



**HAL**  
open science

# Caractérisation thermomécanique du comportement en fatigue des thermoplastiques renforcés de fibres de verre courtes

Leonell Serrano

► **To cite this version:**

Leonell Serrano. Caractérisation thermomécanique du comportement en fatigue des thermoplastiques renforcés de fibres de verre courtes. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Université de Bretagne occidentale, 2015. Français. NNT: . tel-01240739v1

**HAL Id: tel-01240739**

**<https://hal.science/tel-01240739v1>**

Submitted on 9 Dec 2015 (v1), last revised 19 Dec 2018 (v2)

**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.



université de bretagne  
occidentale



**THÈSE / UNIVERSITÉ DE BRETAGNE OCCIDENTALE**

*sous le sceau de l'Université européenne de Bretagne*

pour obtenir le titre de

**DOCTEUR DE L'UNIVERSITÉ DE BRETAGNE OCCIDENTALE**

*Mention : Génie mécanique*

**École Doctorale des Sciences de la Mer (EDSM)**

présentée par

**Leonell SERRANO**

Préparée au LBMS (Laboratoire Brestois de  
Mécanique et des Systèmes)/ENSTA Bretagne

# Caractérisation thermomécanique du comportement en fatigue des thermoplastiques renforcés de fibres de verre courtes

**Thèse soutenue le 3 novembre 2015**

devant le jury composé de :

**M. André CHRYSOCHOOS**

Professeur des universités, LMGC / *président du jury*

**M. Lucien LAIARINANDRASANA**

Maître de recherche (HDR), MINES ParisTech / *rapporteur*

**M. Nicolas SAINTIER**

Professeur des universités, Arts et Métiers ParisTech / *rapporteur*

**Mme Sylvie CASTAGNET**

Directrice de recherche CNRS, ENSMA / *examinatrice*

**M. Malick DIAKHATE**

Maître de conférences, UBO / *examineur*

**M. Yann MARCO**

Maître de conférences (HDR), ENSTA Bretagne / *directeur de thèse*

**M. Pierre CHARRIER**

Docteur-Ingénieur, TrelleborgVibracoustic / *partenaire industriel*

**M. Gilles ROBERT**

Docteur-Ingénieur, Solvay engineering plastics / *partenaire industriel*





A MON PÈRE JAIRO

Pour ton soutien, ta patience et tes sacrifices.

A MA GRAND-MÈRE BALVINA

Pour tes bons conseils, ta persévérance et ton amour.

A MA FEMME LOREN

Pour soulager ma solitude.

A MI PADRE JAIRO

Por tu apoyo, tu paciencia y tus sacrificios.

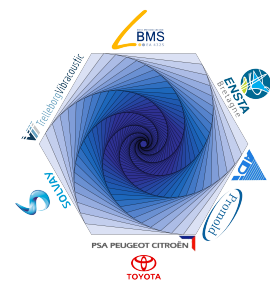
A MI ABUELA BALVINA

Por tus buenos consejos, tu perseverancia y tu amor.

A MI ESPOSA LOREN

Por aliviar mi soledad.





## Remerciements

Tout d'abord, je tiens à remercier les membres du jury pour avoir accepté de participer à l'évaluation de ces travaux de thèse : Monsieur André CHRYSOCHOOS pour m'avoir fait l'honneur de présider mon jury, Monsieur Lucien LAJARINANDRASANA et Monsieur Nicolas SAINTIER pour avoir accepté de rapporter ces travaux, tâche qu'ils ont accompli d'une façon très pertinente et toujours avec des critiques constructives, ainsi que Monsieur Malick DIAKHATE et Madame Sylvie CASTAGNET pour l'intérêt qu'ils ont porté à ce travail.

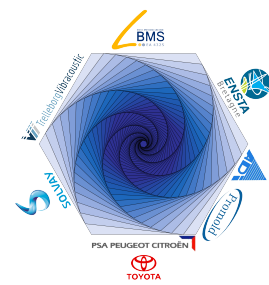
Je souhaite également remercier mon directeur de thèse, Yann MARCO, je te serai toujours reconnaissant de m'avoir fait confiance pour la réalisation de cette thèse (malgré mon français qui était parfois difficilement compréhensible). Merci de m'avoir accompagné ces trois dernières années, pour tout le temps que tu m'as consacré, pour les échanges scientifiques et pour ta grande capacité à trouver les idées qui m'ont toujours permis d'avancer. Je te remercie également pour tes qualités humaines : ton humeur, ta patience et ton esprit d'équipe (en te montrant toujours comme un leader collaboratif et non comme un patron autoritaire). Merci à mon co-encadrant (et voisin de bureau), Vincent LE SAUX, pour toute l'aide et les échanges qui m'ont permis d'étoffer les analyses et les idées. En toi, j'ai trouvé une personne talentueuse et sympathique. Je te remercie spécialement pour le développement des outils informatiques qui m'ont permis de travailler avec une masse de données considérablement importante.

Merci à Pierre CHARRIER, partenaire industriel à TrelleborgVibracoustic, j'ai vraiment apprécié de travailler avec une personne aussi engagée que toi. Je te remercie spécialement pour ta patience et tes retours toujours pertinents. En outre, durant nos discussions hors du travail, j'ai pu comprendre quelques particularités de l'histoire de la Bretagne et d'une manière générale de l'histoire de la France. J'en profite pour remercier les autres membres de TrelleborgVibracoustic, Denis TAVEAU, Ludovic CHAUVET et Wilfried HERVOUET, merci pour leur collaboration.

Merci à Gilles ROBERT, partenaire industriel à Solvay *engineering plastics* et porteur du projet dont cette thèse fait partie, merci pour tous les efforts que tu as réalisés pour mener à bien cette thèse en ayant un emploi du temps toujours bien rempli. Je te remercie spécialement pour la rapidité avec laquelle tu répondais à mes requêtes. De plus, pendant nos discussions hors du travail, j'ai acquis une vision plus critique de quelques rois de France.

Je souhaite également remercier l'ensemble des membres du projet « DURAFIP », spécialement ceux qui composent le *work package 3*, avec lesquelles j'ai eu le privilège de travailler ces trois dernières années. Merci également à tous les membres du LBMS, pour le temps qu'ils m'ont consacré (ceux avec lesquels j'ai eu l'occasion de travailler), les discussions pendant les pauses café et surtout pour la bonne ambiance de travail. Finalement, je remercie fortement mes proches pour leur soutien toutes ces années et surtout pour leurs encouragements.





# Table des matières

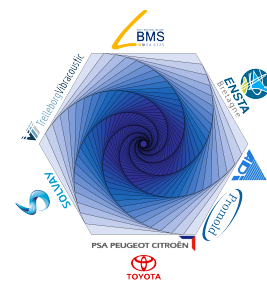
<b>Table des figures</b>	<b>ix</b>
<b>Liste des tableaux</b>	<b>xxi</b>
<b>Introduction</b>	<b>1</b>
<b>1 Thermoplastiques renforcés de fibres de verre courtes : bibliographie et démarche</b>	<b>5</b>
1.1 Matériau et procédé de fabrication . . . . .	5
1.1.1 Caractéristiques générales du matériau . . . . .	5
1.1.2 Obtention des pièces . . . . .	6
1.2 Présentation des thermoplastiques semi-cristallins . . . . .	7
1.2.1 Microstructure . . . . .	7
1.2.2 Mécanismes physiques de déformation . . . . .	10
1.3 Orientation des fibres lors de l'injection et notion de tenseurs d'orientation . . . . .	13
1.3.1 Mécanismes d'orientation des fibres en injection . . . . .	13
1.3.2 Description de l'orientation des fibres à l'aide de tenseurs d'orientation . . . . .	15
1.4 Comportement et modélisation . . . . .	20
1.4.1 Comportement et ruine à l'échelle des fibres . . . . .	21
1.4.2 Caractérisation du comportement cyclique . . . . .	22
1.4.3 Influence de l'orientation des fibres . . . . .	24
1.4.4 Influence de l'environnement thermo-hygrométrique . . . . .	26
1.4.5 Modélisation du comportement cyclique . . . . .	28
1.5 Tenue en fatigue . . . . .	33
1.5.1 Caractéristiques générales . . . . .	33
1.5.2 Influence de l'orientation des fibres . . . . .	36
1.5.3 Influence de l'environnement thermo-hygrométrique . . . . .	39
1.5.4 Influence du chargement mécanique . . . . .	40
1.5.5 Approches et critères de dimensionnement . . . . .	44
1.6 Bilan des problématiques industrielles et scientifiques . . . . .	49
1.7 Démarche et plan du manuscrit . . . . .	50
<b>2 Caractérisation thermomecanique en fatigue : bibliographie et outils adoptés</b>	<b>53</b>
2.1 Mesure des termes sources . . . . .	53
2.1.1 Équation de la chaleur . . . . .	53
2.1.2 Simplification de l'équation de la chaleur et champ de température . . . . .	57
2.1.3 Obtention des termes sources sur un état stationnaire . . . . .	59
2.1.4 Obtention des termes sources sur un état transitoire . . . . .	62
2.2 Caractérisation rapide des propriétés en fatigue . . . . .	65
2.2.1 Historique . . . . .	65
2.2.2 Méthodes de caractérisation des propriétés en fatigue . . . . .	66



2.2.3	Extension à l'analyse de champs de dissipation . . . . .	74
2.3	Choix d'outils et questions abordées . . . . .	75
<b>3</b>	<b>Moyens expérimentaux et éprouvettes (simples et structurales)</b>	<b>77</b>
3.1	Moyens de sollicitation et d'acquisition . . . . .	78
3.1.1	Machines d'essais . . . . .	78
3.1.2	Extensométrie . . . . .	78
3.1.3	Enceintes thermo-hygrométriques . . . . .	79
3.1.4	Thermographie infrarouge . . . . .	79
3.1.5	Mesures microstructurales et faciès de rupture . . . . .	84
3.2	Éprouvettes simples . . . . .	85
3.2.1	Éprouvettes Dogbone . . . . .	85
3.2.2	Éprouvettes amincies . . . . .	85
3.3	Éprouvettes structurales . . . . .	86
3.3.1	Philosophie des éprouvettes structurales . . . . .	87
3.3.2	Démarche de conception . . . . .	87
3.3.3	Éprouvettes Wavy 1 . . . . .	88
3.3.4	Éprouvettes Wavy 2 . . . . .	90
3.3.5	Éprouvettes T-Bone . . . . .	90
3.4	Conditionnement des éprouvettes . . . . .	92
3.5	Dispositifs expérimentaux et protocoles de sollicitation . . . . .	93
3.5.1	Essais d'auto-échauffement . . . . .	93
3.5.2	Essais de fatigue . . . . .	94
3.5.3	Essais réalisés avec mesure du champ de déplacement . . . . .	94
3.6	Campagnes expérimentales réalisées . . . . .	95
3.7	Bilan . . . . .	95
<b>4</b>	<b>Analyse sur éprouvettes simples à microstructures maîtrisées</b>	<b>97</b>
4.1	Mise en place des protocoles d'analyse . . . . .	98
4.1.1	Philosophie . . . . .	98
4.1.2	Données mécaniques . . . . .	98
4.1.3	Obtention de la courbe d'auto-échauffement . . . . .	98
4.1.4	Obtention des cartographies d'énergie dissipée . . . . .	103
4.1.5	Protocole d'identification de la courbe d'endurance déterministe . . . . .	105
4.2	Schéma de présentation des résultats . . . . .	110
4.2.1	Données associées au comportement . . . . .	111
4.2.2	Données associées à la ruine . . . . .	111
4.3	Influence de l'orientation . . . . .	112
4.3.1	Éprouvettes Dogbone . . . . .	112
4.3.2	Éprouvettes amincies . . . . .	121
4.3.3	Bilan . . . . .	125
4.4	Influence du chargement mécanique . . . . .	127
4.4.1	Variation du rapport de charge . . . . .	128
4.4.2	Essais de fatigue interrompus . . . . .	135

4.4.3	Enchaînement de blocs . . . . .	138
4.4.4	Essais de fatigue après fluage . . . . .	141
4.4.5	Bilan . . . . .	144
4.5	Chargements mécaniques simples pour différentes conditions thermo-hygrométriques (température et teneur en humidité) . . . . .	146
4.5.1	Dispositif expérimental . . . . .	146
4.5.2	Résultats . . . . .	147
4.5.3	Bilan . . . . .	149
4.6	Bilan pour les éprouvettes simples . . . . .	150
<b>5</b>	<b>Analyse sur éprouvettes de structures</b>	<b>153</b>
5.1	Schéma de présentation des résultats . . . . .	153
5.1.1	Rappel de la géométrie des éprouvettes . . . . .	154
5.1.2	Données associées au comportement . . . . .	154
5.1.3	Données associées à la ruine . . . . .	155
5.2	Détermination du champ de couplage thermoélastique . . . . .	155
5.3	Éprouvettes Wavy 1 . . . . .	156
5.3.1	Résultats des essais réalisés à température ambiante, R=0 et RH50. . . . .	158
5.3.2	Résultats des essais réalisés à température ambiante, R=0 et DAM. . . . .	165
5.3.3	Bilan sur les éprouvettes Wavy 1 . . . . .	171
5.4	Éprouvettes Wavy 2 . . . . .	173
5.4.1	Résultats des essais réalisés à température ambiante, R=0 et RH50. . . . .	173
5.4.2	Résultats des essais réalisés à température ambiante, R=0 et DAM. . . . .	179
5.4.3	Bilan sur les éprouvettes Wavy 2 . . . . .	183
5.5	Éprouvettes T-Bone 1A et 1B . . . . .	186
5.5.1	Résultats des essais réalisés en traction cyclique à température ambiante, R=0 et RH50 . . . . .	186
5.5.2	Résultats des essais réalisés en flexion cyclique à température ambiante, R=0 et RH50 . . . . .	201
5.5.3	Bilan des éprouvettes T-Bone 1A et 1B . . . . .	209
5.6	Bilan pour les éprouvettes de structure . . . . .	214
<b>6</b>	<b>Analyse sur pièce industrielle</b>	<b>217</b>
	<b>Bilan et Conclusion générale</b>	<b>219</b>
	<b>Bibliographie</b>	<b>231</b>





# Table des figures

1	Schématisme du dimensionnement d'une pièce en polyamide renforcé. . . . .	2
1.1	Structure chimique d'un Polyamide 6.6. . . . .	6
1.2	Description du procédé d'injection des polymères thermoplastiques [107]. . . . .	8
1.3	Evolutions structurales du réseau polymérique lors d'une cristallisation induite par déformation . . . . .	9
1.4	Lamelles et sphérolites. . . . .	10
1.5	Formation d'un sphérolite, d'après Benard et Advani [12]. . . . .	10
1.6	Déformation des lamelles cristallines et de la phase amorphe. . . . .	12
1.7	Modes de déformation au sein du sphérolite et évolution de l'endommagement lors d'un essai de traction. . . . .	13
1.8	Orientation des fibres dans un disque injecté par le centre, tiré de [9]. . . . .	14
1.9	Champ de vitesse quasi-parabolique et structure peau-cœur-peau dans un conduit à section constante, d'après Klimkeit [59]. . . . .	15
1.10	Orientation d'une fibre et tracé du tenseur d'orientation dans une plaque. . . . .	18
1.11	Exemples de tenseurs d'orientation d'ordre 2 (orientations planaires) . . . . .	19
1.12	Exemple d'orientations planaires ayant le même tenseur d'orientation d'ordre 2 par rapport à un cas d'orientation isotrope. . . . .	19
1.13	Comparaison entre les valeurs de $a_{11}^{\psi}$ mesurées et prédites (logiciel MoldFlow®) pour deux plaques d'épaisseur différentes (matériau PA66GF30), d'après Dray [34].	21
1.14	Déformation de la matrice autour d'une fibre et mécanismes de rupture d'un thermoplastique renforcé. . . . .	22
1.15	Courbes de traction-rupture à différentes vitesses de sollicitation d'un PA66GF35 DAM ( <i>Dry As Moulded</i> ) et RH50 [64]. . . . .	23
1.16	Essai de fluage-recouvrance Cyclique (FRC) [64]. . . . .	24
1.17	Essais de traction répétée par paliers croissants, à différentes vitesses de chargement [64]. . . . .	24
1.18	Orientation et géométrie des éprouvettes considérées (Matériau PA66GF50), d'après Jegou [55]. . . . .	25
1.19	Essais de traction monotone ( $15kN.min^{-1}$ ) sur les éprouvettes usinées (RH40) pour différentes orientations « réputées » de fibres [55]. . . . .	26
1.20	Influence de la température sur le comportement. . . . .	27
1.21	Influence de la teneur en humidité sur le comportement. Eprouvettes PA66GF30, chargement en flexion d'après Arif [7]. . . . .	27
1.22	Illustration de la prise en eau du polyamide 6.6 [20]. . . . .	27
1.23	Évolution de la température de transition vitreuse du PA66-GF35 en fonction de la teneur en humidité et mise en évidence expérimentale de l'équivalence température-humidité sur des essais de traction monotone [66]. . . . .	28
1.24	Problème de l'inclusion hétérogène et schéma d'homogénéisation en deux étapes.	30
1.25	Schéma rhéologique proposé par Andriyana <i>et al.</i> [5]. . . . .	31

1.26 Comparaison calcul-essai à partir du modèle d'Andriyana <i>et al.</i> [5], pour une éprouvette prélevée dans une plaque à un angle de 0°. . . . .	31
1.27 Schéma rhéologique unidimensionnel proposé par Launay <i>et al.</i> [64]. . . . .	32
1.28 Comparaison calcul-essai à partir du modèle proposé par Launay <i>et al.</i> [64], pour des éprouvettes injectées, orientation moyenne proche de 0°. . . . .	32
1.29 Evolution classique de la raideur d'une éprouvette ou d'une structure lors d'un essai de fatigue. . . . .	33
1.30 Représentation schématique d'une courbe de « Wöhler » et illustration de la dispersion des essais de fatigue [71]. . . . .	34
1.31 Différence de chargement local à l'interface fibre/matrice en fonction du caractère fragile ou ductile de la matrice et clichés des faciès de rupture, d'après [56]. . . . .	35
1.32 Description des mécanismes d'endommagement d'un PA renforcé [90]. . . . .	36
1.33 Faciès de rupture en fonction de la tenue en humidité à température ambiante, d'après [56]. . . . .	36
1.34 Tenue en fatigue d'éprouvettes prélevées dans des plaques en fonction de la position du prélèvement [56]. . . . .	37
1.35 Courbes de Wöhler pour différentes orientations de fibres pour un PA6GF30 [13]. . . . .	37
1.36 Courbes de Wöhler obtenues en traction sur des éprouvettes usinées dans une plaque injectée (PA66GF30 DAM) [6]. . . . .	38
1.37 Mécanismes d'endommagement observés sur les éprouvettes longitudinales et transversales (après rupture, contrainte maximale du 60% de la contrainte à la rupture en traction, rapport de charge $R = 0.1$ ) [6]. . . . .	38
1.38 Influence de la géométrie des éprouvettes sur la tenue en fatigue, d'après Jegou [55].	39
1.39 Influence de la température ambiante sur la courbe de Wöhler des polyamides renforcés. . . . .	39
1.40 Influence de la teneur en humidité sur la courbe de Wöhler des polyamides renforcés.	40
1.41 Influence de la fréquence de chargement sur la courbe de Wöhler des polyamides renforcés. . . . .	41
1.42 Influence de la fréquence de chargement sur la durée de vie en fatigue d'un PA66GF30 à différentes températures [88]. . . . .	42
1.43 Influence du rapport de charge $R$ sur la tenue en fatigue d'un PA66-GF33 (à 23 °C), d'après Mallick et Zhou [76]. . . . .	42
1.44 Courbes de Wöhler obtenues en traction-torsion sur éprouvettes « diabolos tubulaires » injectées en PA66GF35, à température ambiante [30]. . . . .	43
1.45 Courbes de Wöhler en traction, traction/torsion et torsion à $R = -1$ et $R = 0$ , pour des éprouvettes tubulaires . . . . .	43
1.46 Cumul de dommage pour des essais de fatigue en deux blocs avec différentes amplitudes de contrainte (PA66 GF33), d'après Katoh <i>et al.</i> [58]. . . . .	44
1.47 Critère de Tsai-Hill modifiée. . . . .	45
1.48 Détermination de la limite à la fatigue dans la direction de chargement en fonction de l'orientation des fibres dans un repère matériel local d'après Gaier <i>et al.</i> [46]. . . . .	46
1.49 Critère de fatigue énergétique (basé sur la densité d'énergie élastique) dans des cas de sollicitations différentes, des géométries différentes, pour un PBT+PET GF30 [59].	47

1.50 Bilan des résultats donnés par trois critères en densité d'énergie dissipée, d'après Launay <i>et al.</i> [65]. . . . .	48
1.51 Représentation de la cartographie de la distribution d'orientation des fibres, des propriétés mécaniques et de la densité d'énergie dissipée d'une éprouvette injectée ayant une entaille au milieu, image tirée de [80]. . . . .	50
1.52 Plan de la thèse. . . . .	51
2.1 Équation de la chaleur. . . . .	57
2.2 Différences entre les conditions aux limites du problème thermique en fonction de l'approche considérée. Image tirée de Munier [89]. . . . .	58
2.3 Approche 0D sur un état stationnaire. . . . .	60
2.4 Exemple de l'approche 0D sur un état transitoire (éprouvette diabolo en élastomère). Image tirée de Masquelier [82]. . . . .	64
2.5 Exemple du champ d'énergie dissipée par cycle obtenu pour des différents temps d'analyse (la fréquence de chargement est de 1Hz), dimensions en mm et énergie dissipée par cycle en $Mj/m^3$ . Image tirée de Marco <i>et al.</i> [80]. . . . .	64
2.6 Historique des essais d'auto-échauffement comme outil de caractérisation de la durée de vie en fatigue. Image tirée de Munier [89]. . . . .	65
2.7 Identification empirique de la limite d'endurance sur un acier. Image tirée de Doudard <i>et al.</i> [33]. . . . .	67
2.8 Identification empirique de la courbe de Wöhler pour un PA66GF50, à température ambiante, $R=0$ et $f=1Hz$ . D'après Jegou [55]. . . . .	68
2.9 Identification empirique de la courbe de Wöhler pour le cas d'un élastomère (NR43-N550). D'après Masquelier [82]. . . . .	69
2.10 Modèle probabiliste à deux échelles. D'après Doudard [32]. . . . .	71
2.11 Caractérisation en fatigue (modèle probabiliste) avec prise en compte de la transitions de régimes. D'après Munier [89]. . . . .	71
2.12 Approche de caractérisation en fatigue avec populations de défauts mesurée (matériau : polychloroprène). D'après Le Saux [68]. . . . .	72
2.13 Approche de caractérisation en fatigue avec prise en compte de l'évolution de la populations de défauts (matériau : NR43-N550). D'après Masquelier [82]. . . . .	73
2.14 Évolution des champs de température sur éprouvette de structure KT2.5 (matériau : PA66GF35 RH50) au cours du dernier palier d'auto-échauffement (amplitude de contrainte 40 MPa) et détection du point chaud entraînant la rupture finale : (a) 0% du palier, (b) 33% du palier, (c) 50% du palier, (d) 66% du palier, (e) 99% du palier et (f) rupture finale. D'après Jegou [55]. . . . .	75
2.15 Caractérisation en fatigue de l'éprouvette KT2.5 à partir de l'énergie dissipée par cycle calculée sur la zone de rupture, PA66GF35, $R=0$ et RH50. D'après Jegou [55]. . . . .	75
3.1 Décomposition des 3 contributions du rayonnement mesurable, tiré de Gaus-sorgues [48]. . . . .	81
3.2 Exemple de la calibration d'une caméra infrarouge, tiré de Le Saux [68]. . . . .	83
3.3 Obtention des éprouvettes Dogbone. . . . .	86
3.4 Géométrie des éprouvettes Dogbone et évolution de l'orientation dans l'épaisseur des plaques. . . . .	86



