette de 2,5 mm à 1,6 mm. Les étapes sont les suivantes :

- placer un disque de polissage SiC Foil 120 sur la machine de polissage (Figure 131) ;
- positionner l'éprouvette découpée dans sa longueur dans l'empreinte de 1,6 mm de profondeur en prenant soin d'avoir la bonne surface à polir (partie cœur) hors de l'empreinte ;
- lancer la machine de polissage en manuel avec une vitesse de rotation du disque de 150 tours/min et ajoutant l'eau en tant que lubrifiant ;
- mettre en contact la surface de l'éprouvette contre le disque en rotation et appliquer manuellement un effort surfacique pour avoir un contact uniforme entre le disque et la surface de l'éprouvette tout en gardant fixe l'empreinte (il faut s'assurer que l'effort appliqué soit le même sur l'ensemble de la surface de l'éprouvette) ;
- changer de disque toutes les 2/3 min environ ;
- vérifier à chaque changement de disque la quantité de matière qu'il reste à enlever jusqu'à avoir la surface de l'éprouvette au même niveau que la surface de

l’empreinte ;

- vérifier l’épaisseur de l’éprouvette, à l’aide d’un pied à coulisse, à plusieurs endroits selon la longueur pour garantir une épaisseur quasi-constante ;
- et, mettre une marque au feutre sur la surface polie pour la seconde étape du polissage.

La durée est d’environ 20-30 min.

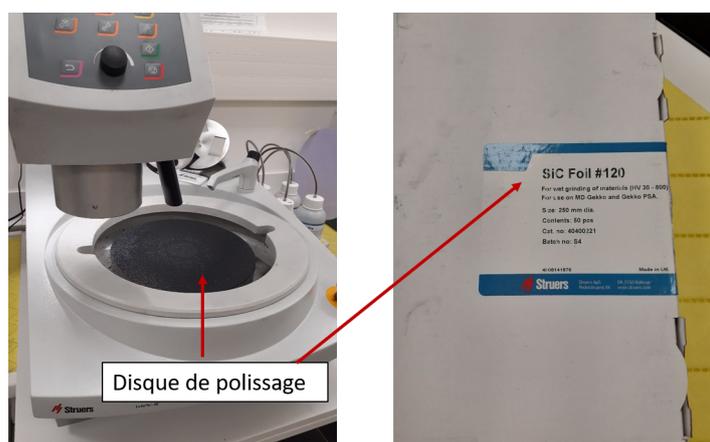


FIGURE 131 – Machine de polissage Struers utilisée pour l’amincissement des éprouvettes et les disques de polissage SiC Foil 120 utilisés.

La deuxième partie du polissage consiste à amincir l’éprouvette de 1,6 mm à 1,2 mm. Les étapes sont les suivantes :

- placer un nouveau disque de polissage SiC Foil 120 sur la machine de polissage (Figure 131) ;
- positionner l’éprouvette ayant été polie lors de la 1ère étape de polissage dans l’empreinte de 1,2 mm de profondeur en prenant soin d’avoir la bonne surface à polir (partie sur-peau) hors de l’empreinte : celle qui n’a pas la marque mise à la fin de la 1ère étape ;
- lancer la machine de polissage en manuel avec une vitesse de rotation du disque de 150 tours/min et ajoutant l’eau en tant que lubrifiant ;
- mettre en contact la surface de l’éprouvette contre le disque en rotation et appliquer manuellement un effort surfacique pour avoir un contact uniforme entre le disque et la surface de l’éprouvette tout en gardant fixe l’empreinte (il faut s’assurer que l’effort appliqué soit le même sur l’ensemble de la surface de l’éprouvette) ;
- changer de disque toutes les 2/3 min environ ;
- vérifier à chaque changement de disque la quantité de matière qu’il reste à enlever jusqu’à avoir la surface de l’éprouvette au même niveau que la surface de l’empreinte ;
- et, vérifier l’épaisseur de l’éprouvette, à l’aide d’un pied à coulisse, à plusieurs endroits selon la longueur pour garantir une épaisseur quasi-constante.

La durée est d’environ 10 min.

## C Annexe : Thermographie infra-rouge

La thermographie infra-rouge est une méthode sans contact qui permet de mesurer les champs de flux rayonnés en surface dans une bande spectrale donnée. Cette méthode est applicable sur la surface de tout corps ayant une température supérieure à 0 K (-273,15 °C) qui émet un rayonnement thermique pour une gamme de longueur d'onde  $\lambda$  comprise entre 0,1  $\mu\text{m}$  et 1000  $\mu\text{m}$ , captée par les caméras infra-rouge. Ce rayonnement thermique peut être relié, dans la plupart des cas, à la température. Pour comprendre la relation entre le rayonnement émis par un objet et sa température, il faut s'appuyer sur la notion du corps noir. Un corps noir a la capacité à absorber la totalité du rayonnement incident indépendamment de sa direction et de la longueur d'onde, à émettre plus que tout autre objet quelles que soient la température et la longueur d'onde données et son rayonnement dépend de la longueur d'onde mais pas de la direction d'émission. La distribution de luminance (monochromatique)  $L$  du rayonnement thermique du corps noir, à l'équilibre thermique, en fonction de sa température est définie à partir de la loi de Planck :

$$L = \frac{2hc^2}{\lambda^5} \frac{1}{e^{\left(\frac{hc}{\lambda kT}\right)} - 1} \quad (112)$$

avec  $T$  la température,  $\lambda$  la longueur d'onde,  $h$  la constante de Planck,  $c$  la vitesse du rayonnement dans le milieu considéré et  $k$  la constante de Boltzmann. L'émittance  $M$ , dans le cas du corps noir, représente la densité surfacique de flux d'énergie émise par un rayonnement sur la totalité du spectre électromagnétique. Elle est définie, comme ci-dessous, avec la loi de Stefan-Boltzmann :

$$M = \pi \int_0^\infty L d\lambda = \sigma T^4 \quad (113)$$

avec  $\sigma$  la constante de Stefan-Boltzmann. Cette relation permet de déterminer la température d'un corps noir à partir des mesures de son rayonnement. Étant donné qu'un capteur thermique infra-rouge est seulement sensible sur une certaine gamme du spectre électromagnétique, notée  $\Delta\lambda = [\lambda_a, \lambda_b]$ , la température peut être calculée pour une bande spectrale donnée en s'appuyant sur la loi de Planck et sur la loi de Wien, telle que :

$$M_{\Delta\lambda} = \sigma T^4 [z(x_b) - z(x_a)] \quad (114)$$

avec  $z(x) = \frac{\int_0^x y dx}{\int_0^\infty y dx}$ ,  $y = \frac{ax^{-5}}{e^{\left(\frac{b}{x}\right)} - 1}$  et  $x = \lambda/\lambda_m$  où  $\lambda_m$  est défini comme la longueur d'onde pour laquelle la loi de Planck passe par un maximum pour une température donnée,  $a = 2\pi hc^2$  et  $b = hc/(\lambda_m kT)$ . Ensuite, la loi du rayonnement de Kirchhoff, à l'équilibre thermique, permet d'obtenir une relation entre l'émissivité  $\epsilon$ , la réflexion  $\rho$  et la transmission du corps considéré  $\tau$ , telle que :