3.5	Obtention et géométrie des éprouvettes amincies. . . . .	87
3.6	Géométrie et remplissage lors de l'injection d'un support moteur. . . . .	88
3.7	Démarche de conception des éprouvettes structurales. . . . .	89
3.8	Géométrie des éprouvettes Wavy 1, image tirée du rapport réalisé par Promold. . .	89
3.9	Cartographie de la composante $a_{xx}$ du tenseur d'orientation d'ordre 2 dans la zone utile des éprouvettes, image tirée du rapport réalisé par TrelleborgVibracoustic. . .	89
3.10	Géométrie des éprouvettes Wavy 2, image tirée du rapport réalisé par Promold. . .	90
3.11	Cartographie de la composante $a_{xx}$ du tenseur d'orientation d'ordre 2 dans la zone utile des éprouvettes, image tirée du rapport réalisé par TrelleborgVibracoustic. . .	90
3.12	Comparaisons mesures/prédictions au niveau de l'épaisseur. Composante $a_{xx}$ . . .	91
3.13	Géométrie et zone utile des éprouvettes T-Bone, dimensions en [mm]. . . . .	91
3.14	Injections des éprouvettes T-Bone. . . . .	91
3.15	Schématisation de la différence entre les géométries envisagée et réelle des éprouvettes T-Bone. . . . .	92
3.16	Cartographie de la composante $a_{xx}$ du tenseur d'orientation d'ordre 2 dans la zone utile des éprouvettes, image tirée du rapport réalisé par TrelleborgVibracoustic. . .	92
3.17	Comparaisons mesures/prédictions au niveau de l'épaisseur des éprouvettes T-Bone 1B, image tirée du rapport réalisé par Promold. . . . .	93
3.18	Dispositifs expérimentaux pour les essais d'auto-échauffement. . . . .	93
3.19	Essais avec mesure thermique et du champ de déplacement. . . . .	94
4.1	Exemples de l'évolution de la courbe contrainte nominale-déformation nominale pour un palier de 20 cycles de chargement sinusoïdal pour chaque angle de prélèvement considéré, fréquence de chargement=1Hz, R=0 et RH50. . . . .	99
4.2	Protocole expérimental des essais d'auto-échauffement, évolution de l'aire de la boucle d'hystérèse pendant les essais et exemple du calcul de $\dot{\theta}_0$ . . . . .	100
4.3	Localisation du point chaud (cas des éprouvettes Dogbone 0° et 45°). . . . .	101
4.4	Comparaison entre les analyses globale et locale pour une éprouvette Dogbone 0°, RH50, f=1Hz et R=0. . . . .	102
4.5	Illustration de la détection du point chaud. . . . .	102
4.6	Exemple de la variation de température dans la zone utile d'une éprouvette Dogbone 45°, RH50, f=1Hz et R=0. Environ 1300 cycles pendant le chargement. . . . .	103
4.7	Comparaison entre une analyse transitoire et une analyse stationnaire, éprouvettes Dogbone 45°, RH50, f=1Hz et R=0. . . . .	104
4.8	Champ d'énergie dissipée par cycle, exemple sur une éprouvette Dogbone 45°, RH50, f=1Hz, R=0 et pour une amplitude de contrainte de 31.5MPa. . . . .	105
4.9	Exemple de l'identification du critère de fatigue pour une éprouvette Dogbone 0°, RH50, f=1Hz, R=0 et à température ambiante. . . . .	106
4.10	Premier exemple de la corrélation entre le critère de fatigue identifié à partir des mesures énergétiques et les essais de fatigue classique avec mesure de l'énergie dissipée par cycle au début de l'essai. Éprouvettes Dogbone 0°, RH50, f=1Hz, R=0 et à température ambiante. . . . .	106
4.11	Évolution de la déformation résiduelle pendant un essai d'auto-échauffement. Éprouvette Dogbone 0°, RH50, f=1Hz, R=0 et à température ambiante. . . . .	108

4.12 Régimes observés dans le graphique traçant le module sécant en fonction de l'amplitude de contrainte nominale pendant un essai d'auto-échauffement. Éprouvette Dogbone 0°, RH50, f=1Hz, R=0 et à température ambiante. . . . .	108
4.13 Analyse de la sensibilité du dépouillement graphique. Éprouvettes Dogbone 0°, RH50, f=1Hz, R=0 et à température ambiante. . . . .	109
4.14 Évolution de l'aire de la boucle d'hystérèse pendant les essais de fatigue en fonction de l'amplitude de contrainte nominale. Éprouvettes Dogbone 0°, RH50, f=1Hz et R=0.	110
4.15 Comparaison de l'aire de la boucle d'hystérèse avec l'énergie dissipée par cycle. Éprouvettes Dogbone 0°, RH50, f=1Hz et R=0. . . . .	110
4.16 Calcul du module sécant et exemples de faciès de rupture. . . . .	111
4.17 Évolution de l'aire de la boucle d'hystérèse, du module sécant et de l'énergie dissipée par cycle, pendant les essais d'auto-échauffement (analyse globale). RH50, f=1Hz, R=0 et température ambiante. . . . .	112
4.18 Identification du critère de fatigue. Éprouvettes Dogbone 0°, RH50, f=1Hz, R=0 et température ambiante. . . . .	113
4.19 Identification du critère de fatigue. Éprouvettes Dogbone 45°, RH50, f=1Hz, R=0 et température ambiante. . . . .	114
4.20 Identification du critère de fatigue. Éprouvettes Dogbone 90°, RH50, f=1Hz, R=0 et température ambiante. . . . .	115
4.21 Évolution de l'aire de la boucle d'hystérèse pendant quelques essais de fatigue. RH50, f=1Hz, R=0 et température ambiante. . . . .	115
4.22 Comparaison du critère de fatigue et des essais de fatigue pour chaque cas d'éprouvette Dogbone considérée. RH50, f=1Hz, R=0 et température ambiante. . . . .	116
4.23 Comparaison des essais de fatigue (en fonction de $\sigma_a$ ) pour chaque cas d'éprouvette Dogbone considérée. RH50, f=1Hz, R=0 et température ambiante. . . . .	117
4.24 Exemples de faciès de rupture observés au microscope électronique à balayage (MEB). Éprouvette Dogbone 45°, RH50, f=1Hz, R=0 et température ambiante. . . .	118
4.25 Repérage du point chaud, de la rupture ductile et du coeur dans les faciès de rupture. Éprouvette Dogbone 45°, RH50, f=1Hz, R=0 et température ambiante. . .	118
4.26 Zones identifiées sur les faciès de rupture. Éprouvette Dogbone 45°, RH50, f=1Hz, R=0 et température ambiante. . . . .	119
4.27 Zoom au niveau du point chaud. Éprouvette Dogbone 45°, RH50, f=1Hz, R=0 et température ambiante. . . . .	119
4.28 Faciès de rupture pour des éprouvettes ayant une durée de vie $> 10^4$ cycles. Éprouvette Dogbone 45°, RH50, f=1Hz, R=0 et température ambiante. . . . .	120
4.29 Repérage du point chaud, de la rupture ductile et du coeur dans les faciès de rupture. Éprouvette Dogbone 90°, RH50, f=1Hz, R=0 et et température ambiante. .	120
4.30 Zoom au niveau du point chaud. Éprouvette Dogbone 90°, RH50, f=1Hz, R=0 et et température ambiante. . . . .	120
4.31 Rupture ductile et rupture fragile observées pour chaque cas d'éprouvette Dogbone. RH50, f=1Hz, R=0 et température ambiante. . . . .	121
4.32 Champs d'énergie dissipée par cycle des éprouvettes amincies pour le dernier niveau de contrainte lors des essais d'auto-échauffement. RH50, f=1Hz, R=0 et température ambiante. . . . .	122

4.33 Comparaison des essais d'auto-échauffement entre les éprouvettes amincies et les éprouvettes Dogbone (analyse locale). RH50, f=1Hz et R=0. . . . .	123
4.34 Comparaisons entre les cas d'orientation intense et d'orientation diffuse (analyse locale). RH50, f=1Hz, R=0 et température ambiante. . . . .	123
4.35 Comparaison des critères de fatigue (identifiés sur les éprouvettes Dogbone) et des essais de fatigue sur les éprouvettes amincies. RH50, f=1Hz, R=0 et température ambiante. . . . .	124
4.36 Comparaison des essais de fatigue (en fonction de $\sigma_a$ ) des éprouvettes amincies. RH50, f=1Hz, R=0 et température ambiante. . . . .	124
4.37 Comparaison entre l'analyse sur un état transitoire (analyse globale) et l'analyse sur un état stationnaire des éprouvettes amincies. RH50, f=1Hz, R=0 et température ambiante. . . . .	125
4.38 Comparaison des essais d'auto-échauffement et de fatigue pour des rapports de charge R=0,0.1 et 0.3. Dogbone 0°, RH50, f=1Hz et temperature ambiante. . . . .	128
4.39 Comparaison des essais d'auto-échauffement et de fatigue pour des rapports de charge R=0,0.1 et 0.3. Dogbone 45°, RH50, f=1Hz et temperature ambiante. . . . .	129
4.40 Comparaison des essais d'auto-échauffement et de fatigue pour des rapports de charge R=0,0.1 et 0.3. Dogbone 90°, RH50, f=1Hz et temperature ambiante. . . . .	129
4.41 Comparaison des essais de fatigue réalisés à Solvay <i>engineering plastics</i> et ceux réalisés à l'ENSTA Bretagne. RH50 et R=0.1. . . . .	130
4.42 Courbes d'auto-échauffement (analyse locale) pour un rapport de charge R=0 et un rapport de charge R=-1. RH50, f=1Hz et température ambiante. . . . .	131
4.43 Évolution de l'aire de la boucle d'hystérèse, du module sécant et de l'énergie dissipée par cycle, pendant les essais d'auto-échauffement (analyse globale). RH50, f=1Hz, R=-1 et température ambiante. . . . .	132
4.44 Identification du critère de fatigue sur les éprouvettes Dogbone 0° avec un rapport de charge R=-1 et comparaison avec le cas R=0. RH50, f=1Hz et température ambiante. . . . .	133
4.45 Évolution de l'aire de la boucle d'hystérèse pendant les essais de fatigue en fonction de l'amplitude de contrainte nominale. Éprouvettes Dogbone 0°, RH50, f=1Hz et température ambiante. . . . .	133
4.46 Évolution de l'aire de la boucle d'hystérèse pendant les essais de fatigue en fonction de l'amplitude de contrainte nominale. Éprouvettes Dogbone 0°, RH50, f=1Hz et température ambiante. . . . .	134
4.47 Évolution du module sécant pendant les essais de fatigue en fonction de l'amplitude de contrainte nominale. Éprouvettes Dogbone 0°, RH50, f=1Hz et température ambiante. . . . .	134
4.48 Corrélation entre la position du point chaud et l'évolution du module sécant. Éprouvettes Dogbone 0°, RH50, f=1Hz, R=-1 et température ambiante. . . . .	135
4.49 Protocole expérimental des essais de fatigue interrompus. . . . .	136
4.50 Évolution de l'énergie dissipée par cycle en fonction du pourcentage de la durée de vie estimée considéré. Éprouvettes Dogbone 45°, RH50, f=1Hz, R=0 et température ambiante. . . . .	136

4.51	Évolution de $\Delta^*$ et de $h$ lors de l'essai interrompu. Éprouvettes Dogbone 45°, RH50, $f=1\text{Hz}$ , $R=0$ et température ambiante. . . . .	137
4.52	Champ d'énergie dissipée par cycle et point de fatigue de l'essai interrompu. Éprouvettes Dogbone 45°, RH50, $f=1\text{Hz}$ , $R=0$ et température ambiante. . . . .	138
4.53	Protocole expérimental des essais en deux blocs. . . . .	139
4.54	Évolution de la courbe d'auto-échauffement lors des enchainements de blocs. Éprouvettes Dogbone 45°, RH50, $f=1\text{Hz}$ , $R=0$ et température ambiante. . . . .	139
4.55	Champ d'énergie dissipée par cycle et correspondance entre $h$ et $\Delta^*$ avant et après le palier HA. Éprouvettes Dogbone 45°, RH50, $f=1\text{Hz}$ , $R=0$ et température ambiante.	140
4.56	Résultats en termes de fatigue en fonction de $\Delta^*$ pour les enchainements de blocs. Éprouvettes Dogbone 45°, RH50, $f=1\text{Hz}$ , $R=0$ et température ambiante. . . . .	140
4.57	Évolution du module sécant et comparaison par rapport à la loi de Miner classique des enchainements de blocs. Éprouvettes Dogbone 45°, RH50, $f=1\text{Hz}$ , $R=0$ et température ambiante. . . . .	141
4.58	Protocole expérimental des essais avec palier de fluage. . . . .	142
4.59	Déformation lors d'un palier de fluage et courbes d'auto-échauffement des éprouvettes ayant un palier de fluage. Éprouvettes Dogbone 45°, RH50, $f=1\text{Hz}$ , $R=0$ et température ambiante. . . . .	143
4.60	Résultats en termes de fatigue en fonction de $\Delta^*$ pour les essais après fluage. Éprouvettes Dogbone 45°, RH50, $f=1\text{Hz}$ , $R=0$ et température ambiante. . . . .	143
4.61	Champ d'énergie dissipée par cycle et correspondance entre $h$ et $\Delta^*$ des éprouvettes ayant subi un palier de fluage. Éprouvettes Dogbone 45°, RH50, $f=1\text{Hz}$ , $R=0$ et température ambiante. . . . .	144
4.62	Dispositif expérimental des essais avec température et humidité contrôlées. . . . .	147
4.63	Identification du critère de fatigue à température ambiante et RH80. Éprouvettes Dogbone 45°, $f=1\text{Hz}$ et $R=0$ . . . . .	148
4.64	Identification du critère de fatigue à 60°C et RH50. Éprouvettes Dogbone 45°, $f=1\text{Hz}$ et $R=0$ . . . . .	149
4.65	Courbes d'auto-échauffement et critère de fatigue de toutes les conditions thermo hygrométriques considérées. Dogbone 45°, $f=1\text{Hz}$ et $R=0$ . . . . .	149
4.66	Conditions thermo-hygrométriques considérées par rapport à la $T_g$ . . . . .	150
4.67	Influence de la vitre dans le calcul de l'énergie dissipée par cycle et comparaison avec le cas de RH50 à 80°C. Éprouvettes Dogbone 45°, $f=1\text{Hz}$ et $R=0$ . . . . .	150
5.1	Rappel des géométries et de la façon d'injecter les éprouvettes de structure (pour les T-Bone, l'injection se fait soit par l'emplacement 1A, soit par l'emplacement 1B).	154
5.2	Estimation du champ de couplage thermoélastique. Illustration sur des éprouvettes TBone 1B. . . . .	156
5.3	Localisation de la zone convergente et de la zone divergente des éprouvettes Wavy 1 (la zone utile est celle qui n'est pas prise dans les mors). . . . .	157
5.4	Défaut de givrage au niveau de la zone divergente. . . . .	157
5.5	Présence des micro-craquelures (givrage) sur les premiers 100 $\mu\text{m}$ de profondeur. Images tirées du rapport réalisé par Solvay <i>engineering plastics</i> . . . . .	158

5.6	A-champ d'énergie dissipée par cycle, B-localisation du point chaud quelques cycles avant la rupture et C- image thermique immédiatement après la rupture. Durée de vie 356 cycles. R=0, RH50 et f=1Hz. . . . .	159
5.7	Évolutions de l'aire de la boucle d'hystérèse moyenne locale, du module sécant local apparent et de la déformation résiduelle pour chaque palier d'un essai d'auto-échauffement (présentées en fonction de l'amplitude d'effort). R=0, RH50, f=1Hz et température ambiante. . . . .	160
5.8	Évolutions de l'aire de la boucle d'hystérèse moyenne locale, du module sécant local apparent et de la déformation résiduelle pour des essais de fatigue classiques (présentées en fonction de l'amplitude d'effort). R=0, RH50, f=1Hz et température ambiante. . . . .	160
5.9	Composante $\gamma_y$ du champ de déformation surfacique (avec $y$ la direction du chargement) pour un essai de fatigue classique. Durée de vie 4393 cycles. R=0, RH50, f=1Hz et température ambiante. . . . .	161
5.10	Champ de couplage thermoélastique pour trois niveaux d'amplitude d'effort. R=0, RH50, f=1Hz et température ambiante. . . . .	162
5.11	Énergie dissipée par cycle calculée au niveau de la zone ayant la dissipation la plus importante et au niveau de la zone de rupture lors d'un essai d'auto-échauffement. R=0, RH50, f=1Hz et température ambiante. . . . .	162
5.12	Localisation du point chaud pour deux cas de durée de vie. R=0, RH50, f=1Hz et température ambiante. . . . .	163
5.13	Corrélation entre le point chaud et la localisation de la déformation quelques cycles avant rupture. Durée de vie 4393 cycles. R=0, RH50, f=1Hz et température ambiante. . . . .	163
5.14	Identification et validation du critère de fatigue. R=0, RH50, f=1Hz et température ambiante. . . . .	164
5.15	A-champ d'énergie dissipée par cycle, B-localisation du point chaud quelques cycles avant la rupture et C- image thermique immédiatement après la rupture. Durée de vie 46 cycles. R=0, RH50, f=1Hz et température ambiante. . . . .	165
5.16	Évolutions de l'aire de la boucle d'hystérèse moyenne locale, du module sécant local apparent et de la déformation résiduelle pour chaque palier d'un essai d'auto-échauffement (présentées en fonction de l'amplitude d'effort). R=0, RH50, f=1Hz et température ambiante. . . . .	166
5.17	Évolutions de l'aire de la boucle d'hystérèse moyenne locale, du module sécant local apparent et de la déformation résiduelle pour des essais de fatigue classique (présentées en fonction de l'amplitude d'effort). R=0, DAM et f=1Hz. . . . .	167
5.18	Composante $\gamma_y$ du champ de déformation surfacique (avec $y$ la direction du chargement) pour un essai de traction monotone. Vitesse de chargement : 6kN/min. Effort à la rupture : 26.15kN. . . . .	168
5.19	Champ de couplage thermoélastique pour trois niveaux d'amplitude d'effort. R=0, RH50, f=1Hz et température ambiante. . . . .	168
5.20	Énergie dissipée par cycle calculée au niveau de la zone ayant la dissipation la plus importante et au niveau de la zone de rupture lors d'un essai d'auto-échauffement. R=0, RH50, f=1Hz et température ambiante. . . . .	169

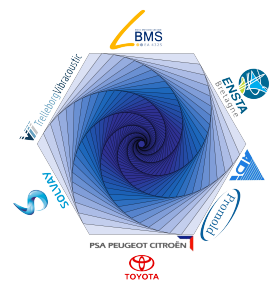
5.21 Localisation du point chaud pour deux cas de durée de vie. R=0, RH50, f=1Hz et température ambiante. . . . .	169
5.22 Corrélation entre le point chaud et la localisation de la déformation au niveau de la zone divergente pour un essai de traction monotone. . . . .	170
5.23 Identification et validation du critère de fatigue. R=0, RH50, f=1Hz et température ambiante. . . . .	170
5.24 Comparaison des résultats en fonction de la teneur en humidité. R=0, f=1Hz et température ambiante. . . . .	172
5.25 Comparaison des courbes de fatigue en fonction de $\Delta^*$ entre les éprouvettes Wavy 1 et les éprouvettes Dogbone 0°. RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante. . . . .	172
5.26 Localisation des zones convergentes et des zones divergentes des éprouvettes Wavy 2 (la zone utile est celle qui n'est pas prise dans les mors). . . . .	173
5.27 A-champ d'énergie dissipée par cycle, B-localisation du point chaud quelques cycles avant la rupture et C- image thermique immédiatement après la rupture. Durée de vie 884 cycles. R=0, RH50, f=1Hz et température ambiante. . . . .	174
5.28 Évolutions de l'aire de la boucle d'hystérèse moyenne locale, du module sécant local apparent et de la déformation résiduelle pour chaque palier d'un essai d'auto-échauffement (présentées en fonction de l'amplitude d'effort). R=0, RH50, f=1Hz et température ambiante. . . . .	175
5.29 Évolutions de l'aire de la boucle d'hystérèse moyenne locale, du module sécant local apparent et de la déformation résiduelle pour des essais de fatigue classiques (présentées en fonction de l'amplitude d'effort). R=0, RH50, f=1Hz et température ambiante. . . . .	176
5.30 Composante $y y$ du champ de déformation surfacique (avec $y$ la direction du chargement) pour un essai de fatigue classique. Durée de vie 382 cycles. R=0, RH50, f=1Hz et température ambiante. . . . .	176
5.31 Champ de couplage thermoélastique pour trois niveaux d'amplitude d'effort. R=0, RH50, f=1Hz et température ambiante. . . . .	177
5.32 Énergie dissipée par cycle calculée au niveau de la zone ayant la dissipation la plus importante et au niveau de la zone de rupture lors d'un essai d'auto-échauffement. R=0, RH50, f=1Hz et température ambiante. . . . .	177
5.33 Localisation du point chaud pour deux cas de durée de vie. R=0, RH50, f=1Hz et température ambiante. . . . .	178
5.34 Zone de rupture en fonction de la durée de vie. R=0, RH50, f=1Hz et température ambiante. . . . .	178
5.35 Corrélation entre le point chaud et la localisation de la déformation quelques cycles avant rupture (la zone observée est montrée sur la figure 5.30). Durée de vie 382 cycles. R=0, RH50, f=1Hz et température ambiante. . . . .	178
5.36 Identification du critère de fatigue. R=0, RH50, f=1Hz et température ambiante. . . . .	179
5.37 A-champ d'énergie dissipée par cycle, B-localisation du point chaud quelques cycles avant la rupture et C- image thermique immédiatement après la rupture. Durée de vie 62 cycles. R=0, DAM, f=1Hz et température ambiante. . . . .	180