$$\epsilon + \rho + \tau = 1 \quad (115)$$

Le flux thermique total  $\phi_{tot}$  du corps peut s'écrire en fonction du rayonnement du corps noir :

$$\phi_{tot} = \epsilon \phi_c^{CN}(T_c) + \rho \phi_{amb}^{CN}(T_{amb}) + \tau \phi_{fond}^{CN}(T_{fond}) \quad (116)$$

avec  $\phi_c^{CN}$  et  $T_c$ , le flux thermique et la température du corps assimilé à un corps noir,  $\phi_{amb}^{CN}$  et  $T_{amb}$  le flux thermique et la température de l'air ambiant assimilé à un corps noir, et  $\phi_{fond}^{CN}$  et  $T_{fond}$  le flux thermique et la température du fond assimilé à un corps noir. Si le corps est considéré comme étant opaque, le bilan radiométrique peut s'écrire comme ci-dessous :

$$\phi_c^{CN}(T_c) = \frac{1}{\epsilon} (\phi_{tot} - (1 - \epsilon) \phi_{amb}^{CN}(T_{amb})) \quad (117)$$

Pour déterminer la température de l'objet observé, il faut donc avoir connaissance de la température ambiante  $T_{amb}$  et de l'émissivité de l'objet  $\epsilon$ .

## D Annexe : Évaluation du NETD (Noise Equivalent Temperature Difference)

La résolution en température d'une caméra infra-rouge est quantifiée par le NETD (Noise Equivalent Temperature Difference) qui quantifie la sensibilité thermique. Cette valeur indique la différence de température minimale qui peut encore être résolue par la caméra infrarouge. La valeur NETD est le résultat du bruit du détecteur infrarouge. Plus le bruit du détecteur est faible, plus les différences de température pouvant être détectées par la caméra infrarouge sont faibles. La NETD peut être déterminée à partir des fluctuations de la température mesurée, en analysant le rayonnement d'un corps noir chauffé et stabilisé en température. A partir d'un ensemble de N images, la NETD est la valeur moyenne quadratique de ces fluctuations :

$$NETD = \sqrt{\frac{1}{N} \sum_{i=1}^N (x_i - \bar{x})^2} \quad (118)$$

avec  $\bar{x} = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N x_i$ .

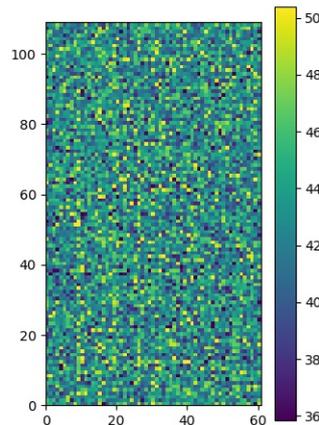


FIGURE 132 – Résultats du NETD (en mK) obtenus sur la tranche d'une éprouvette peinte en noir placée dans les mors de la machine hydraulique.

L'évaluation de la NETD est réalisée, en appliquant l'équation 118 à l'aide du logiciel interne Celenos [Le Saux, 2022] à partir d'images de la tranche de l'éprouvette peinte en noire mat. Le résultat est illustré sur la Figure 132. La moyenne du NETD est de 43 mK.

## E Annexe : Essais de fatigue interrompus pour la compréhension de la cinétique de ruine

Pour affiner la compréhension de la cinétique de ruine, des essais de fatigue interrompus ont été réalisés, pour douze éprouvettes d'orientation  $0^\circ$  par rapport à la direction d'injection, testées avec un rapport de charge  $R = 10$  en compression-compression et une fréquence de sollicitation de 4 Hz. La Figure 133 représente la courbe d'auto-échauffement (Figure 133 a)) obtenue pour ces conditions, combinée avec le graphique de la dissipation intrinsèque cyclique en fonction du nombre de cycles à rupture (Figure 133 b)) et de la contrainte maximale en valeur absolue en fonction du nombre de cycles à rupture (Figure 133 c)). Ce dernier graphe correspond à une courbe de Wöhler avec une rotation des axes pour des besoins de représentation graphique. Sur cette figure sont représentés les points correspondant aux éprouvettes testées en fatigue interrompue en fonction de la contrainte maximale en valeur absolue appliquée et du nombre de cycles. Les trois niveaux de contrainte maximale en valeur absolue sont de  $|\sigma|_{max_{norm}} = \{0,55; 0,69; 0,74\}$ . Le niveau de contrainte le plus bas se situe dans le régime I identifié graphiquement. Les deux autres niveaux sont situés à la fin du régime I et au début du régime II. Les nombres de cycles appliqués sont  $N = \{30; 10^4; 10^5; 10^6\}$  pour l'ensemble des contraintes. L'objectif sera d'étudier la cinétique de ruine selon le niveau de contrainte appliqué pour un même nombre de cycles, et également selon le nombre de cycles pour une même niveau de chargement. Des images de ces échantillons ont été obtenues par tomographie aux rayons X. Il reste à les traiter.