5.38 Évolutions de l'aire de la boucle d'hystérèse moyenne locale, du module sécant local apparent et de la déformation résiduelle pour chaque palier d'un essai d'auto-échauffement (présentées en fonction de l'amplitude d'effort). R=0, DAM, f=1Hz et température ambiante. . . . .	180
5.39 Évolutions de l'aire de la boucle d'hystérèse moyenne locale, du module sécant local apparent et de la déformation résiduelle pour des essais de fatigue classiques (présentées en fonction de l'amplitude d'effort). R=0, DAM, f=1Hz et température ambiante. . . . .	181
5.40 Champ de couplage thermoélastique pour deux niveaux d'amplitude d'effort. R=0, DAM, f=1Hz et température ambiante. . . . .	181
5.41 Localisation du point chaud pour deux cas de durée de vie. R=0, DAM, f=1Hz et température ambiante. . . . .	182
5.42 Zone de rupture en fonction de la durée de vie. R=0, DAM, f=1Hz et température ambiante. . . . .	182
5.43 Identification et validation du critère de fatigue. R=0, DAM, f=1Hz et température ambiante. . . . .	183
5.44 Comparaison des résultats en fonction de la teneur en humidité. R=0, f=1Hz et température ambiante. . . . .	185
5.45 Comparaison des courbes de fatigue en fonction de $\Delta^*$ entre les éprouvettes Wavy 2 et les éprouvettes Dogbone 0°. RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante. . . . .	185
5.46 A-champ d'énergie dissipée par cycle, B-localisation des points chauds quelques cycles avant la rupture et C- image thermique immédiatement après la rupture. Durée de vie 815 cycles. RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante. . . . .	187
5.47 Évolutions de l'aire de la boucle d'hystérèse moyenne locale, du module sécant local apparent et de la déformation résiduelle pour chaque palier d'un essai d'auto-échauffement (présentées en fonction de l'amplitude d'effort). RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante. . . . .	187
5.48 Évolutions de l'aire de la boucle d'hystérèse moyenne locale, du module sécant local apparent et de la déformation résiduelle pour des essais de fatigue classiques (présentées en fonction de l'amplitude d'effort). RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante. . . . .	188
5.49 Champ de couplage thermoélastique pour deux niveaux d'amplitude d'effort. RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante. . . . .	189
5.50 Énergie dissipée par cycle mesurée au niveau de la zone de jonction entre la tige et la semelle lorsque la tige est devant ou derrière la zone observée. RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante. . . . .	189
5.51 Localisation des points chauds pour quatre cas de durée de vie. RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante. . . . .	190
5.52 Évolution du couplage thermoélastique lors d'un essai de fatigue. Durée de vie 363891 cycles. . . . .	191
5.53 Évolution du couplage thermoélastique lors d'un essai de fatigue. Durée de vie 566631 cycles. . . . .	192
5.54 Identification et validation du critère de fatigue. RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante. . . . .	192

5.55 A-champ d'énergie dissipée par cycle, B-localisation des points chauds quelques cycles avant la rupture et C- image thermique immédiatement après la rupture. Durée de vie 1338 cycles. R=0, RH50 et f=1Hz. . . . .	194
5.56 Évolution de l'aire de la boucle d'hystérèse moyenne locale, du module sécant local apparent et de la déformation résiduelle pour chaque palier d'un essai d'auto-échauffement (présentée en fonction de l'amplitude d'effort). RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante. . . . .	194
5.57 Évolutions de l'aire de la boucle d'hystérèse moyenne locale, du module sécant local apparent et de la déformation résiduelle pour des essais de fatigue classique (présentées en fonction de l'amplitude d'effort). RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante. . . . .	195
5.58 Composante $yy$ du champ de déformation surfacique (avec $y$ la direction du chargement) pour un essai de fatigue classique. Durée de vie 1257 cycles. RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante. . . . .	196
5.59 Champ de couplage thermoélastique lorsque la tige est devant ou derrière dans la zone observée. RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante. . . . .	197
5.60 Énergie dissipée par cycle calculée au niveau de la zone de jonction entre la tige et la semelle lorsque la tige est devant ou derrière dans la zone observée. RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante. . . . .	197
5.61 Localisation des points chauds pour quatre cas de durée de vie. RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante. . . . .	198
5.62 Évolution du champ de déformation jusqu'à la rupture. Durée de vie 1257 cycles. RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante. . . . .	198
5.63 Corrélation entre le champ de déformation quelques cycles avant la rupture et le champ de température. Durée de vie 1257 cycles. RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante. . . . .	199
5.64 Évolution du couplage thermoélastique lors d'un essai de fatigue. Durée de vie 95912 cycles. . . . .	199
5.65 Évolution du couplage thermoélastique lors d'un essai de fatigue. Durée de vie 443302 cycles. . . . .	200
5.66 Identification et validation du critère de fatigue. RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante. . . . .	201
5.67 Montage expérimental utilisé pour solliciter en flexion les éprouvettes T-Bone 1A et 1B. . . . .	202
5.68 Dispositif expérimental et zone observée avec la camera infrarouge lors des essais de flexion cyclique. . . . .	202
5.69 Champ d'énergie dissipée par cycle lors du dernier palier d'un essai d'auto-échauffement et énergie dissipée par cycle calculée dans la zone où la dissipation est maximale pour trois essais d'auto-échauffement. RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante.	203
5.70 Évolution de l'effort de réaction maximum cyclique et de la température au niveau de la zone ayant la dissipation la plus importante lors d'un essai de fatigue. $d_a = 3.1\text{mm}$ , RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante. . . . .	204
5.71 Évolution du champ de couplage thermoélastique lors d'un essai de fatigue. $d_a = 3.1\text{mm}$ , RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante. . . . .	205

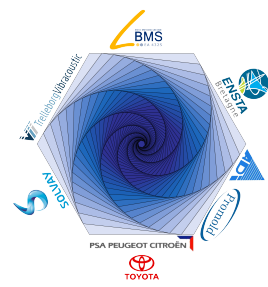
5.72 Évolution du champ de couplage thermoélastique lors d'un essai de fatigue. $d_a = 2mm$ , RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante. . . . .	205
5.73 Évolution de la variation de température moyennée au niveau de la zone d'initiation et effort maximal cyclique. $d_a = 2mm$ , RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante. . . . .	206
5.74 Identification et validation du critère de fatigue. RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante. . . . .	206
5.75 Champ d'énergie dissipée par cycle du dernier palier d'un essai d'auto-échauffement et énergie dissipée par cycle calculée à la zone où la dissipation est maximale pour deux essais d'auto-échauffement. RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante. . . . .	207
5.76 Évolution du champ de couplage thermoélastique lors d'un essai de fatigue. $d_a = 1.5mm$ , RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante. . . . .	207
5.77 Évolution du couplage thermoélastique au niveau de la zone d'initiation. $d_a = 1.5mm$ , RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante. . . . .	208
5.78 Évolution du couplage thermoélastique au niveau de la zone d'initiation. $d_a = 1.8mm$ , RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante. . . . .	208
5.79 Identification et validation du critère de fatigue. RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante. . . . .	209
5.80 Points chauds et évolution du champ de couplage thermoélastique pendant un essai de fatigue. RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante. . . . .	210
5.81 Corrélation des points chauds avec la chute locale du couplage thermoélastique. RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante. . . . .	211
5.82 Comparaison des champs d'énergie dissipée par cycle et des critères de fatigue. RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante. . . . .	211
5.83 Évolutions du champ de couplage thermoélastique et de l'effort maximum cyclique. R=0, RH50 et f=1Hz. . . . .	212
5.84 Comparaison entre les champs d'énergie dissipée par cycle et les critères de fatigue en traction et en flexion. R=0, RH50 et f=1Hz. . . . .	213
5.85 Comparaison des courbes de fatigue en fonction de $\Delta^*$ entre les éprouvettes T-Bone (en traction) et les éprouvettes Dogbone 0°. RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante. . . . .	214



# Liste des tableaux

3.1	Types d'essais pour chaque type d'éprouvette en fonction du rapport de charge, fréquence, teneur en humidité, type de chargement, etc. . . . .	95
5.1	Récapitulatif des principales observations faites concernant la ruine des éprouvettes de structure. . . . .	216





# Introduction

L'allégement des véhicules est une préoccupation majeure de l'industrie automobile, puisque cela permet de réduire les émissions des gaz à effet de serre, ce qui entraînerait une réduction des impacts de ceux-ci sur l'environnement à l'échelle mondiale. Cette volonté d'allégement des véhicules tout en restant accessible en termes de coûts, a conduit au remplacement des matériaux métalliques par des composites à matrices thermoplastiques pour de nombreuses applications. Le compromis entre la tenue thermomécanique et le coût massique du matériau amène à sélectionner des matrices polyamides renforcées par des fibres de verre courtes, et mises en forme par injection. Cependant, les outils prédictifs du comportement et les critères robustes pour la caractérisation des propriétés en fatigue, manquent encore. Ils sont pourtant indispensables pour la conception de pièces structurelles dans l'industrie automobile. Ces problématiques sont abordées par le projet FUI « DURAFIP » qui travaille spécifiquement sur les polyamides renforcés de fibres de verre courtes. L'objectif principal du projet DURAFIP est de **proposer une chaîne de dimensionnement numérique permettant le calcul prédictif de la durée de vie d'une pièce structurelle en thermoplastique et de valider cette chaîne sur un démonstrateur technologique**. Ce projet est porté par Solvay *engineering plastics* et rassemble plusieurs partenaires industriels et académiques.

Le projet est divisé en trois *work packages* (WP). Le WP1 s'intéresse principalement à l'étude du matériau, c'est-à-dire qu'il vise d'identifier des lois de comportement et d'étudier les modes de rupture. Le WP2 travaille principalement sur l'implémentation des lois de comportement dans le logiciel DIGIMAT. Le WP3 s'intéresse principalement à la caractérisation en fatigue et à la validation de la chaîne numérique sur les prédictions en fatigue de pièces industrielles. Cette thèse fait partie des travaux du WP3. Les membres du WP3 sont :

- **LBMS (Laboratoire Brestois de Mécanique et des Systèmes)/ENSTA Bretagne** : partenaire académique, responsable de l'encadrement de cette thèse ;
- **TrelleborgVibracoustic** : partenaire industriel (équipementier) ;
- **Solvay *engineering plastics*** : partenaire industriel (fournisseur matière et porteur du projet) ;
- **ADI** : partenaire industriel (conception et fabrication des outils de mise en forme) ;
- **Promold** : partenaire industriel (simulation de l'injection des pièces) ;
- **PSA PEUGEOT CITROËN et TOYOTA** : partenaires industriels (constructeurs automobiles) ;
- **SOGEFI Group** : partenaire industriel (équipementier).

Par rapports aux enjeux du WP3, la caractérisation en fatigue des polyamides renforcés de fibres de verre courtes présente de nombreuses difficultés, liées au comportement fortement non



## Introduction

linéaire de la matrice dans les conditions de service visées (température et humidité), à la nature composite de ces matériaux, à l'influence du procédé de fabrication (orientation des fibres) et au caractère fortement dissipatif de la matrice thermoplastique (augmentations de température non négligeables lors des chargements cycliques). Un enjeu majeur est de comprendre les liens entre la microstructure, le chargement thermo (hygro)-mécanique et les propriétés de fatigue (sites d'initiation, scénarios d'évolution, critère de rupture). La figure 1 schématise les étapes de dimensionnement d'une pièce en polyamide renforcé. Des essais complexes réalisés sur éprouvettes permettent d'identifier les lois de comportement cycliques locales (en fonction de la microstructure, des conditions thermo-hygrométriques et des conditions de chargement). La connaissance de ces lois de comportement et des propriétés mécaniques locales permettent donc de connaître les déformations, les contraintes et l'énergie dissipée locale. Pour caractériser le comportement en fatigue il faut donc établir des courbes de Wöhler et proposer des critères d'initiation en fatigue. La caractérisation de la relation entre les critères d'initiation et les variables mécaniques locales est au cœur de cette thèse.

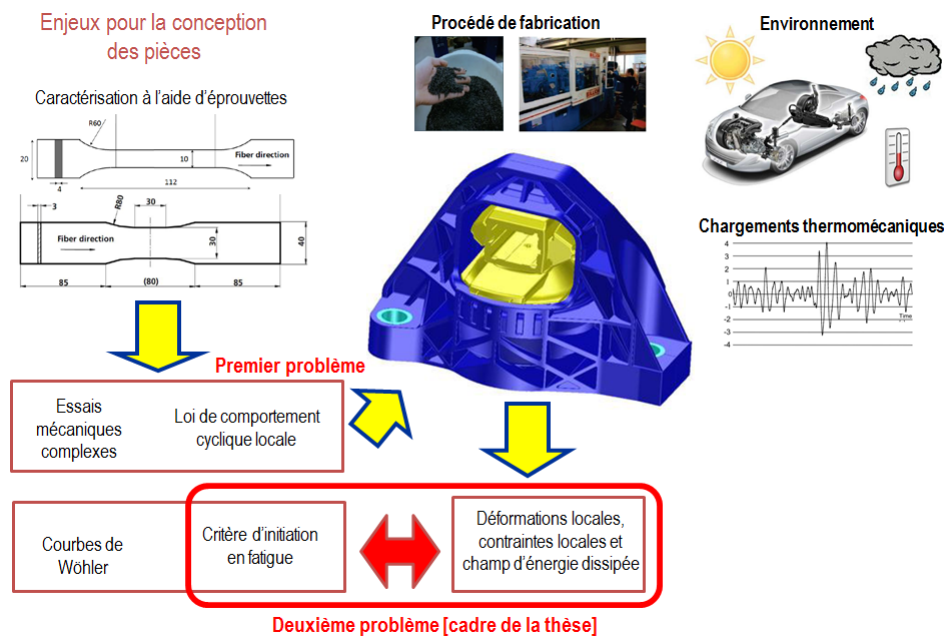


FIGURE 1 – Schématisation du dimensionnement d'une pièce en polyamide renforcé.

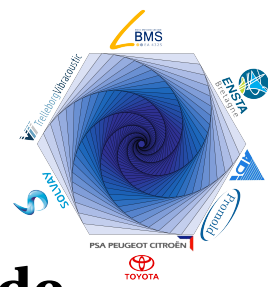
**Le premier objectif** de cette thèse est de proposer des protocoles d'analyse permettant de caractériser l'influence de chaque paramètre sur le comportement en fatigue. Par ailleurs, la complexité des pièces industrielles en termes de géométrie et d'orientation des fibres soulève la question de la pertinence des éprouvettes classiques. **Le second objectif** principal de cette thèse est donc de concevoir des éprouvettes représentatives en terme d'orientation des fibres et d'accidents géométriques des pièces industrielles (appelées éprouvettes de structure) et de valider pour ces cas complexes, les démarches et critères proposés.

Pour répondre à ces objectifs, nous souhaitons **proposer un protocole basé sur des mesures d'auto-échauffement**, qui donnerait accès d'une part aux champs d'énergie dissipée pour les cas hétérogènes investigués et qui offrirait d'autre part une opportunité de caractérisation rapide des propriétés en fatigue au travers de critères énergétiques. Sur la base de ces outils, nous

mènerons une **première investigation sur des éprouvettes simples**, où nous pourrons faire varier l'orientation, le rapport de charge, les conditions thermo-hygrométriques et l'histoire de chargement, de façon à comprendre l'influence de chaque paramètre sur la tenue en fatigue. Ensuite, **les protocoles seront appliqués pour des éprouvettes de structure** dans le but de tester l'applicabilité des critères de fatigue identifiés sur des éprouvettes simples, pour des cas où la microstructure et les champs mécaniques locaux sont complexes. Finalement, **l'applicabilité des protocoles proposés sera testée pour les pièces industrielles**.

Ce manuscrit est divisé en 6 chapitres. Dans le premier chapitre, nous montrerons un bilan sur les principaux travaux existants sur les thermoplastiques renforcés de fibres de verre courtes (comportement et fatigue). Le deuxième chapitre montrera quelques outils et techniques existantes pour la caractérisation thermomécanique en fatigue des matériaux. Le troisième chapitre montrera les moyens expérimentaux et la « carte d'identité » des éprouvettes utilisées pendant le déroulement de la thèse. Le quatrième chapitre montrera les résultats sur les éprouvettes simples, utilisées pour la caractérisation des propriétés en fatigue à partir d'états d'orientation de fibres bien maîtrisés. Le cinquième chapitre montrera les résultats pour des éprouvettes plus complexes conçues dans le but de ressembler aux accidents géométriques trouvés dans les pièces réelles et leur comparaison avec les éprouvettes simples. Finalement, le sixième chapitre montrera les résultats obtenus pour une pièce industrielle et la comparaison avec les critères identifiés sur les éprouvettes de l'étude (simples et complexes).





# Thermoplastiques renforcés de fibres de verre courtes : bibliographie et démarche

## Sommaire

---

<b>1.1 Matériau et procédé de fabrication . . . . .</b>	<b>5</b>
1.1.1 Caractéristiques générales du matériau . . . . .	5
1.1.2 Obtention des pièces . . . . .	6
<b>1.2 Présentation des thermoplastiques semi-cristallins . . . . .</b>	<b>7</b>
1.2.1 Microstructure . . . . .	7
1.2.2 Mécanismes physiques de déformation . . . . .	10
<b>1.3 Orientation des fibres lors de l'injection et notion de tenseurs d'orientation . .</b>	<b>13</b>
1.3.1 Mécanismes d'orientation des fibres en injection . . . . .	13
1.3.2 Description de l'orientation des fibres à l'aide de tenseurs d'orientation .	15
<b>1.4 Comportement et modélisation . . . . .</b>	<b>20</b>
1.4.1 Comportement et ruine à l'échelle des fibres . . . . .	21
1.4.2 Caractérisation du comportement cyclique . . . . .	22
1.4.3 Influence de l'orientation des fibres . . . . .	24
1.4.4 Influence de l'environnement thermo-hygrométrique . . . . .	26
1.4.5 Modélisation du comportement cyclique . . . . .	28
<b>1.5 Tenue en fatigue . . . . .</b>	<b>33</b>
1.5.1 Caractéristiques générales . . . . .	33
1.5.2 Influence de l'orientation des fibres . . . . .	36
1.5.3 Influence de l'environnement thermo-hygrométrique . . . . .	39
1.5.4 Influence du chargement mécanique . . . . .	40
1.5.5 Approches et critères de dimensionnement . . . . .	44
<b>1.6 Bilan des problématiques industrielles et scientifiques . . . . .</b>	<b>49</b>
<b>1.7 Démarche et plan du manuscrit . . . . .</b>	<b>50</b>

---

## 1.1 Matériau et procédé de fabrication

### 1.1.1 Caractéristiques générales du matériau

Le matériau choisi pour cette thèse est un polyamide 6.6 renforcé de 50% en masse de fibres de verre courtes (PA66-GF50). Celui-ci est commercialisé par Solvay *engineering plastics* sous l'ap-

pellation TECHNYL A 218 V50. Ce matériau est principalement utilisé dans l'industrie électrique et dans l'industrie automobile pour fabriquer certains composants du moteur. La matrice du matériau composite considéré (polyamide 6.6) est un polymère thermoplastique semi-cristallin, dont la structure chimique est représentée sur la figure 1.1. Les fibres de verre utilisées comme renfort permettent d'augmenter sensiblement la raideur du matériau par rapport à celle de la matrice thermoplastique. Les propriétés les plus intéressantes du PA66-GF50 par rapport aux applications dans l'industrie automobile, sont sa bonne résistance à la température (plage d'utilisation jusqu'à 140°C), sa faible masse volumique (1529kg/m<sup>3</sup>) et son coût. Ces deux premières propriétés permettent de concevoir des pièces significativement plus légères qu'avec les matériaux métalliques et pouvant être utilisées dans des environnements chauds comme par exemple au voisinage du moteur d'une voiture.

Le polyamide 6.6 est un matériau sensible à la température, par conséquent, il faut caractériser le comportement sur toute la gamme de température d'utilisation lors de la vie en service. Celui-ci est également fortement hydrophile, pouvant absorber jusqu'à 8.5% d'eau en masse, ce qui affecte les propriétés physiques. L'évolution des propriétés peut être mise en évidence à l'aide de la température de transition vitreuse qui diminue en fonction de la prise en eau du matériau. Cette double sensibilité à la température et à la prise en eau de la matrice polyamide explique que les caractéristiques mécaniques soient très variables en fonction de l'environnement hygro-thermique. Les conditions de service des pièces utilisées au voisinage du moteur des voitures, peuvent ainsi faire varier le module d'Young du matériau entre 400 et 3100 MPa.

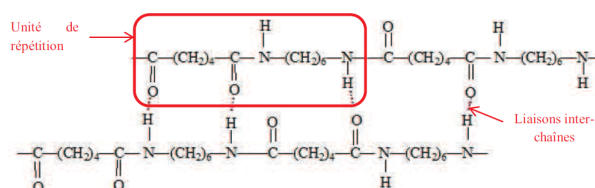


FIGURE 1.1 – Structure chimique d'un Polyamide 6.6.

### 1.1.2 Obtention des pièces

Les pièces en thermoplastiques renforcés de fibres de verre courtes pour l'industrie automobile sont obtenues par moulage par injection. Ce procédé de fabrication permet d'obtenir les pièces en grande série, avec une vitesse de production conforme aux besoins industriels et en offrant une grande liberté de géométries.

### Injection des thermoplastiques renforcés de fibres de verre courtes

La matière première pour l'injection de pièces se présente sous forme de granulés, constitués d'un enrobage de polymère (PA6.6) et de fibres de verre. Les fibres ont un diamètre d'environ 10 microns et une longueur de l'ordre de 200 microns. Les granulés sont séchés et ensuite déposés dans une trémie (réservoir de matière) et tombent par gravité dans une vis actionnée en rotation, où les granulés sont progressivement chauffés, fondus et homogénéisés. La matière fondue est amenée à la température d'injection. A l'extrémité de cette vis, un clapet « anti-

retour » permet le dosage d'une certaine quantité de matière fondue à injecter. Cette matière est ensuite injectée et pendant le remplissage, les fibres s'orientent dans des directions privilégiées suivant l'écoulement de la matière. Finalement, lorsque la cavité est remplie, une pression élevée est maintenue, jusqu'au figeage de la matière au seuil d'injection. D'après Trotignon [107], ce procédé peut être résumé en 7 étapes (cf. Fig.1.2) :

- l'accostage de l'unité d'injection (contenant la matière fondue préalablement dosée) sur le moule fermé et verrouillé ;
- le remplissage (ou injection) correspond à la phase « dynamique » durant laquelle le polymère remplit l'empreinte. La vis est alors utilisée comme un piston ;
- le maintien (ou compactage) est une phase « statique » permettant la mise sous pression du polymère jusqu'au figeage du seuil (point d'entrée de la matière dans le moule). Il a pour fonction de minimiser les effets du retrait lors de la solidification en phase de refroidissement et ainsi de garantir les dimensions et la géométrie de la pièce ;
- le refroidissement permet enfin au polymère d'atteindre un certain niveau de solidification permettant l'éjection de la pièce ;
- un nouveau dosage pour l'injection suivante ;
- l'ouverture du moule, suivie de l'éjection de la pièce ;
- la fermeture du moule et son verrouillage.