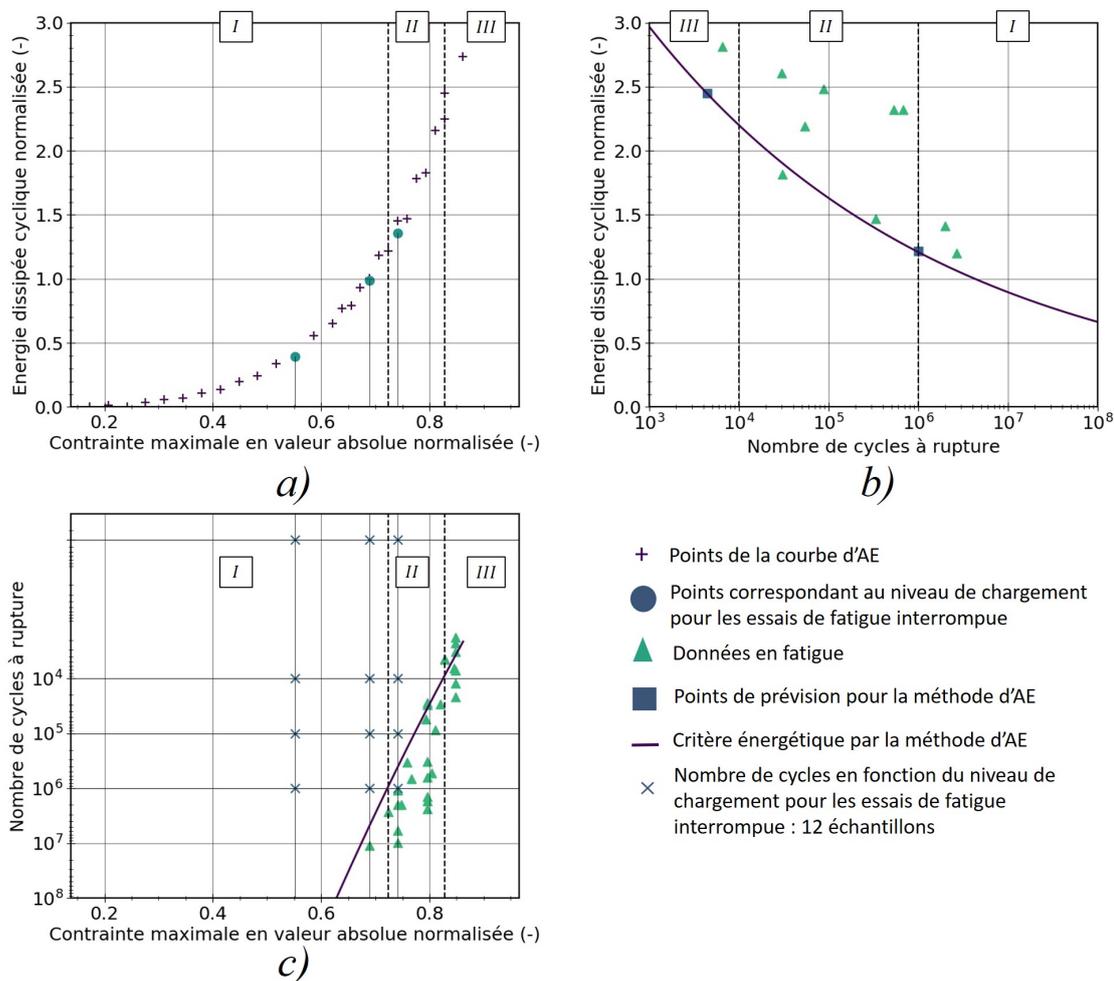


FIGURE 133 – Niveau de chargement en contrainte maximale en valeur absolue normalisée et nombre de cycles appliqués au 12 essais de fatigue interrompus (éprouvette  $0^\circ$ , rapport de charge  $R = 10$  et fréquence de chargement de 4 Hz) en fonction de leur position sur les régimes identifiés sur la courbe d'auto-échauffement et la prévision de la durée de vie en fatigue obtenue par un critère en énergie dissipée.

---

# Bibliographie

- [Advani and Tucker, 1987] 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(8) :751–784.
- [Akl, 2016] Akl, A. (2016). *Analyse / synThese de champs de tenseurs de structure : application à la synThese d'images et de volumes texturés*. Thèse de doctorat, Université de Bordeaux.
- [Alexis et al., 2023] Alexis, F., Castagnet, S., Nadot-Martin, C., Robert, G., and Havet, P. (2023). Effect of severe thermo-oxidative aging on the mechanical behavior and fatigue durability of short glass fiber reinforced PA6/6.6. *International Journal of Fatigue*, 166 :107280.
- [Amjadi and Fatemi, 2020] Amjadi, M. and Fatemi, A. (2020). Multiaxial fatigue behavior of thermoplastics including mean stress and notch effects : Experiments and modeling. *International Journal of Fatigue*, 136 :105571.
- [Andriyana et al., 2010] Andriyana, A., Billon, N., and Silva, L. (2010). Mechanical response of a short fiber-reinforced thermoplastic : Experimental investigation and continuum mechanical modeling. *European Journal of Mechanics - A/Solids*, 29(6) :1065–1077.
- [Arif et al., 2014] Arif, M. F., Meraghni, F., Chemisky, Y., Despringre, N., and Robert, G. (2014). In situ damage mechanisms investigation of PA66/GF30 composite : Effect of relative humidity. *Composites Part B : Engineering*, 58 :487–495.
- [Armstrong and Frederick, 1966] Armstrong, P. and Frederick, C. (1966). A mathematical representation of the multiaxial Bauschinger effect. CEGB Report RD/B/N 731, Central Electricity Generating Board. *Mater High Temp.*, 24 :1–26.
- [Arseneau and Cooperstock, 2006] Arseneau, S. and Cooperstock, J. R. (2006). An Improved Representation of Junctions Through Asymmetric Tensor Diffusion. 4291 :363–372.
- [Avanzini et al., 2013] Avanzini, A., Donzella, G., Gallina, D., Pandini, S., and Petrogalli, C. (2013). Fatigue behavior and cyclic damage of peek short fiber reinforced composites. *Composites Part B : Engineering*, 45(1) :397–406.
- [Ayoub et al., 2010] Ayoub, G., Zaïri, F., Naït-Abdelaziz, M., and Gloaguen, J. M. (2010). Modelling large deformation behaviour under loading–unloading of semicrystalline polymers : Application to a high density polyethylene. *International Journal of Plasticity*, 26(3) :329–347.

- [Badulescu et al., 2015] Badulescu, C., Germain, C., Cognard, J.-Y., and Carrere, N. (2015). Characterization and modelling of the viscous behaviour of adhesives using the modified arcan device. *Journal of Adhesion Science and Technology*, 29.
- [Barbouchi et al., 2007] Barbouchi, S., Bellenger, V., Tcharkhtchi, A., Castaing, P., and Jollivet, T. (2007). Effect of water on the fatigue behaviour of a pa66/glass fibers composite material. *Journal of Materials Science*, 42(6) :2181–2188.
- [Barlat et al., 2005] Barlat, F., Aretz, H., Yoon, J. W., Karabin, M. E., Brem, J. C., and Dick, R. E. (2005). Linear transformation-based anisotropic yield functions. *International Journal of Plasticity*, 21(5) :1009–1039.
- [Ben Hadj Hamouda et al., 2007] Ben Hadj Hamouda, H., Laiarinandrasana, L., and Piques, R. (2007). Viscoplastic behaviour of a medium density polyethylene (MDPE) : Constitutive equations based on double nonlinear deformation model. *International Journal of Plasticity*, 23(8) :1307–1327.
- [Bensahkoun, 2006] Bensahkoun, D. D. (2006). *Prediction of the thermoelastic properties of an injection molded short-fiber composite*. Thèse de doctorat, Arts et Métiers ParisTech.
- [Benveniste, 1987] Benveniste, Y. (1987). A new approach to the application of Mori-Tanaka's theory in composite materials. *Mechanics of Materials*, 6(2) :147–157.
- [Bernasconi et al., 2007a] Bernasconi, A., Davoli, P., Basile, A., and Filippi, A. (2007a). Effect of fibre orientation on the fatigue behaviour of a short glass fibre reinforced polyamide-6. *International Journal of Fatigue*, 29(2) :199–208.
- [Bernasconi et al., 2007b] Bernasconi, A., Davoli, P., Rossin, D., and Armani, C. (2007b). Effect of reprocessing on the fatigue strength of a fibreglass reinforced polyamide. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 38(3) :710–718.
- [Bernasconi and Kulin, 2009] 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(2) :154–161.
- [Berthel et al., 2007] Berthel, B., Wattrisse, B., Chrysochoos, A., and Galtier, A. (2007). Thermographic Analysis of Fatigue Dissipation Properties of Steel Sheets. *Strain*, 43(3) :273–279.
- [Bodelot et al., 2009] Bodelot, L., Sabatier, L., Charkaluk, E., and Dufrenoy, P. (2009). Experimental setup for fully coupled kinematic and thermal measurements at the microstructure scale of an AISI 316L steel. *Materials Science and Engineering : A*, 501(1-2) :52–60.
- [Boisot, 2009] Boisot, G. (2009). *Mécanismes et modélisation mécanique de la déformation, de l'endommagement et de la rupture du PolyAmide 11 pur et renforcé choc*. Thèse de doctorat, Paris, ENSMP.
- [Bornert et al., 2001] Bornert, M., Bretheau, T., and Gilormini, P. (2001). *Homogénéisation en mécanique des matériaux*. Hermes science.
- [Boulanger, 2004] Boulanger, T. (2004). Calorimetric analysis of dissipative and thermoelastic effects associated with the fatigue behavior of steels. *International Journal of Fatigue*, 26(3) :221–229.
- [Brassart et al., 2010] Brassart, L., Doghri, I., and Delannay, L. (2010). Homogenization of elasto-plastic composites coupled with a nonlinear finite element analysis