Dans le but de bien comprendre l'influence de ce procédé de fabrication sur les propriétés finales du matériau, il faut, tout d'abord, présenter les principales caractéristiques des polymères thermoplastiques semi-cristallins, notamment la microstructure formée pendant la solidification. Ensuite, il faut expliquer l'influence de l'injection sur la distribution de l'orientation des fibres.

## 1.2 Présentation des thermoplastiques semi-cristallins

Dans cette section, une description à plusieurs échelles des polymères thermoplastiques semi-cristallins sera tout d'abord réalisée. Puis nous présenterons les mécanismes physiques de déformation et de rupture à l'échelle microstructurale.

### 1.2.1 Microstructure

La description de la microstructure des thermoplastiques semi-cristallins peut se faire tout d'abord à l'échelle « supramoléculaire », c'est-à-dire, à l'échelle de l'organisation spatiale de l'ensemble des macromolécules (chaînes polymériques). A cette échelle, les polymères thermoplastiques peuvent être classés en deux familles, les thermoplastiques amorphes et les thermoplastiques semi-cristallins.

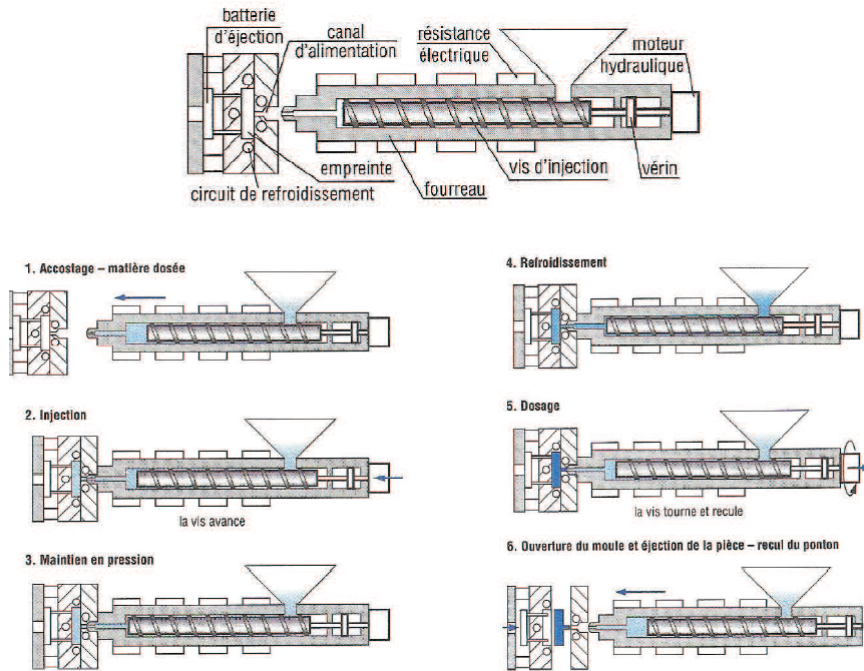


FIGURE 1.2 – Description du procédé d'injection des polymères thermoplastiques [107].

### Notion de phase amorphe et de phase cristalline

La phase amorphe est caractérisée par une structure où les chaînes polymériques n'ont aucun ordre particulier. Les chaînes se replient et se déploient dans l'espace en formant des pelotes statistiques aléatoires. Les pelotes des chaînes voisines sont alors étroitement imbriquées et enchevêtrées. A basse température, la phase amorphe présente un comportement vitreux, où les mouvements entre chaînes sont fortement limités. A haute température, celle-ci présente un comportement caoutchoutique, avec des chaînes plus mobiles, ce qui induit une diminution de la rigidité du matériau et une augmentation de l'allongement à la rupture. La température caractérisant le passage entre les deux états est appelée la température de transition vitreuse, notée  $T_g$ , marquée par une baisse significative de la raideur du matériau et des effets visqueux qui sont maximum au passage de la  $T_g$ . La phase amorphe n'a pas de température de fusion  $T_f$ , appellation réservée aux cristaux, mais une température de transition vers l'état liquide. Pour des températures plus élevées, le matériau se dégrade (au-delà de la température de dégradation, notée  $T_d$ ).

La phase cristalline est caractérisée par l'assemblage périodique de chaînes ayant une configuration régulière, appelée cristallites ou cristaux. Une mesure par diffraction aux rayons X peut mettre en évidence un phase ordonnée [49][53], qui diffracte les rayons X et présente une compacité et une rigidité supérieures par rapport à une phase amorphe. Contrairement à la phase amorphe, la phase cristalline présente une température de fusion  $T_f$  et n'est pas sensible à la température de transition vitreuse  $T_g$ .

Dans un polymère, la cristallisation n'est possible que s'il y a apport d'énergie externe (thermique et/ou mécanique) permettant la reptation des chaînes dans une configuration minimisant l'en-

Si l'énergie est apportée sous forme de chaleur, il faut chauffer le polymère à partir de l'état vitreux et amener le matériau à une température supérieure à sa température de transition vitreuse, ou bien le refroidir à partir de l'état liquide. Les cristaux se forment alors naturellement par nucléation autour de micro-défauts. Si l'énergie est apportée par un travail mécanique (cristallisation sous contrainte ou par déformation), la cristallisation devient un phénomène d'orientation des chaînes sous l'action d'une extension, les chaînes sous forme de pelotes statistiques amorphes peuvent donc s'aligner et s'organiser en structures micellaires puis lamellaires (cf. fig.1.3).

Lors du procédé d'injection (refroidissement à partir de l'état liquide), le degré de cristallisation d'un polymère thermoplastique est affectée par plusieurs paramètres [113], par exemple, la longueur des chaînes, la présence d'irrégularités et de défauts dans la structure moléculaire, la complexité des chaînes, etc. Par conséquent, tout thermoplastique cristallisable est toujours semi-cristallin, car ceux-ci présentent un mélange de phase amorphe et de phase cristalline. Un thermoplastique semi-cristallin est alors caractérisé par son taux de cristallinité. La plupart des polymères thermoplastiques semi-cristallins ont un taux de cristallinité compris entre 20 à 80%. Le Polyamide 6.6 a un taux de cristallinité variant entre 30 et 35%.

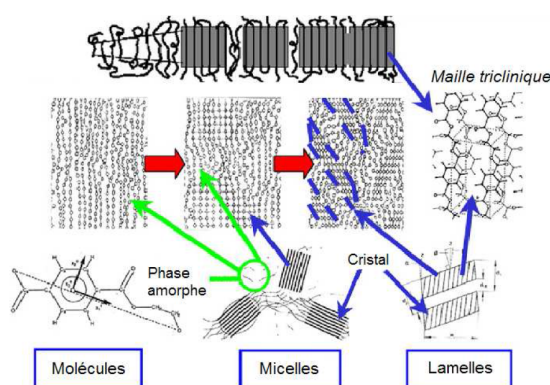


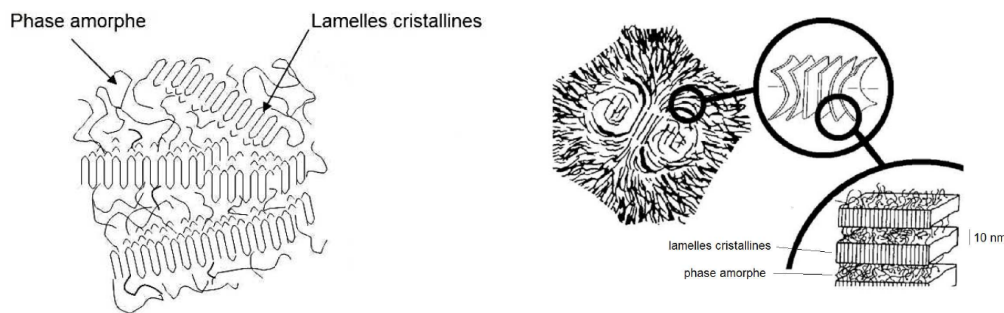
FIGURE 1.3 – Schéma des évolutions structurales du réseau polymérique lors d'une cristallisation induite par déformation dans le cas du P.E.T., d'après Marco [79].

### Microstructure semi-cristalline

Un thermoplastique semi-cristallin est composé de structures cristallines (cristallites ou lamelles), dotées d'une organisation précise, dans une phase amorphe désorganisée. Les cristallites croissent sous forme de lamelles (épaisseur de l'ordre de 10 nm), lesquelles sont l'entité de base formée lors de la cristallisation d'un thermoplastique sous conditions statiques [23]. Celles-ci sont formées par le repliement périodique des chaînes polymériques sur elles-mêmes. Les chaînes voisines peuvent alors s'aggréger suivant le même schéma et participer à la formation de la lamelle. Les chaînes repliées s'orientent généralement quasi-perpendiculairement à la surface des lamelles [72]. Les lamelles cristallines sont séparées par des molécules à l'état amorphe, et sont reliées entre elles par des chaînes de liaison qui participent donc à deux lamelles ou plus (cf. Fig.1.4a).



Le sphérolite est la plus grosse entité (à l'échelle « supramoléculaire ») formée lors de la solidification d'un thermoplastique semi-cristallin. Ceux-ci sont des superstructures plus ou moins sphériques (taille caractéristique entre  $1\mu\text{m}$  et  $1\text{mm}$ ) constituées par des lamelles radiales, séparées par des zones amorphes (cf. Fig.1.4b). La taille, la forme et l'orientation des sphérolites dépendent de paramètres liés au procédé de fabrication (injection dans le cas étudié ici). Le mécanisme de formation des sphérolites est schématisé sur la figure 1.5. Dans le cas de thermoplastiques injectés, les sphérolites sont majoritairement localisés à cœur et une certaine isotropie peut être observée au microscope optique à l'aide de polariseurs et analyseurs croisés [98]. Une structure plus orientée, plus plate et empilée apparaît lorsque nous nous rapprochons de la paroi du moule. Les travaux de Viana [109] mettent également en évidence une peau plus orientée et plus cristallisée.



(a) Amas lamellaire (taille caractéristique : 10 nm), d'après Mégally [92].

(b) Structure sphérolitique de type  $\beta$  et sous-structure lamellaire, d'après Fond et G'sell [44].

FIGURE 1.4 – Lamelles et sphérolites.

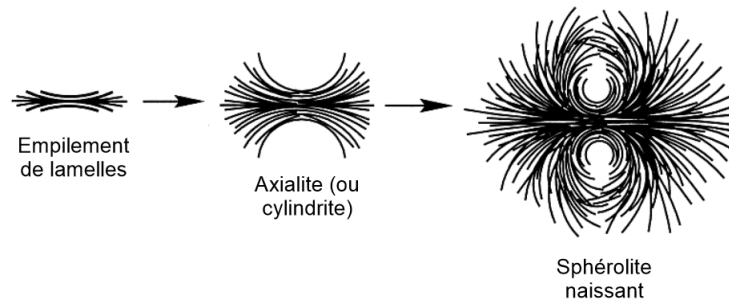


FIGURE 1.5 – Formation d'un sphérolite, d'après Benard et Advani [12].

### 1.2.2 Mécanismes physiques de déformation

Le caractère multiphasique des thermoplastiques semi-cristallins entraîne l'existence de plusieurs micro-mécanismes physiques de déformation, qui apparaissent à chaque échelle d'observation par rapport à une déformation macroscopique. Dans cette partie, les principaux mécanismes seront évoqués.

D'après les travaux de Bowden et Young [19] et de Lin et Argon [72], nous pouvons identifier les principaux mécanismes de déformation dans les thermoplastiques semi-cristallins : la

déformation des lamelles cristallines, la déformation de la phase amorphe et la déformation des sphérolites. Ces travaux portent essentiellement sur le polyéthylène, dont l'architecture simple des chaînes polymériques permet qu'il soit facilement cristallisable. Cependant, les résultats sont généralisables à l'ensemble des thermoplastiques semi-cristallins.

### Déformation des lamelles cristallines

Les mécanismes de déformation de la phase cristalline sont similaires à ceux trouvés dans le cas des métaux. Au fur et à mesure que la déformation macroscopique augmente, le réseau cristallin formé par les alignements de chaînes voisines subit des dislocations qui se traduisent par le glissement d'un plan cristallin par rapport à un autre. Ces glissements locaux se traduisent par une rotation globale des cristaux dans la direction de plus grande élongation [19]. La figure 1.6a illustre la déformation de la phase cristalline pour différents niveaux de déformation macroscopique.

Les sites communément admis de nucléation des dislocations sont les extrémités des chaînes situées sur les faces des lamelles. Les mouvements de dislocations sont thermiquement activés, comme pour les métaux, mais dans des proportions plus importantes et présentent une sensibilité marquée à la pression hydrostatique [72]. Ainsi, une augmentation de la température abaisse la contrainte de cisson critique et la pression hydrostatique fait augmenter la contrainte effective activant le glissement [72].

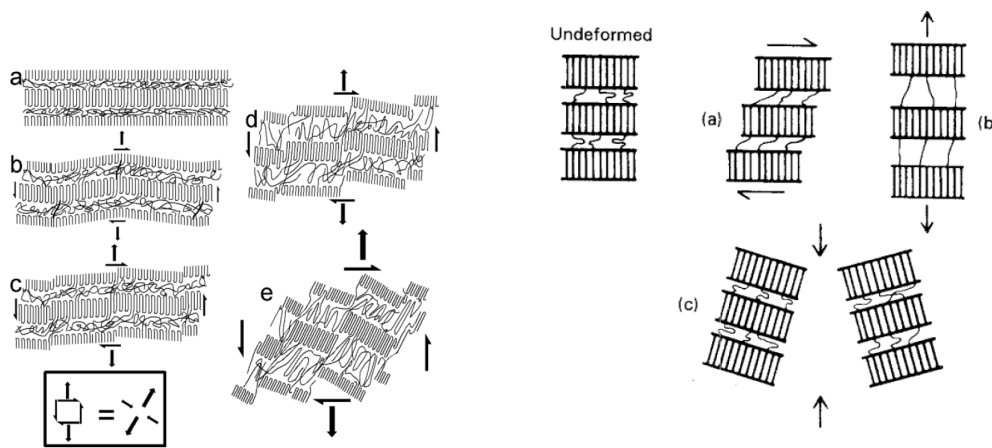
### Déformation de la phase amorphe

Suivant sa position par rapport aux structures cristallines, la phase amorphe peut subir différents types de sollicitation. Celle-ci peut être soumise à des efforts de cisaillement, à des élongations lors de séparations inter lamellaires des cristaux voisins ou encore à des déformations engendrées par les rotations de piles de lamelles (cf. Fig.1.6b). Lorsque la pression hydrostatique augmente, la séparation interlamellaire des cristaux se fait de façon plus difficile, ce qui génère des mécanismes d'endommagement par cavitation dans la phase amorphe confinée [44].

### Déformation des sphérolites

A l'échelle d'un sphérolite, le mécanisme le plus global de déformation observé est un aplatissement (cf. Fig.1.7a). Cet aplatissement peut être homogène et réversible ou bien localisé dans des zones particulières et il est alors souvent irréversible [72]. Les mécanismes de déformations déjà montrés pour les phases amorphes et cristallines et le niveau de contrainte considéré expliquent les modes de déformation que nous pouvons trouver à l'intérieur du sphérolite. Lorsque le niveau de contrainte est faible (aplatissement réversible), seule la phase amorphe se déforme, soit par cisaillement ou par élongation interlamellaire. Au fur et à mesure que la contrainte augmente, les mécanismes de déformation se font aussi bien dans la phase amorphe interlamellaire que dans la phase cristalline (aplatissement irréversible), nous pouvons alors distinguer différents types de déformation suivant la position au sein du sphérolite :

- au niveau des pôles, où les lamelles sont bien orientées par rapport à l'axe de traction.



(a) Déformation lamellaire générée par glissement cristallin sous l'action d'efforts de traction-cisaillement d'intensité croissante, d'après Fond et G'sell [44]. (b) Modes de déformation de la phase amorphe [72].

FIGURE 1.6 – Déformation des lamelles cristallines et de la phase amorphe.

Nous y observons une fragmentation des cristaux ainsi qu'un basculement global des cristaux dans la direction de traction ;

- au niveau de l'équateur, nous observons une forte déformation de la phase amorphe interlamellaire, des glissements transverses dans la phase cristalline sont aussi possibles ;
- aux zones intermédiaires entre les pôles et l'équateur, nous observons des mécanismes de cisaillement de la phase amorphe interlamellaire et des glissements lamellaires dans la direction du chargement.

Les travaux de Ferreiro *et al.* [41] illustrent ces mécanismes de déformation des sphérolites pour le PA 6 en étudiant des films soumis à une contrainte de traction uni-axiale. D'après les travaux de Castagnet *et al.* [25], Kuksenko et Tamuz [61], Galeski *et al.* [47] et Pawlak et Galeski [93], nous pouvons associer la déformation de la phase amorphe interlamellaire avec un comportement viscoélastique. La déformation de la phase cristalline (glissements cristallins) et/ou l'apparition de phénomènes de cavitation dans la phase amorphe est associée au comportement viscoplastique. Lors de grandes déformations, la viscoplasticité est aussi associée à des phénomènes de fibrillation (striction locale du matériau à l'échelle macroscopique).

### Scénario d'endommagement en traction monotone

Les travaux de Regrain [98] sur du PA 6, montrent que des porosités ou hétérogénéités initiales existent dans le matériau à l'état vierge, et sont de l'ordre de 1.5% en volume. L'auteur conclut à la croissance des micro-vides par un mécanisme de cavitation inter sphérolitique initiateur de craquelures se propageant et menant à la rupture finale (cf. Fig.1.7b). L'évolution de l'endommagement peut alors être décrite en trois étapes :

- les défauts présents à l'état initial (cf. Fig.1.7b-1) croissent, ce qui entraîne une diminution de la densité de matière à la frontière des sphérolites (cf. Fig.1.7b-2 et Fig.1.7b-3) ;

### 1.3. Orientation des fibres lors de l'injection et notion de tenseurs d'orientation

- lorsque la croissance des micro-vides est assez importante, des fibrilles très étirées apparaissent aussi (cf. Fig.1.7b-4) ;
- les zones ductiles se rencontrent et la rupture finale s'initie (cf. Fig.1.7b-5).

Ces résultats sont principalement basés sur des mesures par micro-tomographie aux rayons X et des observations au MEB. Avec ces outils, la mesure des porosités s'avère difficile à cause de leur petite taille (de l'ordre du micron).

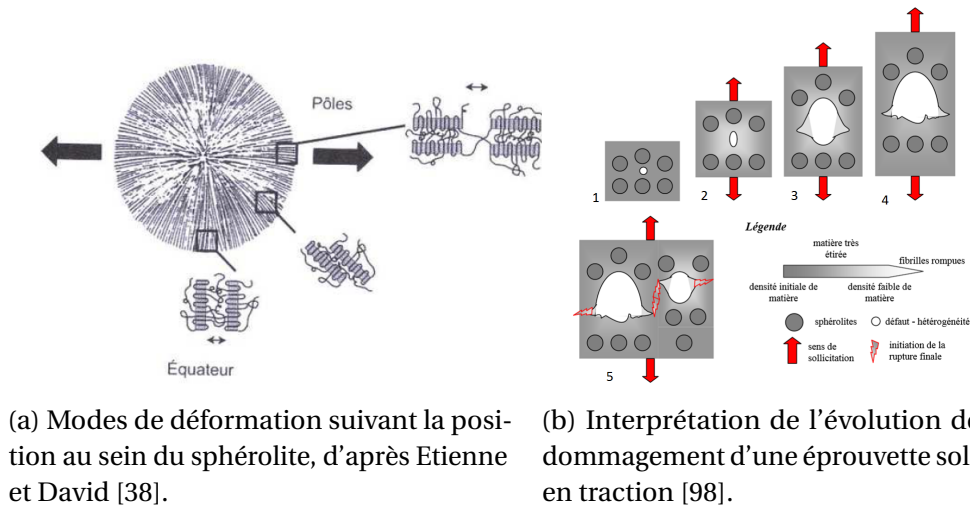


FIGURE 1.7 – Modes de déformation au sein du sphérolite et évolution de l'endommagement lors d'un essai de traction.

## 1.3 Orientation des fibres lors de l'injection et notion de tenseurs d'orientation

Le moulage par injection induit un certain nombre de problématiques concernant la qualité géométrique, les propriétés mécaniques et même les caractéristiques esthétiques de la pièce obtenue. En effet, la plastification, le remplissage et le compactage impliquent des phénomènes rhéologiques, mécaniques et physiques qui ne sont pas toujours bien maîtrisés. Une bonne description de ces problématiques peut être trouvée dans l'*injection molding handbook* [100] et dans les travaux de Megally [84]. L'analyse de chaque problématique est en dehors du cadre de ces travaux de thèse, mais il faut intégrer le fait que la cinématique locale de l'écoulement de matière a une importante influence sur la distribution d'orientation des fibres dans la pièce finale. Cette distribution d'orientation a elle même une influence forte sur les propriétés mécaniques locales.

### 1.3.1 Mécanismes d'orientation des fibres en injection

Dans les travaux de Redjeb [97], une bonne description des mécanismes d'orientation mis en jeu lors de l'injection de thermoplastiques renforcés de fibres de verre courtes est présentée. Dans le cas de structures minces (cas usuel pour les applications qui nous concernent), les

fibres s'organisent selon une structure appelée « peau-cœur-peau ». La figure 1.8 illustre les mécanismes et montre l'orientation des fibres dans un disque injecté par le centre, où nous pouvons observer plusieurs couches distinctes, avec une symétrie par rapport au plan médian du disque :

- une fine couche de peau (A), près des parois, dans laquelle les fibres semblent orientées de manière isotrope ;
- deux couches de peau (B) où les contraintes de cisaillement sont importantes et donc, les fibres sont orientées selon la direction de l'écoulement ;
- une couche de cœur (D) caractérisée par des contraintes d'élongation prépondérantes : les fibres sont orientées perpendiculairement au sens de l'écoulement ;
- enfin, les deux dernières couches (C), dans lesquelles l'orientation des fibres est aléatoire, sont des couches de transition entre les états d'orientation (B) et (D).

D'après les travaux de Klimkeit [59], si nous supposons que le moule est un conduit à section constante, nous observons un gradient de vitesse latéral ainsi qu'un gradient de vitesse vertical. L'écoulement s'organise selon un champ de vitesse quasi-parabolique (cf. Fig. 1.9a) ce qui implique que les fibres positionnées aux endroits de fort gradient (Fibre I) pivotent dans la direction de l'écoulement. Seules les fibres au centre du conduit (Fibre II) conservent leur orientation (souvent perpendiculaire au sens de l'écoulement). Si nous ne prenons pas en compte les fines couches de peau et les couches de transition présentées dans la figure 1.8, lesquelles ont une épaisseur négligeable devant les autres couches, la structure d'orientation peut alors être divisée en 2 couches de peau et 1 couche de cœur (cf. Fig. 1.9b).

Les thermoplastiques renforcés de fibres de verre courtes présentent donc différentes échelles d'observation : l'échelle « fibre/matrice », où il faut analyser les interactions entre les fibres de verre et la matrice thermoplastique ; l'échelle du « pli », où nous pouvons analyser le matériau comme un empilement de couches ayant chacune un comportement homogène (peau-cœur-peau) et l'échelle « homogénéisée », où le comportement du matériau est homogénéisé sur l'épaisseur.