- of the equivalent inclusion problem. *International Journal of Solids and Structures*, 47(5) :716–729.
- [Breitenstein et al., 2010] Breitenstein, O., Warta, W., and Langenkamp, M. (2010). *Lock-in Thermography*, volume 10 of *Springer Series in Advanced Microelectronics*. Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg.
- [Camacho et al., 1990] Camacho, C. W., Tucker III, C. L., Yalvaç, S., and McGee, R. L. (1990). Stiffness and thermal expansion predictions for hybrid short fiber composites. *Polymer Composites*, 11(4) :229–239.
- [Castañeda and Willis, 1995] Castañeda, P. P. and Willis, J. R. (1995). The effect of spatial distribution on the effective behavior of composite materials and cracked media. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 43(12) :1919–1951.
- [Chaboche, 1997] Chaboche, J.-L. (1997). Thermodynamic formulation of constitutive equations and application to the viscoplasticity and viscoelasticity of metals and polymers. *International Journal of Solids and Structures*, 34(18) :2239–2254.
- [Chen et al., 2018] Chen, C., Zhang, C., Liu, C., Miao, Y., Wong, S.-C., and Li, Y. (2018). Rate-dependent tensile failure behavior of short fiber reinforced PEEK. *Composites Part B : Engineering*, 136 :187–196.
- [Chen and Wang, 1996] Chen, C.-H. and Wang, Y.-C. (1996). Effective thermal conductivity of misoriented short-fiber reinforced thermoplastics. *Mechanics of Materials*, 23(3) :217–228.
- [Chrysochoos, 2012] Chrysochoos, A. (2012). Thermomechanical Analysis of the Cyclic Behavior of Materials. *Procedia IUTAM*, 4 :15–26.
- [Chrysochoos et al., 2008] Chrysochoos, A., Berthel, B., Latourte, F., Galtier, A., Pagano, S., and Wattrisse, B. (2008). Local energy analysis of high-cycle fatigue using digital image correlation and infrared thermography. *Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, 43(6) :411–421.
- [Chrysochoos et al., 2010] Chrysochoos, A., Huon, V., Jourdan, F., Muracciole, J. M., Peyroux, R., and Wattrisse, B. (2010). Use of Full-Field DIC & IRT Measurements for the Thermomechanical Analysis of Material Behavior. *Strain*, 46(1) :117–130.
- [Chrysochoos and Louche, 2000a] Chrysochoos, A. and Louche, H. (2000a). An infrared image processing to analyse the calorific effects accompanying strain localisation. *International journal of engineering science*, 38(16) :1759–1788.
- [Chrysochoos and Louche, 2000b] Chrysochoos, A. and Louche, H. (2000b). An infrared image processing to analyse the calorific effects accompanying strain localisation. *International journal of engineering science*, 38(16) :1759–1788.
- [Cintra and Tucker, 1995] Cintra, J. S. and Tucker, C. L. (1995). Orthotropic closure approximations for flow-induced fiber orientation. *Journal of Rheology*, 39(6) :1095–1122.
- [Colak, 2005] Colak, O. U. (2005). Modeling deformation behavior of polymers with viscoplasticity theory based on overstress. *International Journal of Plasticity*, 21(1) :145–160.
- [Consarnau and Whisler, 2019] Consarnau, R. G. and Whisler, D. (2019). A novel inhomogeneous deformation field model for cylindrical specimens for unconfined compression testing. *Polymer Testing*, 77 :105877.

- [Constantinescu et al., 2003] Constantinescu, A., Dang Van, K., and Maitournam, M. H. (2003). A unified approach for high and low cycle fatigue based on shakedown concepts. *Fatigue Fracture of Engineering Materials and Structures*, 26(6) :561–568.
- [Cosmi et al., 2011] Cosmi, F., Bernasconi, A., and Sodini, N. (2011). Phase contrast micro-tomography and morphological analysis of a short carbon fibre reinforced polyamide. *Composites Science and Technology*, 71(1) :23–30.
- [D3410, 2021] D3410, A. (2021). Standard test method for compressive properties of polymer matrix composite materials with unsupported gage section by shear loading. *ASTM : West Conshohocken, PA, USA*.
- [D575-91, 2018] D575-91, A. (2018). Standard test method for rubber properties in compression. *ASTM : West Conshohocken, PA, USA*.
- [D6641, 2021] D6641, A. (2021). Standard test method for compressive properties of polymer matrix composite materials using a combined loading compression (CLC) test fixture. *ASTM : West Conshohocken, PA, USA*.
- [De Monte et al., 2010] De Monte, M., Moosbrugger, E., and Quaresimin, M. (2010). Influence of temperature and thickness on the off-axis behaviour of short glass fibre reinforced polyamide 6.6 – cyclic loading. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 41(10) :1368–1379.
- [Delobelle et al., 1996] Delobelle, P., Robinet, P., Geyer, P., and Bouffieux, P. (1996). A model to describe the anisotropic viscoplastic behaviour of Zircaloy-4 tubes. *Journal of Nuclear Materials*, 238(2) :135–162.
- [Doghri and Friebel, 2005] Doghri, I. and Friebel, C. (2005). Effective elasto-plastic properties of inclusion-reinforced composites. Study of shape, orientation and cyclic response. *Mechanics of Materials*, 37(1) :45–68.
- [Doghri and Ouaar, 2003] Doghri, I. and Ouaar, A. (2003). Homogenization of two-phase elasto-plastic composite materials and structures : Study of tangent operators, cyclic plasticity and numerical algorithms. *International Journal of Solids and Structures*, 40(7) :1681–1712.
- [Doghri and Tinel, 2005] Doghri, I. and Tinel, L. (2005). Micromechanical modeling and computation of elasto-plastic materials reinforced with distributed-orientation fibers. *International Journal of Plasticity*, 21(10) :1919–1940.
- [Doi, 1981] Doi, M. (1981). Molecular dynamics and rheological properties of concentrated solutions of rodlike polymers in isotropic and liquid crystalline phases. *Journal of Polymer Science : Polymer Physics Edition*, 19(2) :229–243.
- [Doudard, 2004] Doudard, C. (2004). *Détermination rapide des propriétés en fatigue à grand nombre de cycles à partir d’essais d’échauffement*. Thèse de doctorat, Cachan, Ecole normale supérieure.
- [Doudard et al., 2010] Doudard, C., Calloch, S., Hild, F., and Roux, S. (2010). Identification of heat source fields from infrared thermography : Determination of ‘self-heating’ in a dual-phase steel by using a dog bone sample. *Mechanics of Materials*, 42(1) :55–62.
- [Dray et al., 2007] Dray, D., Gilormini, P., and Régnier, G. (2007). Comparison of several closure approximations for evaluating the thermoelastic properties of an injection molded short-fiber composite. *Composites Science and Technology*, 67(7) :1601–1610.