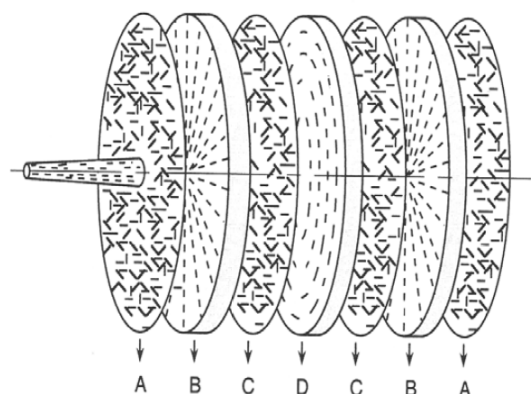


FIGURE 1.8 – Orientation des fibres dans un disque injecté par le centre, tiré de [9].

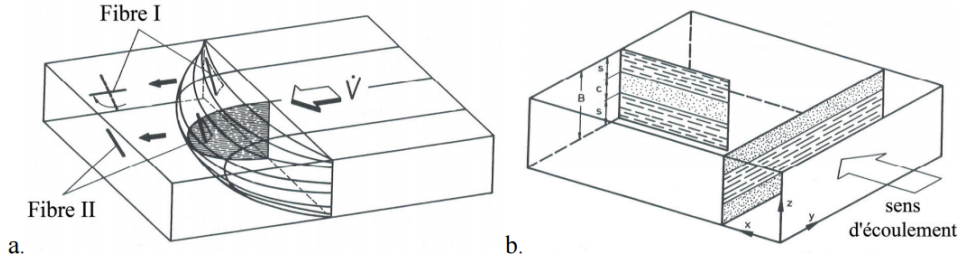


FIGURE 1.9 – Champ de vitesse quasi-parabolique et structure peau-cœur-peau dans un conduit à section constante, d'après Klimkeit [59].

### 1.3.2 Description de l'orientation des fibres à l'aide de tenseurs d'orientation

Dans cette partie, l'objectif est de décrire l'orientation des fibres dans le matériau composite à l'aide d'outils mathématiques. Ici, le terme de microstructure désignera uniquement la distribution d'orientation des fibres, puisque les éventuelles hétérogénéités de la matrice thermoplastique (gradients de cristallinité, structure sphérolitique) semblent négligeables devant le fort contraste de propriétés mécaniques entre le polyamide 66 et les fibres de verre. De même, la fraction volumique de fibres sera considérée comme homogène dans la structure.

#### Représentation vectorielle de l'orientation d'une fibre

En considérant un repère global de directions principales  $(e_1, e_2, e_3)$ , l'orientation d'une fibre peut être caractérisée à l'aide de deux angles  $(\theta, \varphi)$ , comme illustré sur la figure 1.10a, qui permettent de définir un vecteur unitaire d'orientation  $\underline{p}$  comme suit :

$$\underline{p} = (p_1, p_2, p_3)^T = (\sin\theta \cos\varphi, \sin\theta \sin\varphi, \cos\theta)^T.$$

Dans les pièces injectées, en raison du grand nombre de fibres, il faut utiliser la notion de distribution d'orientation des fibres  $\psi$ , qui permet d'analyser la probabilité de trouver une fibre dans un angle solide  $\omega$  donné [1]. Ainsi, la probabilité  $P$  de trouver une fibre entre les angles  $(\theta$  et  $\theta + d\theta)$  et  $(\varphi$  et  $\varphi + d\varphi)$  est donnée par :

$$P = \int_{\theta}^{\theta+d\theta} \int_{\varphi}^{\varphi+d\varphi} \psi(\theta, \varphi) \sin\theta d\theta d\varphi. \quad (1.1)$$

Cette fonction de distribution doit respecter deux conditions :

- puisque le vecteur  $\underline{p}$  ne différencie pas les deux extrémités de la fibre,  $\psi$  doit être inchangée pour la transformation  $\underline{p} \rightarrow -\underline{p}$ , c'est-à-dire :

$$\psi(\theta, \varphi) = \psi(\pi - \theta, \varphi + \pi) \quad (1.2)$$

$$\psi(\underline{p}) = \psi(-\underline{p}); \quad (1.3)$$

- comme l'ensemble des orientations possibles est contenu dans une sphère de rayon unitaire, l'évaluation de la probabilité sur la sphère unité doit être égale à 1, alors :

$$\int_0^{2\pi} \int_0^\pi \psi(\theta, \varphi) \sin\theta d\theta d\varphi = 1 \quad (1.4)$$

$$\int_{\Omega} \psi(\underline{p}) d\omega = 1 \quad (1.5)$$

où  $\Omega$  désigne la sphère unité.

### Modèle d'évolution de l'orientation lors de l'injection

Dans les travaux de Folgar et Tucker III [43], un modèle pour prédire l'orientation des fibres lors du procédé d'injection est proposé. Le modèle décrit le mouvement d'une fibre dans un fluide newtonien soumise aux interactions avec une population de fibres de distribution d'orientation locale  $\psi$ , de façon que :

$$\frac{d\underline{p}}{dt} = -\frac{1}{2}\underline{\omega} \cdot \underline{p} + \frac{1}{2}\lambda \left( \underline{\dot{\gamma}} \cdot \underline{p} - \underline{\dot{\gamma}} : (\underline{p} \otimes \underline{p} \otimes \underline{p}) \right) - \frac{C_I \dot{\gamma}}{\psi} \frac{\partial \psi}{\partial \underline{p}} \quad (1.6)$$

où  $\underline{\omega}$  et  $\underline{\dot{\gamma}}$  sont respectivement la vorticité et le taux de déformation du fluide. Cette équation fait intervenir le coefficient  $\lambda = \frac{r^2-1}{r^2+1}$  qui dépend directement du rapport d'aspect des fibres  $r$ , et  $C_I$  qui mesure de façon phénoménologique l'intensité des interactions entre les fibres.  $\dot{\gamma}$  est la norme quadratique de  $\underline{\dot{\gamma}}$ .

D'après Advani et Tucker III [1], l'équation 1.6 peut être modifiée de façon à utiliser la distribution d'orientation des fibres  $\psi$  à la place du vecteur unitaire d'orientation  $\underline{p}$ . Le calcul de  $\psi$  fournit une connaissance complète et précise de l'état d'orientation des fibres. Cependant, la résolution de cette équation exige des ressources informatiques très importantes en terme de calcul et de stockage. C'est pourquoi dans le cadre industriel  $\psi$  n'est pas utilisable directement. Il faut chercher des outils de description plus compacts permettant de connaître l'orientation des fibres dans un milieu, ce sont les tenseurs d'orientation.

### Notion de tenseurs d'orientation

Afin de décrire la microstructure des thermoplastiques renforcés de fibres de verre courtes, il faut introduire la notion de tenseurs d'orientation. Hand [51], dans ses travaux sur la structure microscopique d'un fluide chargé, introduit un tenseur d'ordre 2, noté  $\underline{a}^\psi$  défini comme la moyenne spatiale du double produit tensoriel de  $\underline{p}$ , c'est-à-dire :

$$\underline{a}^\psi = \int_{\Omega} p_i p_j \psi(\underline{p}) d\omega \quad \underline{e}_i \otimes \underline{e}_j \quad i, j \in [1, 3] \quad (1.7)$$

### 1.3. Orientation des fibres lors de l'injection et notion de tenseurs d'orientation

ou de manière équivalente :

$$\underline{\underline{a}}^\psi = \int_0^{2\pi} \int_0^\pi \begin{pmatrix} \sin^2 \theta \cos^2 \varphi & \sin^2 \theta \sin \varphi \cos \varphi & \sin \theta \cos \theta \cos \varphi \\ \sin^2 \theta \sin \varphi \cos \varphi & \sin^2 \theta \sin^2 \varphi & \sin \theta \cos \theta \sin \varphi \\ \sin \theta \cos \theta \cos \varphi & \sin \theta \cos \theta \sin \varphi & \cos^2 \theta \end{pmatrix} \psi(\theta, \varphi) \sin \theta d\theta d\varphi. \quad (1.8)$$

Par définition,  $\underline{\underline{a}}^\psi$  est un tenseur symétrique ayant une trace  $Tr(\underline{\underline{a}}^\psi) = 1$ , donc seulement 5 des 9 composantes de celui-ci sont indépendantes.

Dans la base orthonormée considérée  $(\underline{e}_1, \underline{e}_2, \underline{e}_3)$ , les composantes  $a_{11}^\psi, a_{22}^\psi$  et  $a_{33}^\psi$  quantifient respectivement le degré d'alignement des fibres suivant les axes 1, 2 et 3. Donc, si  $a_{11}^\psi = 1$  signifie que toutes les fibres sont alignées par rapport à la direction  $\underline{e}_1$ . Par contre, si  $a_{11}^\psi = 0$  toutes les fibres sont orientées de façon perpendiculaire à la direction  $\underline{e}_1$ , c'est-à-dire que celles-ci appartiennent au plan  $(\underline{e}_2, \underline{e}_3)$ . Les composantes non diagonales de  $\underline{\underline{a}}^\psi$ , quantifient le degré de dissymétrie de la distribution d'orientation par rapport aux directions principales du repère considéré. Sur la figure 1.11, quelques exemples de tenseurs d'orientation d'ordre 2 sont montrés pour de cas d'orientation planaires ( $\theta = \frac{\pi}{2}$  pour toutes les fibres considérées). Sur ces exemples la signification des composantes est mise en évidence.

Il faut remarquer que les équations 1.7 et 1.8 sont définies par rapport à un nombre non déterminé de fibres (notion donnée par la distribution d'orientation). Si nous considérons une seule fibre  $k$ , d'orientation  $(\theta^k, \varphi^k)$ , le tenseur d'orientation  $\underline{\underline{a}}^k$  s'écrit alors :

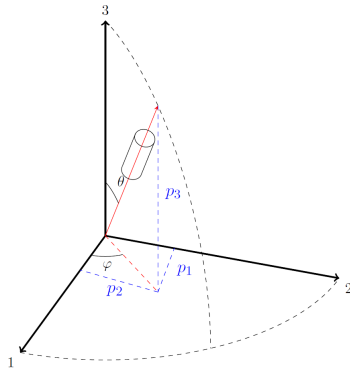
$$\underline{\underline{a}}^k = \begin{pmatrix} \sin^2 \theta^k \cos^2 \varphi^k & \sin^2 \theta^k \sin \varphi^k \cos \varphi^k & \sin \theta^k \cos \theta^k \cos \varphi^k \\ \sin^2 \theta^k \sin \varphi^k \cos \varphi^k & \sin^2 \theta^k \sin^2 \varphi^k & \sin \theta^k \cos \theta^k \sin \varphi^k \\ \sin \theta^k \cos \theta^k \cos \varphi^k & \sin \theta^k \cos \theta^k \sin \varphi^k & \cos^2 \theta^k \end{pmatrix}. \quad (1.9)$$

Donc, si nous considérons un ensemble de fibres  $n$  d'orientation connue, dans un volume  $V$ , le tenseur d'orientation total sur le volume considéré  $\underline{\underline{a}}^V$  est obtenu en faisant la moyenne des tenseurs d'orientation de chaque fibre, c'est-à-dire :

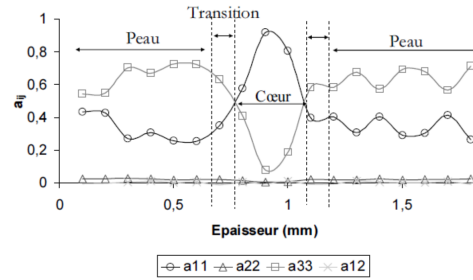
$$\underline{\underline{a}}^V = \frac{1}{n} \sum_{k=1}^n \underline{\underline{a}}^k. \quad (1.10)$$

Le tenseur d'orientation d'ordre 2 peut être mesuré à l'aide de plusieurs méthodes [84], par exemple : analyse optique d'images, microscopie confocale, microtomographie, etc. Sur la figure 1.10b, l'évolution des composantes du tenseur d'orientation d'ordre 2 dans l'épaisseur d'une plaque injectée est montrée, mesurée à partir d'une analyse optique. La méthode consiste à observer la surface d'un échantillon, qui est au préalable poli, où nous pouvons estimer l'orientation de chaque fibre à partir de l'ellipse formée par l'intersection du plan de coupe et de la fibre. Donc, avec l'équation 1.10, il est possible d'obtenir le tenseur d'orientation total sur la surface considérée. Si nous supposons que l'orientation est homogène suivant la largeur et la longueur de la plaque (ce qui est parfois le cas pour les plaques injectées), la mesure surfacique dans l'épaisseur représente une mesure volumique. L'évolution du tenseur dans l'épaisseur de la plaque met en évidence la structure peau-cœur-peau.





(a) Définition du vecteur d'orientation d'une fibre dans le repère global.



(b) Tracé du tenseur  $\underline{a}^V$  obtenu après mesure optique et reconstruction numérique d'un échantillon de PPGF30 prélevé dans une plaque de 1.8mm d'épaisseur [84].

FIGURE 1.10 – Orientation d'une fibre et tracé du tenseur  $\underline{a}^V$  dans une plaque.

L'utilisation du tenseur d'orientation d'ordre 2 comme outil de description entraîne une perte d'information par rapport à la distribution d'orientation des fibres. C'est-à-dire que si nous connaissons le tenseur d'orientation d'ordre 2, en général, nous ne pouvons pas reconstruire la distribution d'orientation de fibres de façon exacte [1]. Ce problème est mis en évidence par le fait qu'il est possible d'avoir le même tenseur d'orientation d'ordre 2 pour des états d'orientation des fibres différents. Sur la figure 1.12, un cas d'orientation planaire où le tenseur d'orientation d'ordre 2 reste inchangé par rapport à une orientation isotrope est montré. Dans cet exemple 50% des fibres sont alignées par rapport à l'axe 1 et 50% restant est aligné par rapport à l'axe 2. Évidemment, dans ce cas particulier, le tenseur d'orientation d'ordre 2 est indépendant de la rotation dans le plan.

Dans le but d'améliorer la description de l'orientation des fibres en restant compact, il faut utiliser des tenseurs d'orientation des fibres d'ordre supérieur. Des travaux, comme par exemple celui de Altan *et al.* [3], utilisent le tenseur d'orientation d'ordre 4, défini par :

$$\mathbb{A}^\psi = \int_{\Omega} p_i p_j p_k p_l \psi(\underline{p}) d\omega \underline{e}_i \otimes \underline{e}_j \otimes \underline{e}_k \otimes \underline{e}_l \quad i, j, k, l \in [1, 3]. \quad (1.11)$$

Ce tenseur est aussi symétrique et unitaire. 14 de ses 81 composantes sont indépendantes. Advani *et al.* [1] [2], ont reconstruit des distributions d'orientation de fibres à partir des tenseurs d'ordre 2 et de tenseurs d'ordre 2 et 4, ils ont remarqué que, pour une population de fibres fortement orientée, la description de l'orientation est moins performante dans le cas de l'utilisation du tenseur d'ordre 2 uniquement.

### Modèle d'évolution de l'orientation à l'aide de tenseurs d'orientation

Le modèle proposé par Folgar et Tucker III (cf. Equation 1.6), peut être modifié de façon à calculer l'évolution temporelle de tenseurs d'orientation au lieu de la distribution d'orientation des fibres,

### 1.3. Orientation des fibres lors de l'injection et notion de tenseurs d'orientation

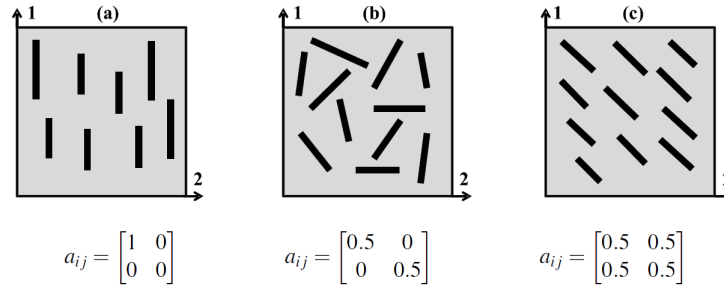


FIGURE 1.11 – Exemples du tenseur d'orientation d'ordre 2 (orientations planaires), tiré d'Arif [7]. Exemple a-orientation parfaitement alignée avec l'axe 1, exemple b-orientation isotrope et exemple c-orientation parfaitement alignée à 45° de l'axe 1.

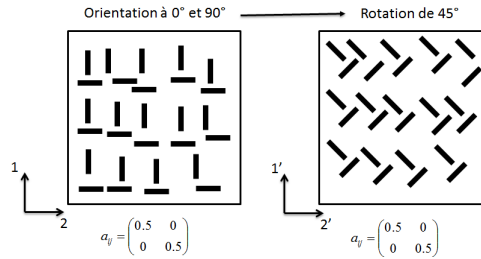


FIGURE 1.12 – Exemple d'orientations planaires ayant le même tenseur d'orientation d'ordre 2 par rapport à un cas d'orientation isotrope.

la nouvelle equation s'écrit :

$$\frac{d\underline{\underline{a}}^\psi}{dt} = \underbrace{-\frac{1}{2}(\underline{\underline{\omega}} \cdot \underline{\underline{a}}^\psi - \underline{\underline{a}}^\psi \cdot \underline{\underline{\omega}})}_1 + \underbrace{\frac{1}{2}\lambda(\underline{\underline{\dot{\gamma}}} \cdot \underline{\underline{a}}^\psi + \underline{\underline{a}}^\psi \cdot \underline{\underline{\dot{\gamma}}} - 2\mathbb{A}^\psi : \underline{\underline{\dot{\gamma}}})}_2 + \underbrace{2C_I \dot{\gamma}(\underline{\underline{1}} - 3\underline{\underline{a}}^\psi)}_3 \quad (1.12)$$

où le terme 1 est associé avec l'écoulement élongationnel, le terme 2 avec le cisaillement et le terme 3 caractérise l'interaction entre les fibres.

La plupart de codes de simulation d'injection utilisent l'équation 1.12 (en fonction de tenseurs d'orientation) pour calculer l'évolution de l'orientation des fibres lors du remplissage, car la vitesse de calcul est beaucoup plus rapide par rapport à l'équation 1.6 (en fonction de la distribution d'orientation des fibres) [27].

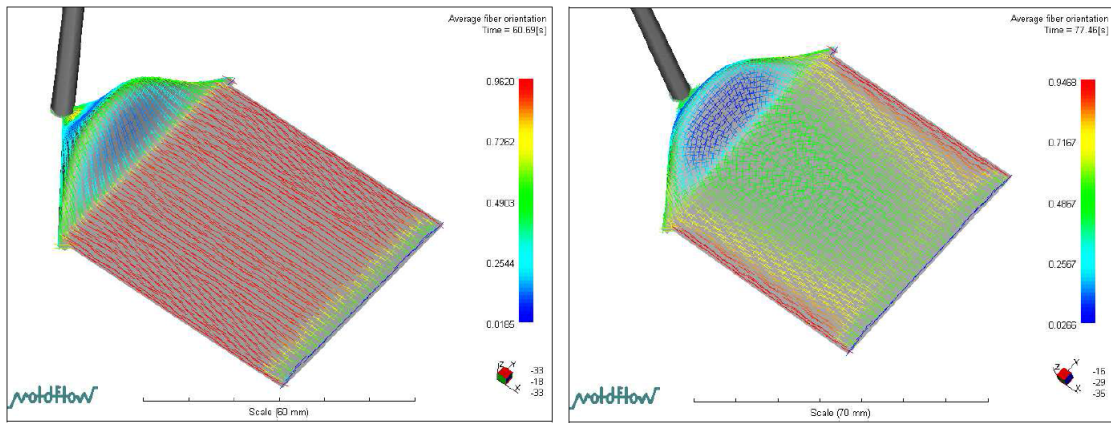
Dans l'équation 1.12 apparait le tenseur d'orientation d'ordre 4 ( $\mathbb{A}^\psi$ ), qui ne pourrait être calculé qu'à partir de sa propre equation d'évolution, laquelle ferait alors intervenir le tenseur d'orientation d'ordre 6 et ainsi de suite. Pour ne pas avoir cette dépendance il faut « fermer » le problème au sens mathématique, c'est-à-dire qu'il faut une deuxième relation où nous pouvons estimer  $\mathbb{A}^\psi$  à partir de  $\underline{\underline{a}}^\psi$ . Cette relation est appelée équation de fermeture. La qualité de l'estimation de  $\mathbb{A}^\psi$  joue un rôle très important dans la prédiction de l'orientation des fibres. C'est pourquoi plusieurs types d'équation de fermeture ont été proposées dans la littérature, où les auteurs s'intéressent à illustrer la qualité de l'estimation pour un certain nombre d'écoulements dans le but de cibler les cas d'écoulement adaptés à chaque équation de fermeture. Le choix de l'équation de fermeture dépend aussi du coefficient d'interaction ( $C_I$ ), lequel est très difficile à

identifier puisqu'il dépend de la nature du matériau, du type d'écoulement, de la concentration en particules, du rapport de forme et de l'état d'orientation. Donc, il est très difficile de choisir, a priori, une équation de fermeture pour un thermoplastique renforcé et une géométrie donnée. Dans les travaux de Redjeb [97], 5 types d'équation de fermeture sont présentées : linéaire [51], quadratique [54], Hybride [2], naturelle 2D [108] et orthotrope [27]. Dans les travaux de Verleye [108], une comparaison des prédictions en utilisant différentes équations de fermeture est montrée pour des écoulements simples. Le choix de la meilleure équation de fermeture suivant les conditions du problème est hors du cadre de cette thèse.

Sur la figure 1.13, un exemple de la littérature sur les comparaisons entre les mesures et les prédictions de l'orientation des fibres pour une géométrie simple est montré. Pour les prédictions, le logiciel de simulation rhéologique MoldFlow<sup>®</sup> est utilisé. Celui-ci utilise le modèle de Folgar et Tucker III (cf. Equation 1.12) en y ajoutant une modification liée au contrôle de la distribution d'orientation à travers l'épaisseur via un paramètre supplémentaire, noté  $D_Z$ . Ce paramètre permet de limiter les surestimations de l'orientation engendrées par le coefficient associé à l'intensité d'interaction entre les fibres  $C_I$  (dont la valeur exacte est souvent inconnue) notamment proche des parois du moule. Le logiciel permet donc d'ajuster les paramètres  $C_I$  et  $D_Z$  soit par leur calcul automatique à l'aide d'algorithmes internes du logiciel (cas présenté), soit par définition manuelle de l'utilisateur. Nous pouvons observer des écarts supérieurs à 30% entre les mesures et les prédictions. Dray [34] montre que les prédictions peuvent être fortement améliorées en jouant sur les paramètres  $C_I$  et  $D_Z$ , mais qu'à partir de l'ajustement sur une des plaques, il n'est pas possible de connaître l'évolution de ces paramètres même pour d'autres cas d'épaisseur de plaque. Les méthodes de calcul des paramètres  $C_I$  et  $D_Z$  utilisées par MoldFlow<sup>®</sup> sont encore en développement, car l'orientation des fibres est un paramètre très important vis-à-vis du comportement thermo-mécanique de ce type de matériaux. En effet, des erreurs dans son calcul limitent fortement les capacités des modèles mécaniques pour prédire le comportement de façon réaliste. Dans le cadre de cette thèse, le logiciel MoldFlow<sup>®</sup> sera utilisé, le choix des paramètres  $C_I$  et  $D_Z$  sera optimisé et ceux-ci seront considérés constants pour les cas présentés. Par rapport à l'équation de fermeture, MoldFlow<sup>®</sup> utilise la formulation orthotrope, en améliorant les prédictions avec des bases d'interpolation qui sont gardées confidentielles.