- [Dvorak and Benveniste, 1997] Dvorak, G. J. and Benveniste, Y. (1997). On transformation strains and uniform fields in multiphase elastic media. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A : Mathematical and Physical Sciences*, 437(1900) :291–310.
- [Détrez, 2008] Détrez, F. (2008). *Nanomécanismes de déformation des polymères semi-cristallins : étude in situ par microscopie à force atomique et modélisation*. Thèse de doctorat, Lille 1.
- [Eshelby, 1957] Eshelby, J. D. (1957). The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion, and related problems. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences*, 241(1226) :376–396.
- [Ezanno et al., 2013] Ezanno, A., Doudard, C., Calloch, S., and Heuzé, J.-L. (2013). A new approach to characterizing and modeling the high cycle fatigue properties of cast materials based on self-heating measurements under cyclic loadings. *International Journal of Fatigue*, 47 :232–243.
- [Galeski et al., 1988] Galeski, A., Argon, A. S., and Cohen, R. E. (1988). Changes in the morphology of bulk spherulitic nylon 6 due to plastic deformation. *Macromolecules*, 21(9) :2761–2770.
- [Garcia, 2001] Garcia, D. (2001). *Measurement of 3-D Shapes or 3-D Displacement Fields Using a Stereo-correlation Based Method*. Thèse de doctorat, Institut National Polytechnique de Toulouse - INPT.
- [Ghorbel, 2008] Ghorbel, E. (2008). A viscoplastic constitutive model for polymeric materials. *International Journal of Plasticity*, 24(11) :2032–2058.
- [Glanowski et al., 2018] Glanowski, T., Huneau, B., Marco, Y., Le Saux, V., Champy, C., and Charrier, P. (2018). Fatigue initiation mechanisms in elastomers : a microtomography-based analysis. *MATEC Web of Conferences*, page 7.
- [Glanowski et al., 2022] Glanowski, T., Le Saux, M., Le Saux, V., Huneau, B., Champy, C., Charrier, P., and Marco, Y. (2022). Combined techniques and relevant image processing for quantitative statistical characterization of inclusions in elastomers. *Rubber Chemistry and Technology*.
- [Glanowski et al., 2017] Glanowski, T., Le Saux, V., Doudard, C., Marco, Y., Champy, C., and Charrier, P. (2017). Proposition of an uncoupled approach for the identification of cyclic heat sources from temperature fields in the presence of large strains. *Continuum Mechanics and Thermodynamics*, 29(5) :1163–1179.
- [Goff et al., 2011] Goff, R., Delaunay, D., Boyard, N., and Sobotka, V. (2011). Thermal conductivity of an injected polymer and short glass fibers composite part : measurement and model. *27th World Congress of the Polymer Processing Society*.
- [Grady, 2006] Grady, L. (2006). Random Walks for Image Segmentation. *IEEE Transactions on Pattern Analysis and Machine Intelligence*, 28(11) :1768–1783.
- [Guster et al., 2011] Guster, C., Pinter, G., Mösenbacher, A., and Eichlseder, W. (2011). Evaluation of a Simulation Process for Fatigue Life Calculation of Short Fibre Reinforced Plastic Components. *Procedia Engineering*, 10 :2104–2109.
- [Halphen and Son Nguyen, 1975] Halphen, B. and Son Nguyen, Q. (1975). Sur les matériaux standard généralisés. *Journal de Mécanique*, 14 :39–63.
- [Hand, 1962] Hand, G. L. (1962). A theory of anisotropic fluids. *Journal of Fluid Mechanics*, 13(1) :33–46.

- [Hashin and Shtrikman, 1963] Hashin, Z. and Shtrikman, S. (1963). A variational approach to the theory of the elastic behaviour of multiphase materials. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 11(2) :127–140.
- [Helfer et al., 2015] Helfer, T., Michel, B., Proix, J.-M., Salvo, M., Sercombe, J., and Casella, M. (2015). Introducing the open-source mfront code generator : Application to mechanical behaviours and material knowledge management within the PLEIADES fuel element modelling platform. *Computers & Mathematics with Applications*, 70(5) :994–1023.
- [Hertzberg et al., 1975] Hertzberg, R. W., Manson, J. A., and Skibo, M. (1975). Frequency sensitivity of fatigue processes in polymeric solids. *Polymer Engineering & Science*, 15(4) :252–260.
- [Hill, 1965] Hill, R. (1965). A self-consistent mechanics of composite materials. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 13(4) :213–222.
- [Hill and Orowan, 1997] Hill, R. and Orowan, E. (1997). A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences*, 193(1033) :281–297.
- [Horn and Schunck, 1981] Horn, B. K. P. and Schunck, B. G. (1981). Determining optical flow. *Artificial Intelligence*, 17(1) :185–203.
- [Horst and Spormaker, 1996] Horst, J. J. and Spormaker, J. L. (1996). Mechanisms of fatigue in short glass fiber reinforced polyamide 6. *Polymer Engineering & Science*, 36(22) :2718–2726.
- [Ilioni et al., 2018] Ilioni, A., Badulescu, C., Carrere, N., Davies, P., and Thévenet, D. (2018). A viscoelastic-viscoplastic model to describe creep and strain rate effects on the mechanical behaviour of adhesively-bonded assemblies. *International Journal of Adhesion and Adhesives*, 82 :184–195.
- [Imaging, 2019] Imaging, N. A. D. (2019). Etude de l'orientation de fibres de carbone au sein d'échantillons de composites thermoplastiques. *Technical report*.
- [Jegou, 2012] Jegou, L. (2012). *Caractérisation rapide des propriétés en fatigue d'un polymère renforcé par des fibres courtes, pour une application automobile*. Thèse de doctorat, Université de Bretagne occidentale, Brest.
- [Jegou et al., 2013] Jegou, 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.
- [Kanters et al., 2019] Kanters, M. J., Douven, L. F., and Savoyat, P. (2019). Fatigue life prediction of injection moulded short glass fiber reinforced plastics. *Procedia Structural Integrity*, 19 :698–710.
- [Kawai et al., 2017] Kawai, M., Takeuchi, H., Taketa, I., and Tsuchiya, A. (2017). Effects of temperature and stress ratio on fatigue life of injection molded short carbon fiber-reinforced polyamide composite. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 98 :9–24.
- [Kichenin, 1992] Kichenin, J. (1992). *Comportement thermomecanique du polyethylene. Application aux structures gazieres*. Thèse de doctorat, Palaiseau, Ecole polytechnique.
- [Klimkeit et al., 2011a] 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(3) :1577–1588.
- [Klimkeit et al., 2011b] Klimkeit, B., Nadot, Y., Castagnet, S., Nadot-Martin, C., Dumas, C., Bergamo, S., Sonsino, C., and Büter, A. (2011b). Multiaxial fatigue life assessment for reinforced polymers. *International Journal of Fatigue*, 33(6) :766–780.
- [Komatsu et al., 2003] Komatsu, S., Takahara, A., and Kajiyama, T. (2003). Effect of Cyclic Fatigue Conditions on Nonlinear Dynamic Viscoelasticity and Fatigue Behaviors for Short Glass-Fiber Reinforced Nylon 6. *Polymer Journal*, 35(11) :844–850.
- [Laiarinandrasana et al., 2010] Laiarinandrasana, L., Morgeneyer, T. F., Proudhon, H., and Regrain, C. (2010). Damage of semicrystalline polyamide 6 assessed by 3D X-ray tomography : From microstructural evolution to constitutive modeling. *Journal of Polymer Science Part B : Polymer Physics*, 48(13) :1516–1525.
- [Lang and Manson, 1987] Lang, R. W. and Manson, J. A. (1987). Crack tip heating in short-fibre composites under fatigue loading conditions. *Journal of Materials Science*, 22(10) :3576–3580.
- [Lang et al., 1987] Lang, R. W., Manson, J. A., and Hertzberg, R. W. (1987). Mechanisms of fatigue fracture in short glass fibre-reinforced polymers. *Journal of Materials Science*, 22(11) :4015–4030.
- [Launay, 2011] Launay, A. (2011). *Thermoplastiques renforcés en fibres de verre courtes : Comportement cyclique, fatigue et durée de vie*. Thèse de doctorat, Ecole Polytechnique.
- [Launay et al., 2013a] Launay, A., Maitournam, M., Marco, Y., and Raoult, I. (2013a). 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 et al., 2013b] Launay, A., Maitournam, M., Marco, Y., and Raoult, I. (2013b). Multiaxial fatigue models for short glass fibre reinforced polyamide. Part II : Fatigue life estimation. *International Journal of Fatigue*, 47 :390–406.
- [Launay et al., 2011] Launay, A., Marco, Y., Maitournam, M., and Raoul, I. (2011). Constitutive behavior of injection molded short glass fiber reinforced thermoplastics : a phenomenological approach. *Procedia Engineering*, 10 :2003–2008.
- [Launay et al., 2013c] Launay, A., Marco, Y., Maitournam, M., and Raoult, I. (2013c). 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.
- [Laurin et al., 2007] Laurin, F., Carrère, N., and Maire, J. F. (2007). A multiscale progressive failure approach for composite laminates based on thermodynamical viscoelastic and damage models. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 38(1) :198–209.
- [Le Saux, 2022] Le Saux, V. (2022). Celenos user manual. *Internal report ENSTA Bretagne IRDL Brest*.
- [Le Saux and Doudard, 2017] Le Saux, V. and Doudard, C. (2017). Proposition of a compensated pixelwise calibration for photonic infrared cameras and comparison to classic calibration procedures : case of thermoelastic stress analysis. *Infrared Physics & Technology*, 80 :83–92.

- [Lemaitre et al., 2020] Lemaitre, J., Chaboche, J.-L., Benallal, A., and Desmorat, R. (2020). *Mécanique des matériaux solides - 3e éd.* Dunod.
- [Levesque et al., 2005] Levesque, P., Brémond, P., Lasserre, J.-L., Paupert, A., and Balageas, D. L. (2005). Performance of FPA IR cameras and their improvement by time, space and frequency data processing : Part I-Intrinsic characterization of the thermographic system. *Quantitative InfraRed Thermography Journal*, 2(1) :97–112.
- [Leveuf, 2017] Leveuf, L. (2017). *Caractérisation et modélisation du comportement mécanique et de la tenue en fatigue d'un composite thermoplastique à fibres de carbone courtes pour applications aéronautiques.* Thèse de doctorat, Université de Bretagne Occidentale.
- [Leveuf et al., 2018] 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.
- [Leveuf et al., 2020] Leveuf, L., Navrátil, L., Le Saux, V., Marco, Y., Olhagaray, J., and Leclercq, S. (2020). Constitutive equations for the cyclic behaviour of short carbon fibre-reinforced thermoplastics and identification on a uniaxial database. *Continuum Mechanics and Thermodynamics*, 32(2) :403–420.
- [Li and Weng, 1997] Li, J. and Weng, G. J. (1997). A secant-viscosity approach to the time-dependent creep of an elastic viscoplastic composite. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 45(7) :1069–1083.
- [Liu et al., 2020] Liu, Z., Gao, L., and Gao, H. (2020). Quasi-static and ratcheting properties of PEEK reinforced by carbon fibers under uniaxial and cyclic compression. *Polymer Composites*, 41(2) :729–739.
- [Lucas and Kanade, 1981] Lucas, B. and Kanade, T. (1981). An iterative image registration technique with an application to stereo vision. *Proceedings of the 7th International Joint Conference on Artificial Intelligence*, 81.
- [Lévesque, 2004] Lévesque, M. (2004). *Nonlinear viscoelastic composite materials mechanical behaviour prediction by a homogenisation approach.* Thèse de doctorat, Arts et Métiers ParisTech.
- [Maitournam et al., 2011] Maitournam, M., Krebs, C., and Galtier, A. (2011). A multiscale fatigue life model for complex cyclic multiaxial loading. *International Journal of Fatigue*, 33(2) :232–240.
- [Mallick and Zhou, 2004] Mallick, P. 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(9) :941–946.
- [Malzahn and Schultz, 1986] Malzahn, J. and Schultz, J. (1986). Tension-tension and compression-compression fatigue behavior of an injection-molded short-glass-fiber/poly(ethylene terephthalate) composite. *Composites Science and Technology*, 27(4) :253–289.
- [Mandell, 1991] Mandell, J. (1991). Fatigue Behavior of Short Fiber Composite Materials. 4 :231–337.
- [Marcadet and Mohr, 2015] Marcadet, S. J. and Mohr, D. (2015). Effect of compression–tension loading reversal on the strain to fracture of dual phase steel sheets. *International Journal of Plasticity*, 72 :21–43.