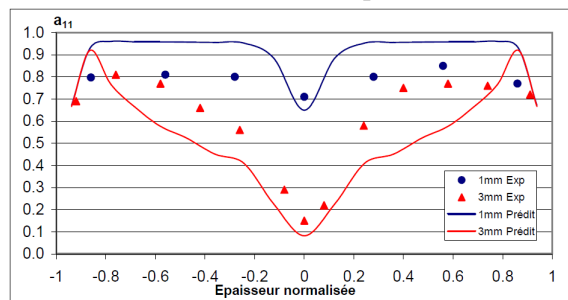
## 1.4 Comportement et modélisation

Dans cette section, le comportement mécanique des thermoplastiques renforcés de fibres de verre courtes sera présenté. Tout d'abord, les changements des modes de déformation et du scénario d'endommagement liés à l'ajout des renforts à la matrice thermoplastique seront illustrés. Ensuite, la réponse mécanique sera décrite à l'aide d'une base expérimentale suffisamment riche permettant d'illustrer les différents comportements mécaniques (viscoélasticité, plasticité, etc.) à l'échelle macroscopique. Puis, l'influence de l'orientation et de l'environnement thermo-hygrométrique sera mise en évidence. Finalement, quelques exemples de la modélisation du comportement cyclique en considérant des approches phénoménologiques et micromécaniques seront présentés.



(a) Prédications pour une plaque de 1mm d'épaisseur.

(b) Prédications pour une plaque de 3mm d'épaisseur.



(c) Comparaisons entre les mesures et les prédictions pour les deux plaques (évolution dans l'épaisseur au centre des plaques).

FIGURE 1.13 – Comparaison entre les valeurs de  $a_{11}^{\psi}$  mesurées et prédites (logiciel MoldFlow®) pour deux plaques d'épaisseur différentes (matériau PA66GF30), d'après Dray [34].

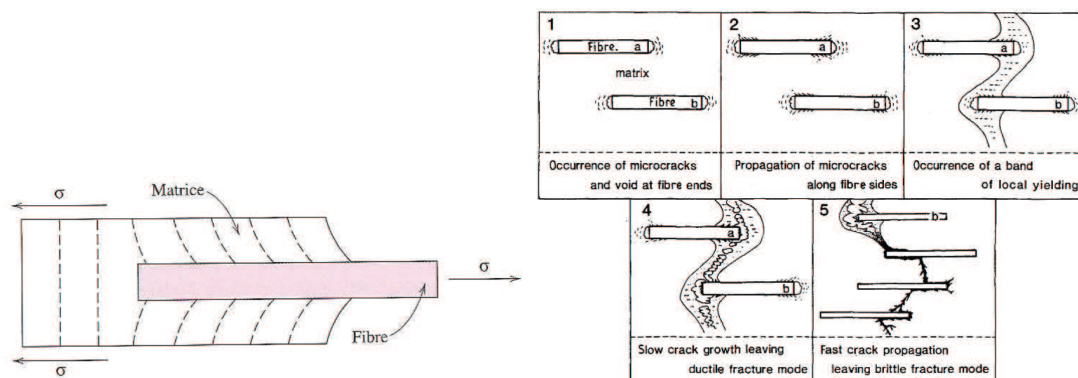
### 1.4.1 Comportement et ruine à l'échelle des fibres

Pour un chargement macroscopique donné, les efforts sont transférés de la matrice thermoplastique aux fibres de verre comme schématisé sur la figure 1.14a pour un cas de traction simple. Le transfert du chargement dépend principalement de deux paramètres : la surface de contact entre la fibre et la matrice (imposée par les dimensions des fibres) et la qualité de l'adhésion entre les deux matériaux. Les travaux de Curtis *et al.* [29] et d'Eriksson *et al.* [36] montrent que pour un rapport d'aspect des fibres ( $r$ ) plus important, le pourcentage de l'effort transféré aux fibres augmente. Ceci entraîne une augmentation de la rigidité globale du matériau, laquelle est maximale lorsque les fibres sont alignées avec la direction de sollicitation. La qualité de l'adhésion dépend de certaines propriétés de la matrice thermoplastique et de traitements chimiques spécifiques faits aux fibres [45]. Il faut remarquer qu'à cause des accidents géométriques en bout des fibres, une mauvaise adhésion locale peut y avoir lieu [104]. C'est pourquoi des porosités en bout des fibres sont possibles à l'état initial, et que celles-ci sont les sites privilégiés pour l'amorçage de fissures.

Le scénario d'endommagement à l'échelle des fibres a été décrit dans les travaux de Sato *et al.* [103] [102] [101], lesquels sont basés sur des essais *in situ* au MEB. Le scénario proposé (lors d'un

essai de traction monotone) peut être divisé en cinq étapes (cf. Fig. 1.14b) :

- dû à la concentration de contraintes et à la mauvaise adhésion locale, des fissures apparaissent en bout des fibres ;
- celles-ci se propagent au niveau de la matrice à l'interface ;
- au fur et à mesure que les fissures se propagent, une déformation plastique locale apparaît au niveau de la matrice (en forme de bandes) ;
- les fissures et les zones déformées plastiquement coalescent avec une propagation stable (rupture ductile) ;
- lorsque les fissures atteignent leur taille critique, la rupture catastrophique du matériau a lieu (rupture fragile).



(a) Schéma de la déformation de la matrice autour d'une fibre soumise à une contrainte de traction [21].

(b) Mécanismes de rupture d'un thermoplastique renforcé en 5 étapes (PA66GF30) [103].

FIGURE 1.14 – Déformation de la matrice autour d'une fibre et mécanismes de rupture d'un thermoplastique renforcé.

## 1.4.2 Caractérisation du comportement cyclique

Des auteurs comme Castagnet [24] et Rémond [99] ont mis en évidence que l'étude du comportement des thermoplastiques semi-cristallins (renforcés ou non) doit faire intervenir des histoires de chargement complexes de façon à bien comprendre l'influence des mécanismes de déformation mis en jeu. Nous décrivons le comportement des thermoplastiques renforcés de fibres de verre courtes d'après les travaux de Launay *et al.* [64], où nous pouvons trouver une base expérimentale riche qui rend possible une description détaillée du comportement d'un PA66GF35.

### Effets de vitesse

Sur la figure 1.15, des essais de traction-rupture à différentes vitesses de sollicitation sont présentés pour deux conditionnements (voir sous-section 1.4.4). La gamme de vitesses considérée est représentative de celle trouvée dans les applications automobiles. Nous pouvons y remarquer

que la raideur initiale du matériau est très sensible à la vitesse de sollicitation, ce qui est caractéristique d'un comportement viscoélastique. Le temps caractéristique viscoélastique observé ici est de l'ordre de la seconde. Nous pouvons aussi apprécier la non linéarité de la réponse mécanique.

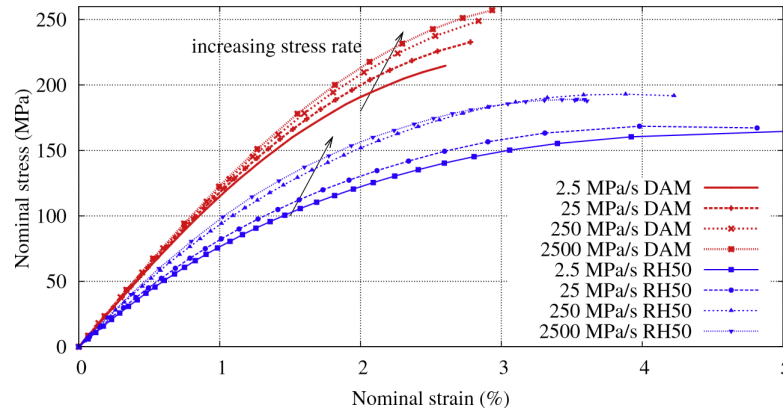


FIGURE 1.15 – Courbes de traction-rupture à différentes vitesses de sollicitation d'un PA66GF35 DAM (*Dry As Moulded*) et RH50 [64].

### Fluage-recouvrance

Sur la figure 1.16 est montré le schéma d'un essai de fluage-recouvrance cyclique (FRC) piloté en contrainte et les courbes contrainte-déformation issues d'un tel essai, en parallèle d'une courbe de traction monotone. Nous pouvons remarquer que pour de faibles niveaux de contrainte, la déformation est entièrement recouvrée, réponse qui est caractéristique d'un comportement viscoélastique. Par contre, le temps caractéristique constaté dans cet essai est bien supérieur à celui associé à la vitesse de sollicitation. Nous pouvons donc séparer la viscoélasticité du matériau en deux parties, la première, appelée court-terme, est associée à la sensibilité de la raideur à la vitesse de sollicitation. La deuxième, appelée long-terme, est associée au fluage pour de faibles niveaux de contrainte. Cette dernière a un temps caractéristique de l'ordre de la centaine de secondes. Pour des contraintes plus importantes, une déformation résiduelle de plus en plus importante est constatée en fin du palier de recouvrement. Pour connaître le mécanisme à l'origine de cette déformation, il faut faire des essais où nous pouvons justifier si celle-ci provient de mécanismes recouvrables (visqueux) ou non (plastiques ou visqueux à très long terme). En se basant sur des courbes de traction-relaxation-recouvrance (TRR), l'auteur associe cette déformation à des mécanismes plastiques.

### Boucle d'hystérèse

Des essais de traction répétée par paliers croissants sont considérés ici. Chacun des paliers est composé de trois cycles charge-décharge et d'une pause d'une minute avant de passer au palier suivant. Deux vitesses de sollicitation sont imposées :  $2.5\text{MPa/s}$  (cf. Fig 1.17a) et  $250\text{MPa/s}$  (cf. Fig 1.17b). Nous pouvons observer sur ces courbes que pour le même niveau de contrainte maximale, l'aire de la boucle d'hystérèse est plus importante pour une vitesse de chargement de  $2.5\text{MPa/s}$ , ce qui est cohérent avec les modèles viscoélastiques classiques. Nous pouvons aussi

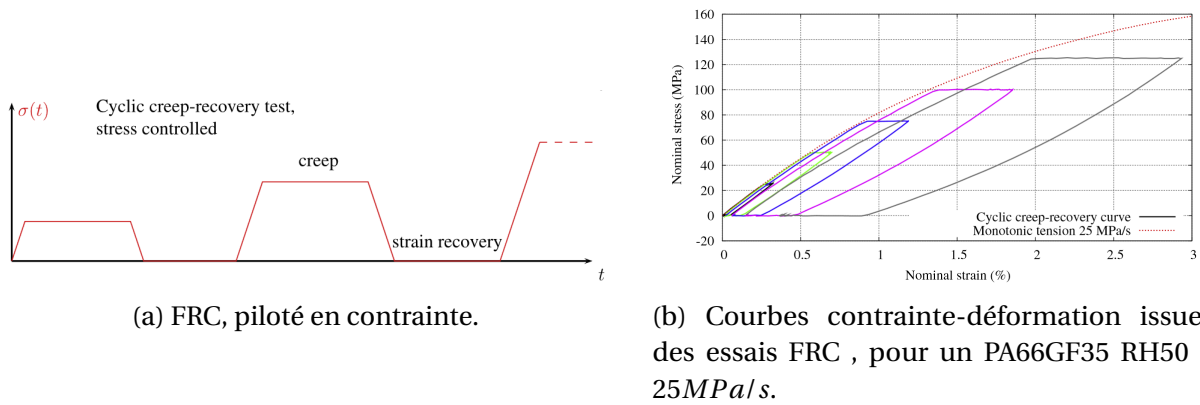


FIGURE 1.16 – Essai de fluage-recouvrance Cyclique (FRC) [64].

observer que la déformation résiduelle diminue avec la vitesse de chargement. C'est pourquoi l'auteur propose de la considérer comme un mécanisme irréversible dépendant du temps, c'est-à-dire un mécanisme viscoplastique. Finalement, nous constatons un adoucissement cyclique du matériau, mis en évidence par la différence du module sécant de la courbe monotone et la pente de la boucle d'hystérèse des essais cycliques, celui-ci est associé à des mécanismes d'endommagement survenus lors des chargements cycliques [91] [72].

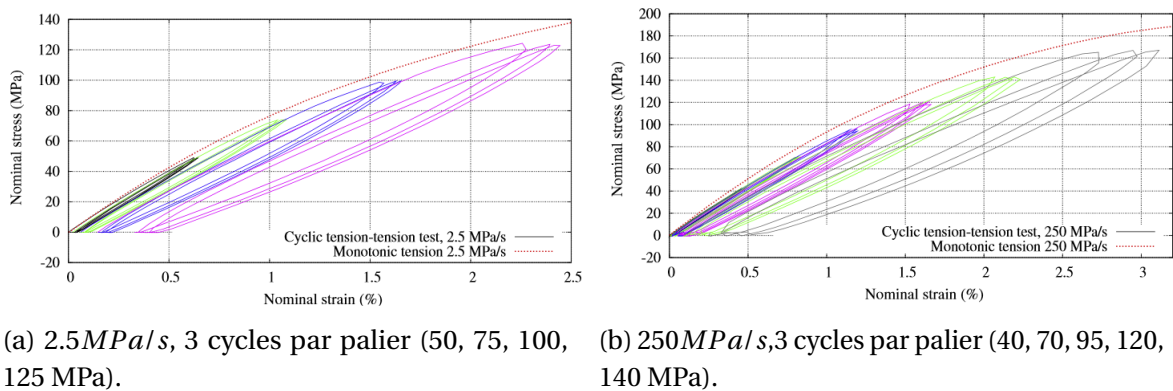


FIGURE 1.17 – Essais de traction répétée par paliers croissants, à différentes vitesses de chargement [64].

Les différents types de comportement observés sont tous sensibles aux conditions environnementales et à l'orientation des fibres. Ces dépendances seront illustrées dans les sous-sections qui suivent.

### 1.4.3 Influence de l'orientation des fibres

L'orientation des fibres affecte bien évidemment la réponse mécanique des thermoplastiques renforcés et nous l'illustrons ici sur des résultats issus des travaux de Jegou [55]. Les propriétés mécaniques sont mesurées lors d'essais de traction monotone sur des éprouvettes ayant une orientation des fibres maîtrisée et le matériau utilisé est un PA66GF50 (matériau utilisé dans le cadre de cette thèse). Les éprouvettes sont usinées à partir d'une plaque injectée, la cartographie de la composante sur la direction principale d'écoulement du tenseur d'orientation des fibres



d'ordre 2 (simulation avec MoldFlow®) en peau est montrée dans la figure 1.18. Nous pouvons observer que les fibres sont mieux orientées aux bords de la plaque qu'au centre. Dans l'épaisseur de la plaque, une structure peau-cœur-peau est visible, où le cœur a une orientation majoritaire des fibres perpendiculaire à la direction principale d'écoulement (comme expliqué dans la partie sur l'influence de l'injection sur l'orientation des fibres), la taille du cœur est ici d'environ  $250\mu\text{m}$  (12.5% de l'épaisseur totale).

Pour maîtriser l'orientation moyenne des fibres des éprouvettes, les éprouvettes sont découpées à des angles différents par rapport à la direction principale d'écoulement. Il faut remarquer que les éprouvettes sont usinées au centre de la plaque, où l'orientation des fibres est moins bien alignée par rapport aux bords, ce choix a été réalisé pour rendre comparables tous les essais mécaniques. Ainsi, l'angle d'usinage considéré fixera une orientation des fibres « réputée » au niveau des peaux.

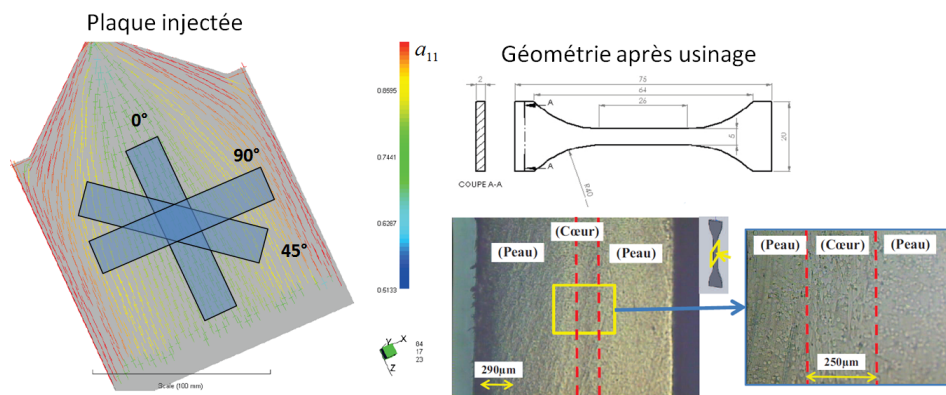


FIGURE 1.18 – Orientation et géométrie des éprouvettes considérées (Matériau PA66GF50), d'après Jegou [55].

Les angles d'usinage considérés dans l'étude de Jegou [55] sont :  $0^\circ$ ,  $15^\circ$ ,  $30^\circ$ ,  $45^\circ$ ,  $60^\circ$  et  $90^\circ$ . Les courbes contrainte nominale-déformation nominale des essais de traction monotone sont présentées sur la figure 1.19a. Nous pouvons y observer que l'éprouvette la plus rigide et résistante est celle à  $0^\circ$  et la moins rigide et résistante est celle à  $45^\circ$ . Il faut remarquer que pour les angles entre  $45^\circ$  et  $90^\circ$ , le cœur est mieux orientée que la peau par rapport à la direction de sollicitation et apporte une contribution non négligeable à la réponse mécanique globale. Ceci explique que les éprouvettes à  $45^\circ$  soient les moins rigides, puisque c'est le pire des cas d'alignement pour l'empilement peau-cœur-peau. Ce fait est mieux illustré sur les figures 1.19b et 1.19c, où le module d'Young décroît régulièrement entre  $0^\circ$  et  $45^\circ$ , puis réaugmente pour des angles supérieurs du fait de l'alignement du cœur. La contrainte à la rupture présente la même tendance. Notons également l'effet majeur de l'épaisseur de la peau vis-à-vis de celle du cœur. En effet les éprouvettes à  $0^\circ$  (peaux alignées) sont bien plus rigides que les éprouvettes à  $90^\circ$  (cœur aligné).

La méthode idéale pour étudier l'effet de l'orientation des fibres serait d'analyser la réponse mécanique pour des éprouvettes ayant une orientation homogène dans l'épaisseur, mais il n'est pas possible d'obtenir un tel état d'orientation à partir du procédé d'injection. Une possibilité pour obtenir un état d'orientation plus homogène serait de modifier les éprouvettes présentes sur la figure 1.18 de façon à tester uniquement la couche de cœur ou une des couches de peau.



Cette problématique sera abordée dans cette thèse.

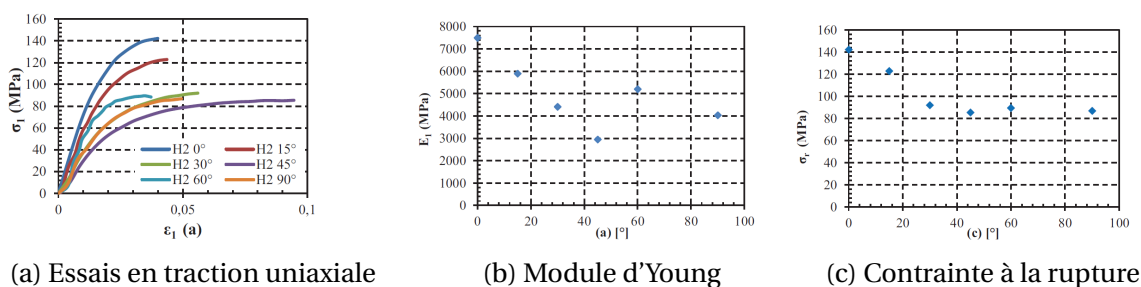


FIGURE 1.19 – Essais de traction monotone ( $15kN.min^{-1}$ ) sur les éprouvettes usinées (RH40) pour différentes orientations « réputées » de fibres [55].

### 1.4.4 Influence de l'environnement thermo-hygrométrique

#### Illustration des effets

Comme évoqué dans la section 1.2.1, les propriétés mécaniques des thermoplastiques semi-cristallins sont sensibles à la température. La figure 1.20a illustre le comportement mécanique d'un PA66 sollicité en traction pour différentes températures. La dépendance de la rigidité et des propriétés plastiques du matériau en fonction de la température est évidente. Dans le but de mieux connaître l'évolution des propriétés mécaniques en fonction de la température, il est possible de caractériser le comportement à l'aide d'un analyseur dynamique mécanique (DMA). Celui-ci permet de mesurer la raideur en fonction de la température et aussi d'estimer la température de transition vitreuse ( $T_g$ ). Jegou [55], dans ses travaux de thèse, a caractérisé le comportement du PA66GF50 DAM (*dry as moulded*) à l'aide d'une DMA (cf. Fig. 1.20b et 1.20c). A partir de ces résultats, il y a plusieurs façons de déterminer la  $T_g$ . L'auteur fait ici l'estimation en se basant sur l'évolution du facteur de perte<sup>1</sup> ( $\tan \delta$ ) en fonction de la température, et la  $T_g$  est la température pour laquelle  $\tan \delta$  est maximum. Dans le cas considéré la  $T_g$  se situe autour de 60°C pour un matériau sec (DAM).

Comme évoqué dans la section 1.2.1 le caractère hydrophile du polyamide 6.6 entraîne une dépendance de la  $T_g$  à la prise en eau du matériau. Les propriétés mécaniques dépendent donc de la température et de la prise en eau. Les travaux d'Arif [7] montrent la dépendance des propriétés mécaniques d'un PA66GF30 en fonction de la prise en eau (cf. Fig.1.21a) pour des essais de flexion. Ces travaux illustrent aussi l'évolution des mécanismes d'endommagement à l'échelle des fibres pour différentes teneurs en humidité (cf. Fig.1.21b), où nous pouvons observer les mécanismes à 95% de la contrainte à la rupture  $\sigma_f$  pour 3 cas de RH (0, 50 et 100). Il faut remarquer que la prise en eau considérée est donnée par rapport à l'état saturé du matériau pour une certaine humidité relative ambiante. Par exemple, **une teneur en humidité de RH50 représente l'état saturé du matériau pour une humidité relative ambiante de 50%**. Les éprouvettes sont conditionnées dans des enceintes hygrothermiques à une certaine température, où les éprouvettes absorbent de l'eau par diffusion. Une méthode de mesure de la teneur en humidité sera montrée par la suite.