- [Marco et al., 2017] Marco, Y., Huneau, B., Masquelier, I., Le Saux, V., and Charrier, P. (2017). Prediction of fatigue properties of natural rubber based on the descriptions of the cracks population and of the dissipated energy. *Polymer Testing*, 59 :67–74.
- [Marco et al., 2014] 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.
- [Marquardt, 1963] Marquardt, D. W. (1963). An Algorithm for Least-Squares Estimation of Nonlinear Parameters. *Journal of the Society for Industrial and Applied Mathematics*, 11(2) :431–441.
- [Maynadier et al., 2012] Maynadier, A., Poncelet, M., Lavernhe Taillard, K., and Roux, S. (2012). One-Shot measurement of thermal and Kinematic fields : InfraRed Image Correlation (IRIC). *Experimental Mechanics*, 52(3) :241–255.
- [Michel and Suquet, 2003] Michel, J. C. and Suquet, P. (2003). Nonuniform transformation field analysis. *International Journal of Solids and Structures*, 40(25) :6937–6955.
- [Miled et al., 2012] Miled, H., Silva, L., Coupeuz, T., and Agassant, J. (2012). Injection molding of fibre reinforced thermoplastics : Integration of fibre orientation and mechanical properties computations. *International Polymer Processing*, 27(5) :547 – 556.
- [Mlekusch, 1999] Mlekusch, B. (1999). Thermoelastic properties of short-fibre-reinforced thermoplastics. *Composites Science and Technology*, 59(6) :911–923.
- [Mori and Tanaka, 1973] Mori, T. and Tanaka, K. (1973). Average stress in matrix and average elastic energy of materials with misfitting inclusions. *Acta Metallurgica*, 21(5) :571–574.
- [Mortazavian and Fatemi, 2015] Mortazavian, S. and Fatemi, A. (2015). Fatigue behavior and modeling of short fiber reinforced polymer composites including anisotropy and temperature effects. *International Journal of Fatigue*, 77 :12–27.
- [Mortazavian and Fatemi, 2016] Mortazavian, S. and Fatemi, A. (2016). Effects of mean stress and stress concentration on fatigue behavior of short fiber reinforced polymer composites : Effects of Mean Stress and Stress Concentration on Fatigue Behavior. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 39(2) :149–166.
- [Munier et al., 2014] Munier, R., Doudard, C., Calloch, S., and Weber, B. (2014). Determination of high cycle fatigue properties of a wide range of steel sheet grades from self-heating measurements. *International Journal of Fatigue*, 63 :46–61.
- [Navrátil et al., 2023] Navrátil, L., Carrere, N., Le Saux, V., Marco, Y., and Leclercq, S. (2023). Influence of thermal diffusion on thermoelastic coupling and dissipated energy fields evaluated in the heterogeneous case of a woven composite. *Composite Structures*, 308 :116711.
- [Navrátil et al., 2022] Navrátil, L., Le Saux, V., Leclercq, S., Carrere, N., and Marco, Y. (2022). Infrared Image Processing to Guide the Identification of Damage and Dissipative Mechanisms in 3D Layer-to-Layer Woven Composites. *Applied Composite Materials*, 29(4) :1449–1477.
- [Navrátil et al., 2020] Navrátil, L., Leveuf, L., Le Saux, V., Marco, Y., Olhagaray, J., Leclercq, S., Moyne, S., and Le Saux, M. (2020). A model to describe the cyclic ani-

- sotropic mechanical behavior of short fiber-reinforced thermoplastics. *Mechanics of Time-Dependent Materials*.
- [Nguyen et al., 2013] Nguyen, S. T. T., Castagnet, S., and Grandidier, J.-C. (2013). Nonlinear viscoelastic contribution to the cyclic accommodation of high density polyethylene in tension : Experiments and modeling. *International Journal of Fatigue*, 55 :166–177.
- [Noda et al., 2001] Noda, K., Takahara, A., and Kajiyama, T. (2001). Fatigue failure mechanisms of short glass-fiber reinforced nylon 66 based on nonlinear dynamic viscoelastic measurement. *Polymer*, 42(13) :5803–5811.
- [Nouri et al., 2009] Nouri, H., Meraghni, F., and Lory, P. (2009). Fatigue damage model for injection-molded short glass fibre reinforced thermoplastics. *International Journal of Fatigue*, 31(5) :934–942.
- [Parenteau, 2009] Parenteau, T. (2009). *Micromechanical modelling of thermoplastic elastomer composite with a Polypropylene matrix*. Thèse de doctorat, Université de Bretagne Sud.
- [Pierard and Doghri, 2006] Pierard, O. and Doghri, I. (2006). An enhanced affine formulation and the corresponding numerical algorithms for the mean-field homogenization of elasto-viscoplastic composites. *International Journal of Plasticity*, 22(1) :131–157.
- [Polymers, 2016] Polymers, S. S. (2016). Ketaspire peek design and processing guide. *Report* (<https://www.solvay.com/en/brands/ketaspire-peek/documents>).
- [Pottier et al., 2009] Pottier, T., Moutrille, M., Le Cam, J.-B., Balandraud, X., and Grediac, M. (2009). Study on the use of motion compensation techniques to determine heat sources. Application to large deformations on cracked rubber specimens. *Experimental Mechanics*, 49 :561–574.
- [Poulet et al., 2016] Poulet, P.-A., Hochstetter, G., King, A., Proudhon, H., Joannès, S., and Laiarinandrasana, L. (2016). Observations by in-situ X-ray synchrotron computed tomography of the microstructural evolution of semi-crystalline Polyamide 11 during deformation. *Polymer Testing*, 56 :245–260.
- [Raphael et al., 2019a] Raphael, I., Saintier, N., Robert, G., Béga, J., and Laiarinandrasana, L. (2019a). On the role of the spherulitic microstructure in fatigue damage of pure polymer and glass-fiber reinforced semi-crystalline polyamide 6.6. *International Journal of Fatigue*, 126 :44–54.
- [Raphael et al., 2019b] Raphael, I., Saintier, N., Rolland, H., Robert, G., and Laiarinandrasana, L. (2019b). A mixed strain rate and energy based fatigue criterion for short fiber reinforced thermoplastics. *International Journal of Fatigue*, 127 :131–143.
- [Regrain, 2009] Regrain, C. (2009). *Comportement, endommagement et fissuration par fluage du Polyamide 6 : étude expérimentale et modélisation*. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- [Remond, 2005] Remond, Y. (2005). Constitutive modelling of viscoelastic unloading of short glass fibre-reinforced polyethylene. *Composites Science and Technology*, 65(3-4) :421–428.
- [Rolland et al., 2018] 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.

- [Rolland et al., 2017] 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.
- [Régnier et al., 2008] Régnier, G., Dray, D., and Gilormini, P. (2008). Assessment of the Thermoelastic Properties of an Injection molded short-fiber Composite : Experimental and Modelling. *International Journal of Material Forming*, 1(1) :787–790.
- [Sakagami et al., 2008] Sakagami, T., Yamaguchi, N., Kubo, S., and Nishimura, T. (2008). A new full-field motion compensation technique for infrared stress measurement using digital image correlation. *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, 43(6) :539–549.
- [Santharam et al., 2020] Santharam, P., Marco, Y., Le Saux, V., Le Saux, M., Robert, G., Raoult, I., Guévenoux, C., Taveau, D., and Charrier, P. (2020). Fatigue criteria for short fiber-reinforced thermoplastic validated over various fiber orientations, load ratios and environmental conditions. *International Journal of Fatigue*, 135 :105574.
- [Schieffer, 2003] Schieffer, A. (2003). *Modélisation multiéchelle du comportement thermomécanique des CMO et prise en compte des effets du vieillissement thermique*. Thèse de doctorat, Troyes.
- [Schjødt-Thomsen and Pyrz, 2001] Schjødt-Thomsen, J. and Pyrz, R. (2001). The Mori–Tanaka stiffness tensor : diagonal symmetry, complex fibre orientations and non-dilute volume fractions. *Mechanics of Materials*, 33(10) :531–544.
- [Schreier et al., 2009] Schreier, H., Orteu, J.-J., and Sutton, M. A. (2009). *Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements*. Springer US, Boston, MA.
- [Selzer and Friedrich, 1997] Selzer, R. and Friedrich, K. (1997). Mechanical properties and failure behaviour of carbon fibre-reinforced polymer composites under the influence of moisture. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 28(6) :595–604.
- [Serrano, 2015] Serrano, L. (2015). *Caractérisation thermomécanique du comportement en fatigue des thermoplastiques renforcés de fibres de verre courtes*. Thèse de doctorat, Université de Bretagne occidentale.
- [Serrano et al., 2017] Serrano, L., Marco, Y., Le Saux, V., Robert, G., and Charrier, P. (2017). Fast prediction of the fatigue behavior of short-fiber-reinforced thermoplastics based on heat build-up measurements : application to heterogeneous cases. *Continuum Mechanics and Thermodynamics*, 29(5) :1113–1133.
- [Spriggs, 1965] Spriggs, T. W. (1965). A four-constant model for viscoelastic fluids. *Chemical Engineering Science*, 20(11) :931–940.
- [Tandon and Weng, 1984] Tandon, G. P. and Weng, G. J. (1984). The effect of aspect ratio of inclusions on the elastic properties of unidirectionally aligned composites. *Polymer Composites*, 5(4) :327–333.
- [Turner, 2015] Turner, D. (2015). Digital image correlation engine (dice) reference manual. *Sandia Report, SAND2015-10606 O*.
- [Urbanek and Bär, 2017] Urbanek, R. and Bär, J. (2017). Influence of motion compensation on lock-In thermographic investigations of fatigue crack propagation. *Engineering Fracture Mechanics*, 183 :13–25.

- [Zago and Springer, 2001] Zago, A. and Springer, G. S. (2001). Constant Amplitude Fatigue of Short Glass and Carbon Fiber Reinforced Thermoplastics. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 20(7) :564–595.
- [Zhou and Mallick, 2006] 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. *Polymer Composites*, 27(2) :230–237.
- [Zuo et al., 2020] Zuo, H.-m., Li, D.-s., and Jiang, L. (2020). Experimental study on compressive fatigue behavior and failure mechanism of 3D five-directional braided composites. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 139 :106097.



---

**Titre :** Fatigue de composites thermoplastiques à fibres courtes pour applications aéronautiques sous sollicitations complexes de compression : loi de comportement et critère de dimensionnement

**Mots clés :** Thermoplastiques renforcés de fibres courtes ; Compression ; Fatigue ; Auto-échauffement ; Loi de comportement

**Résumé :** L'intérêt envers les thermoplastiques renforcés par des fibres courtes de carbone est grandissant dans le domaine de l'aéronautique. La prévision du comportement en fatigue de structures constituées de ces matériaux soulève de nombreuses problématiques, du fait notamment de la distribution d'orientation hétérogène complexe des fibres, induisant une forte anisotropie. De nombreux travaux ont été menés sur ce type de matériau mais peu concernent des sollicitations en compression. Dans l'objectif de prévoir la durée de vie à grand nombre de cycles du PEEK CF30 (PolyEtherEtherKetone renforcé de 30% en masse de fibres courtes en carbone) pour des chargements en compression, une démarche de dimensionnement en fatigue est proposée. Un protocole permettant de réaliser des essais de compression cyclique bien contrôlés est développé.

Des essais de fatigue et des essais d'auto-échauffement sont réalisés à température ambiante, pour différents rapports de charges (en compression notamment) et pour différentes directions de sollicitation. Des critères de fatigue permettant de prévoir la durée de vie de manière unifiée, pour différentes directions de sollicitation et différents rapports de charge, sont identifiés. La possibilité d'accélérer la caractérisation de la fatigue à l'aide de la méthode d'auto-échauffement est évaluée. Le comportement mécanique en compression du matériau est investigué pour identifier les paramètres d'une loi de comportement visco-élasto-plastique anisotrope, visant à prévoir les grandeurs intervenant dans les critères de fatigue retenus et à affiner l'interprétation des courbes d'auto-échauffement et du lien avec la fatigue.

---

**Title :** Fatigue of thermoplastic composites with short fibers for aeronautical applications under complex compressive loadings: behavior law and dimensioning criteria

**Keywords :** Short fiber reinforced thermoplastics; Compression; Fatigue; Self-heating; Behavior Law

**Abstract :** The interest in thermoplastics reinforced with short carbon fibers is growing in the aeronautical field. The prediction of the fatigue behavior of structures made of these materials raises many issues, due to the complex heterogeneous orientation distribution of the fibers, inducing a strong anisotropy. Many works have been carried out on this type of material but few concern compressive loadings. In order to predict the high cycle life of PEEK CF30 (PolyEtherEtherKetone reinforced with 30% in weight of short carbon fibers ) for compressive loading, a fatigue design approach is proposed. A protocol to perform well-controlled compression tests is developed.

Fatigue tests and self-heating tests are performed at room temperature, for different load ratios (in compression in particular) and loading directions. Fatigue criteria allowing to predict the fatigue life in a unified way for different loading directions and load ratios are identified. The possibility of accelerating fatigue characterization using the self-heating method is evaluated. The mechanical behavior in compression of the material is investigated to identify the parameters of an anisotropic visco-elasto-plastic behavior law, aimed at predicting the quantities involved in the selected fatigue criteria and refining the interpretation of self-heating curves and the link with fatigue.