<sup>1</sup>Défini comme la tangente du déphasage entre la contrainte et la déformation lors d'un chargement cyclique.

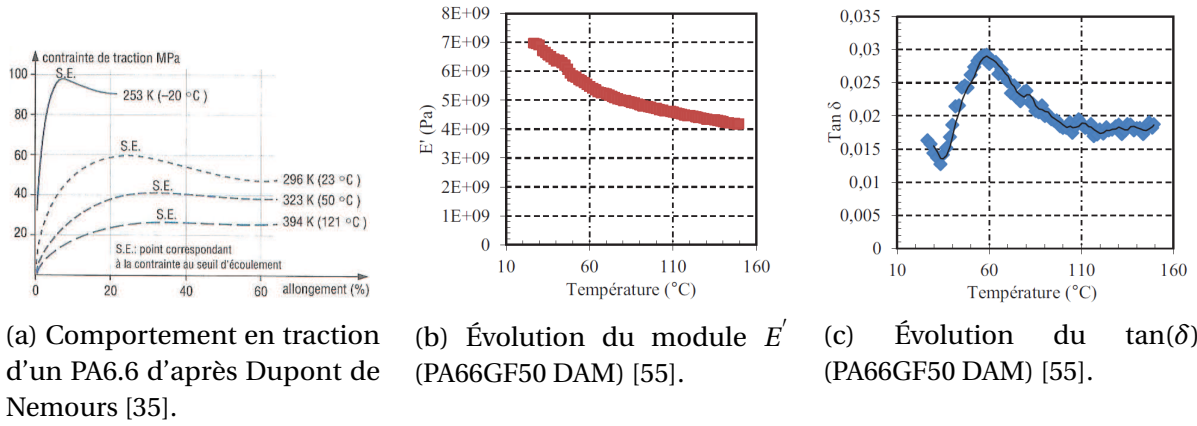


FIGURE 1.20 – Influence de la température sur le comportement.

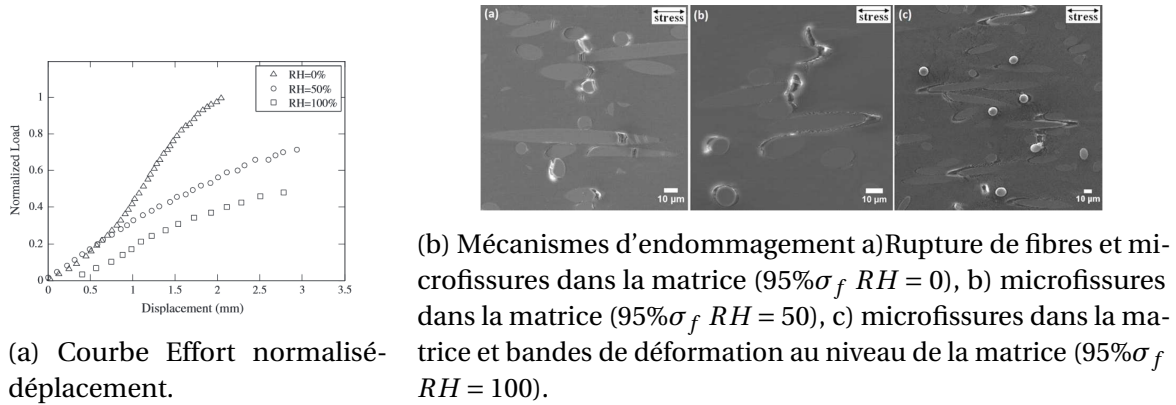


FIGURE 1.21 – Influence de la teneur en humidité sur le comportement. Eprouvettes PA66GF30, chargement en flexion d'après Arif [7].

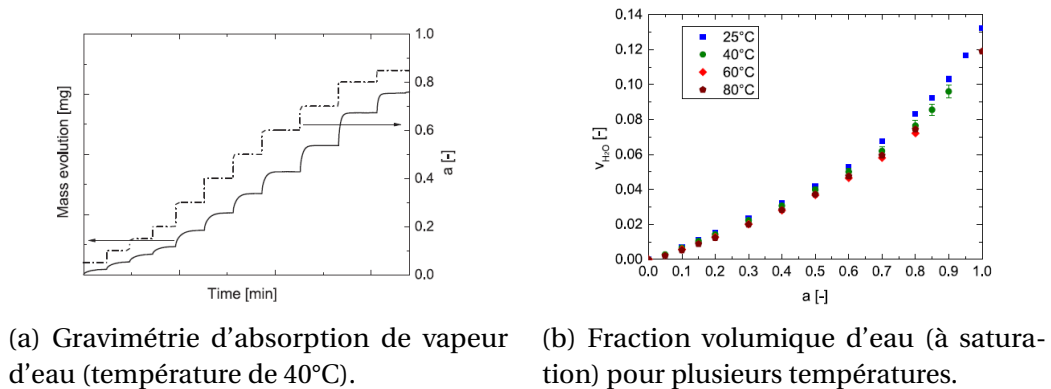


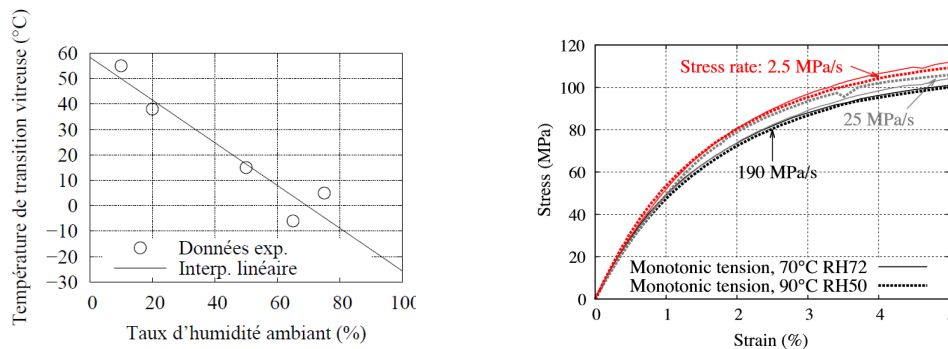
FIGURE 1.22 – Illustration de la prise en eau du polyamide 6.6 [20].

## Introduction aux aspects diffusion

La gravimétrie d'absorption de vapeur d'eau est une méthode qui permet de mesurer la variation de masse d'un échantillon en fonction de l'activité de l'eau (humidité relative/100). Les travaux de Broudin *et al.* [20] à l'aide d'une machine DVS (*dynamic vapor sorption*) appliquent cette méthode sur des échantillons de PA66 (cf. Fig.1.22a). Nous pouvons y observer que la masse de l'échantillon augmente jusqu'à saturation pour chaque niveau d'activité de l'eau. La vitesse de diffusion de l'eau au sein du matériau dépend de la température et les auteurs montrent que pour des valeurs d'activité de l'eau importantes, la prise en eau à saturation dépend aussi de la température (cf. Fig.1.22b). C'est pourquoi il est nécessaire de spécifier le niveau d'activité de l'eau ainsi que la température pour caractériser le conditionnement d'un échantillon.

## Équivalence Temperature/RH via l'écart à la température de transition vitreuse ( $T - T_g$ )

Dans le but de prendre en compte l'influence des conditions thermo-hygrométriques sur les propriétés mécaniques au moyen d'un seul paramètre, il est possible de traduire les deux effets via l'écart à la température de transition vitreuse [85]. Launay *et al.* [66] ont appliqué cette méthode sur du PA66GF35. Tout d'abord ils déterminent la  $T_g$  en fonction de la teneur en humidité (cf. Fig.1.23a) en considérant une relation linéaire identifiée à partir de quelques points expérimentaux. Ensuite, ils font des essais de traction sur des éprouvettes ayant des conditions thermo-hygrométriques différentes, mais le même écart à la  $T_g$  (cf. Fig.1.23b). Ils montrent que, du point de vue de la réponse mécanique, ces deux conditions sont bien équivalentes, y compris pour les composantes non linéaires du comportement.



(a) Influence de la teneur en humidité sur la  $T_g$ .

(b) Essais de traction monotone  $T - T_g \approx +73^\circ\text{C}$ .

FIGURE 1.23 – Évolution de la température de transition vitreuse du PA66-GF35 en fonction de la teneur en humidité et mise en évidence expérimentale de l'équivalence température-humidité sur des essais de traction monotone [66].

## 1.4.5 Modélisation du comportement cyclique

### Approche micromécanique

L'approche micromécanique consiste à construire la réponse mécanique (par rapport à un chargement macroscopique) à partir de la connaissance des propriétés de chaque phase considérée

(fibres et matrice). Les méthodes de changement d'échelle pour l'étude du comportement des matériaux hétérogènes reposent toutes sur la notion de VER (Volume Élémentaire Représentatif). Il faut choisir la taille du VER de façon à ce que le comportement homogénéisé soit représentatif de la réponse macroscopique. L'homogénéisation consiste à calculer les propriétés mécaniques du VER en fonction de celles de chacune des phases en prenant en compte la distribution spatiale des phases (orientation des fibres dans le cas étudié). Le problème de l'inclusion homogène d'Eshelby [37] montre que si nous supposons une matrice infinie et élastique sans aucun type de déformation libre<sup>2</sup> sauf dans une inclusion ellipsoïdale présentant une déformation libre homogène<sup>3</sup>  $\underline{\underline{\varepsilon}}_L$ , la déformation totale dans l'inclusion résultant des interactions entre la matrice et l'inclusion vaut  $\underline{\underline{\varepsilon}}_I = \mathbb{E}^{I,0} : \underline{\underline{\varepsilon}}_L$ . Le tenseur  $\mathbb{E}^{I,0}$  est appelé tenseur d'Eshelby, il ne dépend que des modules élastiques de la matrice et de la forme de l'inclusion.

Tous les modèles d'homogénéisation sont construits à partir de ce résultat. Le problème de l'inclusion hétérogène (schématisé dans la figure 1.24a) utilise ce résultat pour obtenir une relation entre la déformation macroscopique  $\underline{\underline{E}}$  et  $\underline{\underline{\varepsilon}}_I$ . Ceci permet de construire une loi de comportement homogénéisée sur un composite comportant une faible fraction de renforts, et où chaque fibre peut être considérée isolée [17], de façon que :

$$\underline{\underline{\Sigma}} = [\mathbb{C}^0 + f_I (\mathbb{C}^I - \mathbb{C}^0 : \mathbb{A}^I)] : \underline{\underline{E}} \quad (1.13)$$

$$\mathbb{A}^I = (\mathbb{C}^* + \mathbb{C}^I)^{-1} : (\mathbb{C}^* + \mathbb{C}^0) \quad (1.14)$$

où  $\mathbb{C}^* = \mathbb{C}^0 : \left( (\mathbb{E}^{I,0})^{-1} - \mathbb{I} \right)$  est le tenseur d'influence de Hill, qui décrit la réaction de la matrice infinie sur l'inclusion et  $f_I$  est la fraction volumique des fibres. Les contraintes et les déformations macroscopiques  $(\underline{\underline{\Sigma}}, \underline{\underline{E}})$  sont appliquées aux limites du VER. Pour des fractions volumiques des fibres plus importantes, il faut aussi prendre en compte les interactions entre les particules. Ponte Castañeda et Willis [96] ont montré que si les centres des particules sont distribués de façon isotrope, alors il est possible d'écrire la relation entre contrainte et déformation macroscopiques sous la forme :

$$\underline{\underline{\Sigma}} = \left[ \mathbb{C}^0 + \left[ \left( f_I (\mathbb{C}^I - \mathbb{C}^0) : (\mathbb{C}^* + \mathbb{C}^I)^{-1} : \mathbb{C}^0 : (\mathbb{E}^{I,0})^{-1} \right)^{-1} - \mathbb{E}^{d,0} : (\mathbb{C}^0)^{-1} \right]^{-1} \right] : \underline{\underline{E}} \quad (1.15)$$

où  $\mathbb{E}^{d,0}$  est le tenseur d'Eshelby associé à une particule sphérique. Si nous faisons l'hypothèse que les renforts sont sphériques, on aboutit au modèle de Mori-Tanaka [86]. Dans le cas des thermoplastiques renforcés de fibres de verre courtes, plusieurs auteurs [34] [101] [94] [106] proposent de modèles d'homogénéisation basés sur le modèle de Mori-Tanaka (valable pour des particules sphériques) en utilisant un tenseur d'Eshelby calculé pour des particules non sphériques. Par exemple, Tandon et Weng [106] ont travaillé sur un composite constitué d'une matrice élastique isotrope renforcée de fibres courtes unidirectionnellement alignées, modélisées par des sphéroïdes et distribuées de façon isotrope. Le composite résultant est globalement isotrope transverse, et les auteurs ont proposé une expression analytique de cinq modules d'élasticité

<sup>2</sup>Déformation d'un milieu sans générer de contraintes, si le milieu est libre de changer de morphologie.

<sup>3</sup>Déformation que présenterait l'inclusion à l'état libre, c'est-à-dire en l'absence de la réaction induite par la matrice extérieure.

homogénéisés.

Les méthodes évoquées précédemment sont applicables uniquement lorsque toutes les fibres sont identiques et ont la même orientation. Pour prendre en compte l'effet de l'orientation différente des fibres causé par l'injection, il faut utiliser la méthode proposée par Advani et Tucker III [1], puis formalisée par Camacho *et al.* [22]. La méthode consiste en une procédure d'homogénéisation en deux étapes (cf. Fig.1.24b). La première étape consiste à calculer les modules d'élasticité d'un composite unidirectionnel  $\mathbb{C}^{UD}$  (en utilisant par exemple la méthode de Tandon et Weng [106]). La deuxième étape consiste à obtenir les propriétés macroscopiques en pondérant par la distribution d'orientation des fibres, c'est-à-dire :

$$\hat{\mathbb{C}} = \int_{\Omega} \mathbb{C}^{UD}(\theta, \varphi) \psi(\theta, \varphi) d\omega. \quad (1.16)$$

Cette expression ne peut pas être utilisée dans un cadre industriel, car la distribution d'orientation des fibres n'est pas systématiquement calculée dans les codes de simulation d'injection (cf. Section 1.3.2). Il faut alors reformuler l'équation 1.16 en faisant apparaître les tenseurs d'orientation d'ordre 2 et 4. Advani et Tucker III [1] ont démontré l'expression suivante de  $\hat{\mathbb{C}}$  :

$$\hat{\mathbb{C}} = K_1 \mathbb{A}^\psi + K_2 (\underline{\underline{a}}^\psi \otimes \underline{\underline{1}} + \underline{\underline{1}} \otimes \underline{\underline{a}}^\psi) + K_3 \mathbb{D}(\underline{\underline{a}}^\psi, \underline{\underline{1}}) + 3K_4 \mathbb{J} + 2K_5 \mathbb{I}, \quad (1.17)$$

$$K_1 = \mathbb{C}_{1111}^{UD} - 2\mathbb{C}_{1122}^{UD} + \mathbb{C}_{2233}^{UD} - 4\mathbb{C}_{1212}^{UD} + 2\mathbb{C}_{2323}^{UD}, \quad (1.18)$$

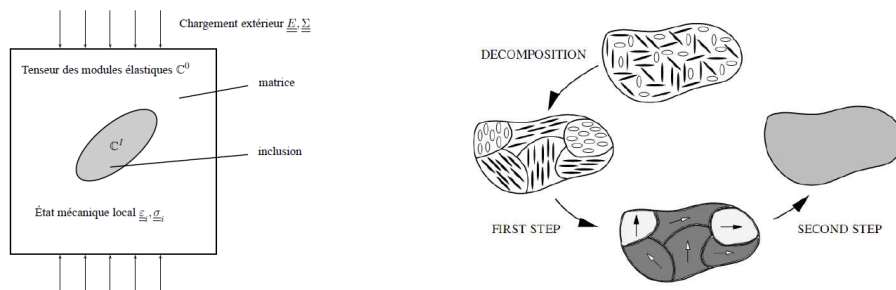
$$K_2 = \mathbb{C}_{1122}^{UD} - 2\mathbb{C}_{2233}^{UD}, \quad (1.19)$$

$$K_3 = \mathbb{C}_{1212}^{UD} - 2\mathbb{C}_{2323}^{UD}, \quad (1.20)$$

$$K_4 = \mathbb{C}_{2233}^{UD}, \quad (1.21)$$

$$K_5 = \mathbb{C}_{2323}^{UD}. \quad (1.22)$$

Où  $\mathbb{I}$  est le tenseur d'identité d'ordre 4,  $\mathbb{J}$  est le projecteur sur la partie sphérique et  $\mathbb{D}$  est un opérateur sur les tenseurs d'ordre 2 défini par :  $\mathbb{D}_{ijkl}(\underline{\underline{s}}, \underline{\underline{t}}) = s_{ik}t_{jl} + s_{il}t_{jk} + s_{jl}t_{ik} + s_{jk}t_{il}$ . L'homogénéisation dans le cadre des comportements inélastiques (viscoélasticité, plasticité, etc.) fait l'objet de travaux de recherche d'actualité [75] [94], lesquels ne seront pas présentés dans cette thèse.



(a) Problème de l'inclusion hétérogène dans une matrice infinie soumise à un chargement. (b) Schéma d'homogénéisation en deux étapes d'après Doghri et Tinel [31].

FIGURE 1.24 – Problème de l'inclusion hétérogène et schéma d'homogénéisation en deux étapes.

Approche phénoménologique

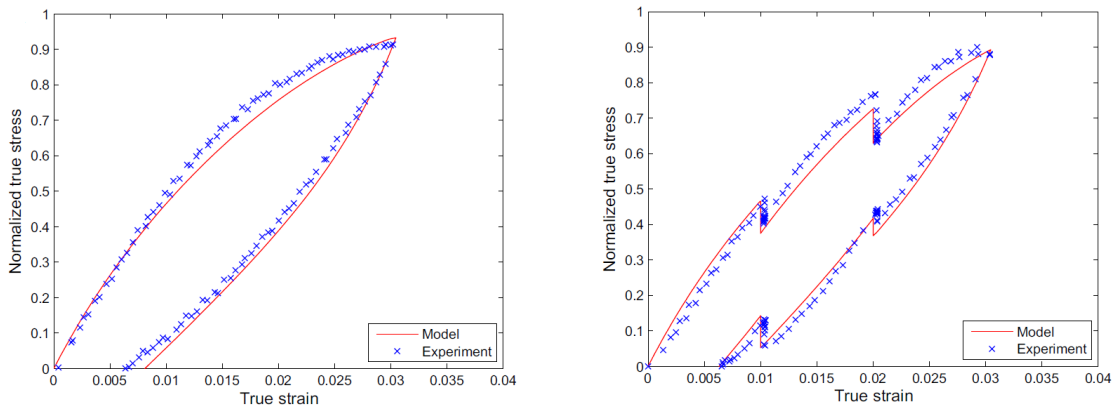
Dans cette partie, deux exemples récents sur la modélisation phénoménologique des thermo-plastiques renforcés de fibres de verre courtes seront présentés, lesquelles sont basées sur la compréhension des mécanismes physiques microscopiques de déformation et/ou d'endommagement considérés. Le premier exemple de modélisation est celui d'Andriyana *et al.* [5] formulée en grandes transformations sur du PA66GF30. Le modèle suppose que le matériau est composé d'une phase matricielle (viscoélastique) et d'une phase fibre à laquelle est liée un volume de matrice, appelé interface. Cette seconde phase est supposée avoir un comportement élasto-plastique anisotrope (cf. Fig.1.25). Le comportement est obtenu en sommant les contributions de chaque phase. La loi d'évolution élasto-plastique est formulée en fonction de  $\underline{a}^\psi$ . Cette approche permet une bonne prédiction du comportement charge/décharge et aussi de la relaxation du matériau (cf. Fig.1.26).



(a) La phase 1 (matrice), phase 2 (fibres et inter-phase).

(b) La phase 1 est supposée viscoélastique, tandis que la phase 2 est élastoplastique anisotrope.

FIGURE 1.25 – Schéma rhéologique proposé par Andriyana *et al.* [5].



(a) Essai charge/décharge.

(b) Essai charge/décharge avec paliers de relaxation.

FIGURE 1.26 – Comparaison calcul-essai à partir du modèle d'Andriyana *et al.* [5], pour une éprouvette prélevée dans une plaque à un angle de 0°.

La seconde exemple de modélisation est celle de Launay *et al.* [64], qui, à partir d'une base expérimentale riche (essais de traction répété, de fluage et recouvrance cyclique, courbe anhystérétique et traction-relaxation-recouvrance) sur du PA66GF35, propose un modèle ayant quatre composantes principales (cf. Fig.1.27) :

- une composante d'élasticité avec prise en compte de l'adoucissement ;
- une viscoélasticité « court terme » pour prendre en compte la sensibilité à la vitesse de chargement ;
- une viscoélasticité « long terme » pour prendre en compte les effets de fluage et relaxation à faible niveau de contrainte ;
- une viscosité et un écrouissage non-linéaires pour prendre en compte des phénomènes non recouvrables du matériau.

La validation du modèle est réalisée sur des essais de traction-relaxation-recouvrance (non utilisés pour l'identification des paramètres du modèle), pour différents niveaux de contrainte maximale (cf. Fig.1.28). Nous pouvons remarquer que pour des faibles contraintes la réponse mécanique est très bien décrite. Pour des contraintes élevées, la raideur à la décharge et la déformation résiduelle sont légèrement surestimées. Vu la complexité de la réponse mécanique étudiée, les prédictions du modèle sont satisfaisantes. Il faut remarquer que la notion d'anisotropie sur les composantes viscoplastiques du modèle est donnée par un coefficient matériel supplémentaire qui traduit la sensibilité de la contrainte équivalente (utilisée pour la loi d'écoulement) à la microstructure.

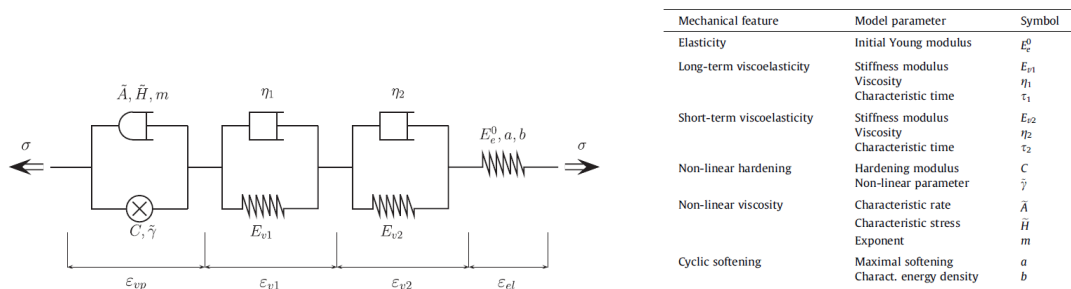


FIGURE 1.27 – Schéma rhéologique unidimensionnel proposé par Launay *et al.* [64].

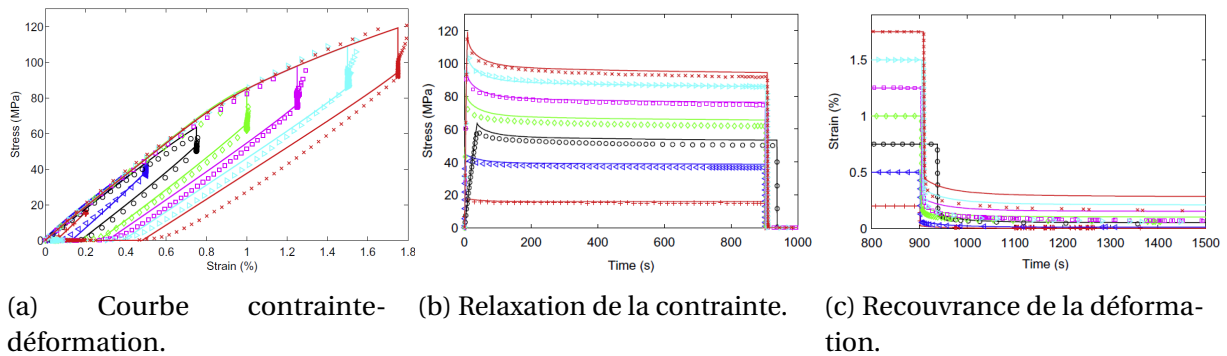


FIGURE 1.28 – Comparaison calcul-essai à partir du modèle proposé par Launay *et al.* [64], pour des éprouvettes injectées, orientation moyenne proche de 0°.



## 1.5 Tenue en fatigue

Cette section est consacrée à l'étude de la fatigue des thermoplastiques renforcés, phénomène présentant une importance majeure dans la conception de pièces pour l'industrie automobile. Celles-ci subissent des sollicitations mécaniques variables lors de leur vie en service, qui répétées un certain nombre de fois, peuvent les endommager. Les caractéristiques générales du phénomène et le scénario d'endommagement à l'échelle des fibres seront tout d'abord présentés. Puis, les influences de l'orientation des fibres, des conditions thermo-hygrométriques et du chargement mécanique seront mises en évidence. Finalement, les principales approches et critères de dimensionnement seront décrits.

### 1.5.1 Caractéristiques générales

#### Amorçage/propagation/dispersion

Pendant un essai de fatigue sur une éprouvette ou une structure mené jusqu'à la rupture finale, l'évolution de la raideur macroscopique peut être divisée en trois étapes (cf. Fig.1.29) : une première étape transitoire pendant laquelle s'établissent l'équilibre thermique du matériau (dissipation liée au chargement cyclique) et des éventuelles accommodations mécaniques. Une seconde étape où la variation de la raideur est très faible, les fissures à l'échelle microscopique sont assez petites pour ne pas influencer la réponse macroscopique. Une dernière étape correspondant à la propagation d'une ou plusieurs fissures macroscopiques jusqu'à la rupture finale. Nous pouvons alors définir le nombre de cycles à amorçage  $N_a$  comme le point de passage entre la seconde et la troisième étape<sup>4</sup>. Le dimensionnement en fatigue des thermoplastiques renforcés est de préférence réalisé par rapport à  $N_a$ .

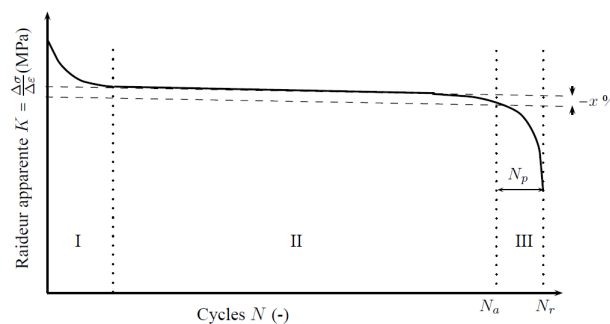


FIGURE 1.29 – Evolution classique de la raideur d'une éprouvette ou d'une structure lors d'un essai de fatigue.

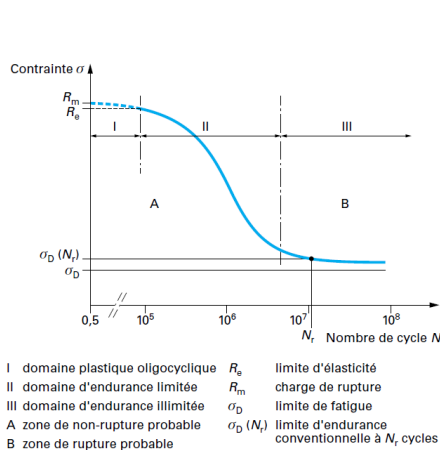
La corrélation entre la durée de vie en fatigue et le chargement cyclique imposé<sup>5</sup> prend la forme de courbes d'endurance appelées « courbes de Wöhler » (cf. Fig.1.30a). Ce graphique peut être décomposée en trois domaines : le premier appelé « oligocyclique » où la rupture survient après un petit nombre de cycles (moins de  $10^4$  par exemple) et est précédée d'une déformation plastique considérable. Le deuxième est appelé « endurance limitée » pour une plage de durées

<sup>4</sup>Classiquement définie comme une diminution d'entre 5 et 10% de la raideur stationnaire.

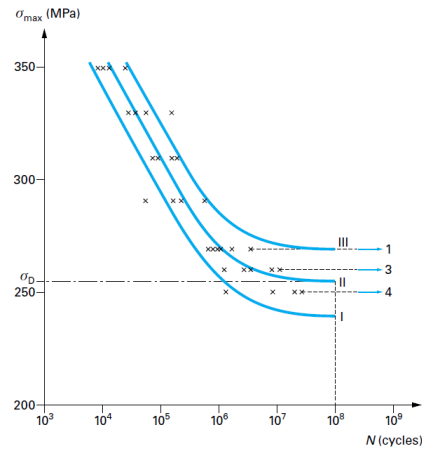
<sup>5</sup>Pour un rapport de charge et une amplitude de contrainte constants.



de vie entre  $10^4$  et  $10^7$  cycles. Le troisième est appelé « endurance illimitée » où la durée de vie peut être considérée comme infinie au sens de l'ingénieur, c'est-à-dire que la rupture ne surviendra pas avant un très grand nombre de cycles (entre  $10^6$  et  $10^7$ ), considéré comme en dehors de la gamme d'application. Les essais de fatigue sont dispersés, le même niveau de contrainte imposée donne des durées de vie différentes (cf. Fig.1.30b). Cette dispersion est surtout due à des hétérogénéités liées au matériau, à la dispersion dans l'obtention des éprouvettes ou des structures (dispersion dimensionnelle par exemple) et aux conditions des essais (mise en position des éprouvettes par exemple). C'est pourquoi il faut faire plusieurs essais par niveau de contrainte, de façon à identifier les courbes de Wöhler en fonction de la probabilité de survie. Sur la figure 1.30b sont montrées les courbes à 90%,50% et 10% de probabilité de survie respectivement.



(a) Courbe de « Wöhler ».



(b) Dispersion des essais de fatigue.

FIGURE 1.30 – Représentation schématique d'une courbe de « Wöhler » et illustration de la dispersion des essais de fatigue [71].

**Mécanismes d'endommagement en fatigue des thermoplastiques renforcés de fibres courtes**

Plusieurs auteurs se basent sur l'analyse au MEB des faciès de rupture ainsi que sur le suivi du trajet de fissuration pour comprendre les mécanismes d'endommagement en fatigue [56] [63] [77]. Le caractère ductile ou fragile de la rupture peut s'observer sur les faciès de rupture, la rupture ductile étant caractérisée par de fortes déformations au sein de la matrice, qui commencent généralement au bout des fibres, la rupture a lieu lorsque la matrice atteint sa déformation maximale. D'après les travaux d'Horst et Spoormaker [56], cette élongation importante entraîne une contraction dans le sens traverse par effet Poisson qui facilite la décohésion fibre-matrice. Au contraire, la rupture fragile ne présente pas de zone de grandes déformations matricielles, l'endommagement se produit plutôt par propagation d'une microfissure de façon rapide et instable. La figure 1.31 montre des clichés de ruptures ductile et fragile sur du PA66GF30 RH50. Lang *et al.* [63] mettent par ailleurs en évidence l'effet néfaste de la fatigue sur la cohésion fibre/matrice, ce qui se traduit par le nombre plus important de fibres mises à nu par rapport à une rupture sous chargement monotone.

Le scénario d'amorçage et de propagation à l'échelle des fibres a été décrit dans les travaux de

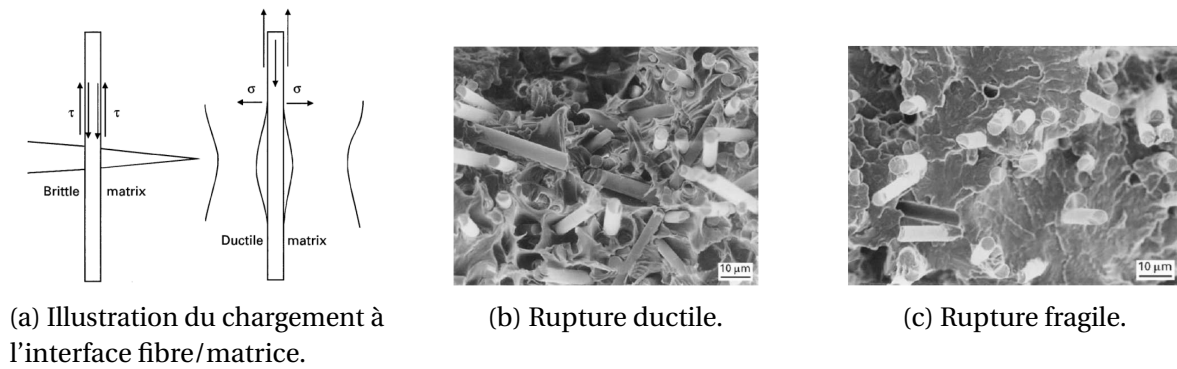


FIGURE 1.31 – Différence de chargement local à l'interface fibre/matrice en fonction du caractère fragile ou ductile de la matrice et clichés des faciès de rupture, d'après [56].

Noda *et al.* [90] pour un chargement cyclique uniaxial. Les auteurs observent que les mécanismes d'endommagement dépendent des conditions thermo-hygrométriques. Ils proposent donc un scénario d'endommagement en fonction de la température de transition vitreuse  $T_g$ , qui prend en compte la température et la teneur en humidité (cf. §1.4.4).

Si  $T < T_g$ , le scénario est le suivant (cf. Fig.1.32a) :

- des microfissures apparaissent en bout de fibres, qui sont les sites privilégiés pour l'amorçage de fissures (cf. §1.4.1) ;
- les microfissures se propagent alors perpendiculairement à la direction de chargement ;
- celles-ci coalescent et rejoignent les extrémités de fibres voisines en devenant progressivement des microfissures ;
- lorsque les fissures atteignent une taille critique une propagation instable a lieu, et le mode de rupture est essentiellement fragile.

Si  $T > T_g$ , le scénario est le suivant (cf. Fig.1.32b) :

- des microfissures apparaissent en bout de fibres, comme pour le premier cas ;
- les microfissures se propagent cette fois le long de l'interface fibre/matrice et conduisent à des décohésions plus ou moins importantes ;
- celles-ci coalescent et des microfissures apparaissent entre les fibres dont l'interface est endommagée ;
- finalement les fissures atteignent une taille critique et une propagation instable a lieu : le mode de rupture est fortement ductile.

Les travaux d'Horst et Spoormaker [56] illustrent les différences dans le scénario d'endommagement sur du PA6 renforcé pour deux cas de teneur en humidité (DAM et RH50) et à température ambiante (cf. Fig.1.33). Nous pouvons remarquer que pour le cas DAM il y a peu de zones de matrice déformée et peu de fibres qui ressortent de la matrice. Par contre, pour le cas RH50, il y a de fortes déformations induites par la décohésion de l'interface fibre/matrice, donc une matrice

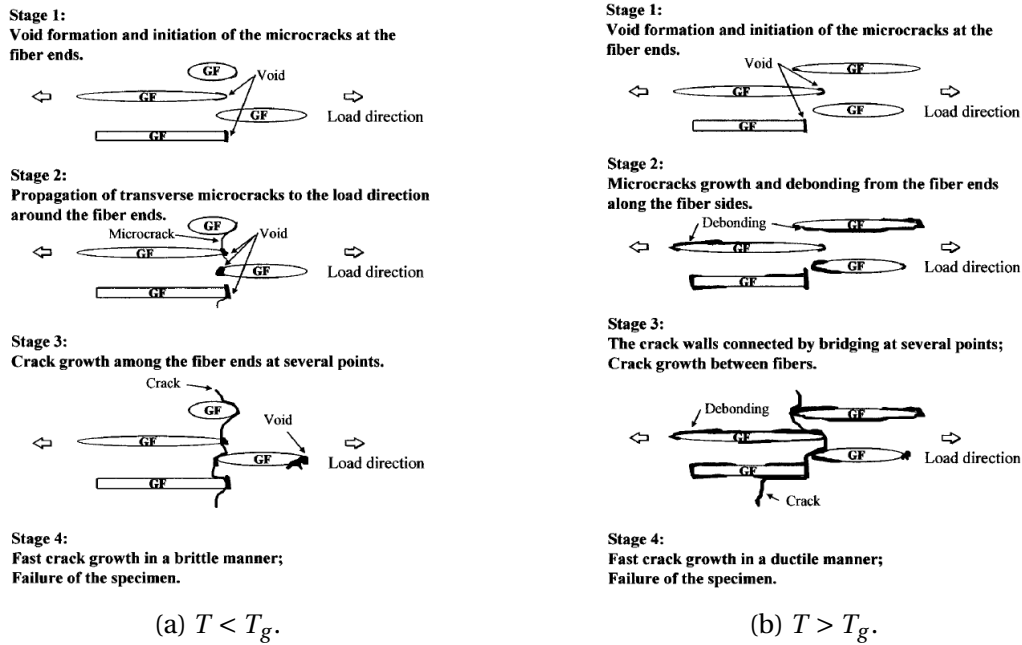


FIGURE 1.32 – Description des mécanismes d’endommagement d’un PA renforcé [90].

très étirée dans la direction de chargement avec des fibres qui ressortent sur une grande longueur. Des auteurs comme Lang *et al.* [63] et Klimkeit [59] se sont intéressés au cas d’éprouvettes où les fibres sont orientées perpendiculairement au sens de chargement. Ceux-ci observent les mêmes mécanismes, la seule différence est que les zones ductiles sont moins étirées. Ceci est dû au fait que la décohésion fibre/matrice intervient de façon plus précoce.

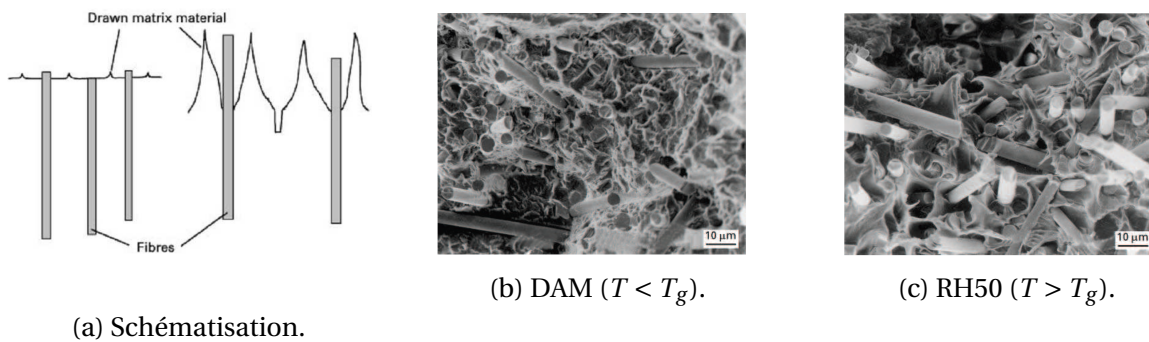
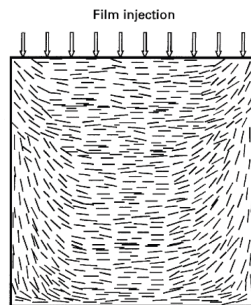


FIGURE 1.33 – Faciès de rupture en fonction de la tenue en humidité à température ambiante, d’après [56].

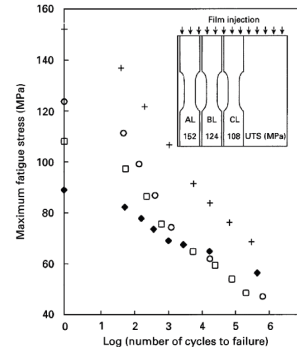
### 1.5.2 Influence de l’orientation des fibres

Plusieurs auteurs ont démontré la dépendance des propriétés en fatigue à l’orientation des fibres. Tout d’abord, Horst et Spoormaker [56] obtiennent les courbes de Wöhler d’éprouvettes prélevées dans plusieurs positions sur une plaque injectée, comme montré sur la figure 1.34. Ils observent que la tenue en fatigue s’améliore lorsque les fibres sont mieux alignées dans le sens de chargement. Bernasconi *et al.* [13] ont étudié l’effet de l’orientation sur la tenue en fatigue d’un PA6GF30, en utilisant des éprouvettes découpées dans des plaques à des angles de  $0^\circ$ ,

30°, 60° et 90° par rapport à la direction principale d'écoulement. Ils observent que plus l'angle entre la direction de sollicitation et les fibres augmente, plus la tenue en fatigue est diminuée (cf. Fig.1.35). Partant du constat que la contrainte ultime en traction monotone suit la même tendance, les auteurs proposent une courbe de Wöhler « normalisée » (cf. Fig.1.35b) par rapport à celle-ci.

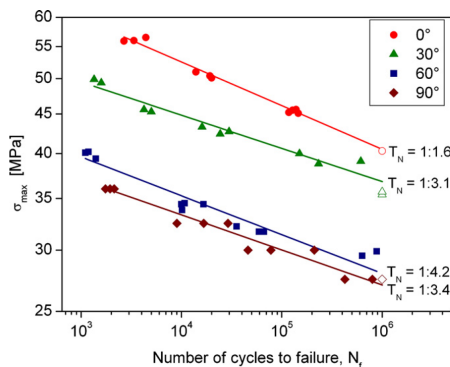


(a) Orientation à cœur des plaques en PA renforcé injectée en nappe.

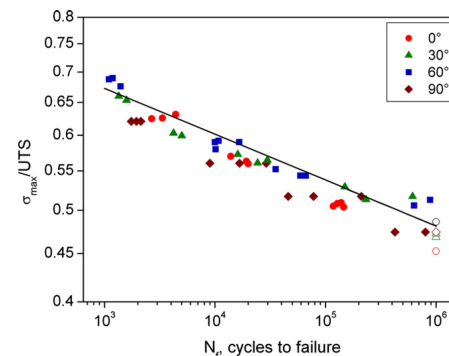


(b) Courbe de Wöhler pour différentes positions d'éprouvettes : croix AL, rond BL, carré CL, losange noir éprouvette non renforcée.

FIGURE 1.34 – Tenue en fatigue d'éprouvettes prélevées dans des plaques en fonction de la position du prélèvement [56].



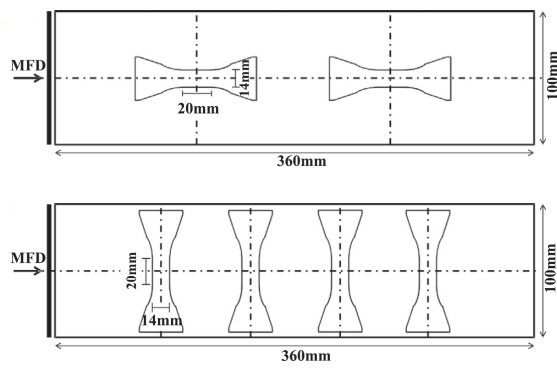
(a) Courbes de Wöhler.



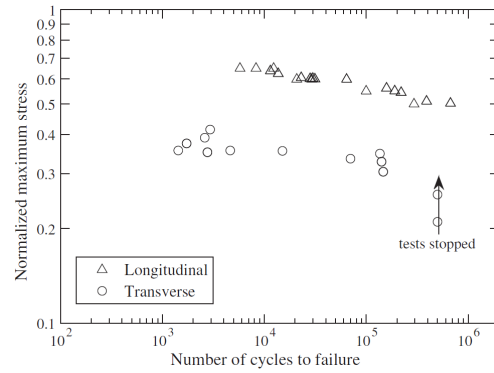
(b) Courbes de Wöhler «normalisées».

FIGURE 1.35 – Courbes de Wöhler pour différentes orientations de fibres pour un PA6GF30 [13].

Plus récemment, Arif *et al.* [6] ont travaillé avec des éprouvettes prélevées dans des plaques tel que montré dans la figure 1.36a. Ils s'intéressent tout d'abord à la tenue en fatigue de chaque type d'éprouvette (cf. Fig.1.36b). Ils vérifient que pour les éprouvettes ayant une orientation des fibres en peaux bien alignée avec le sens de chargement (éprouvettes longitudinales) la tenue en fatigue est beaucoup plus importante. Ensuite, les auteurs ont étudié les mécanismes d'endommagement (microtomographie) pour chaque type d'éprouvette comme montré sur la figure 1.37. Ils observent que la décohésion fibre/matrice est le mécanisme dominant, laquelle initie en bout de fibres (cf. Fig.1.37a et 1.37c). Ils montrent de plus, que dans le cas des éprouvettes transversales où le cœur est mieux aligné avec la direction de sollicitation que les peaux, des microfissures apparaissent à cœur avec une direction de propagation préférentielle perpendiculaire au sens de chargement (cf. Fig.1.37b).

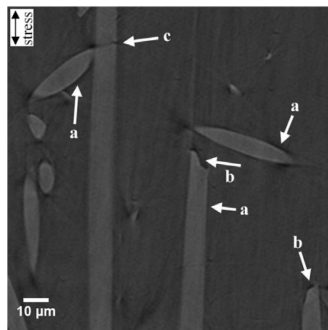


(a) Éprouvettes longitudinal(en haut) et transversal(en bas).

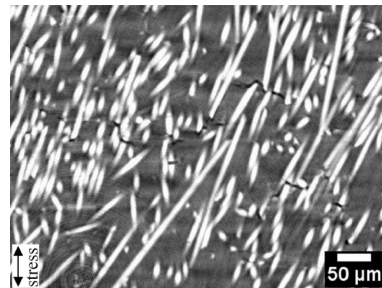


(b) Courbes de Wöhler des éprouvettes longitudinales et transversales.

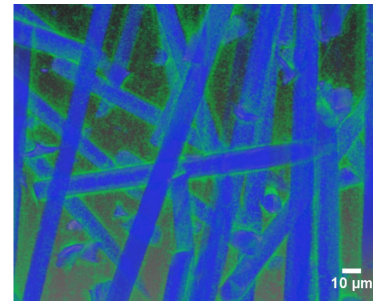
FIGURE 1.36 – Courbes de Wöhler obtenues en traction sur des éprouvettes usinées dans une plaque injectée (PA66GF30 DAM) [6].



(a) Peau d'une éprouvette longitudinale, (a) décohésion fibre/matrice, (b) cavités en bout des fibres, et (c) rupture des fibres.



(b) Cœur d'une éprouvette transversale, microfissures.



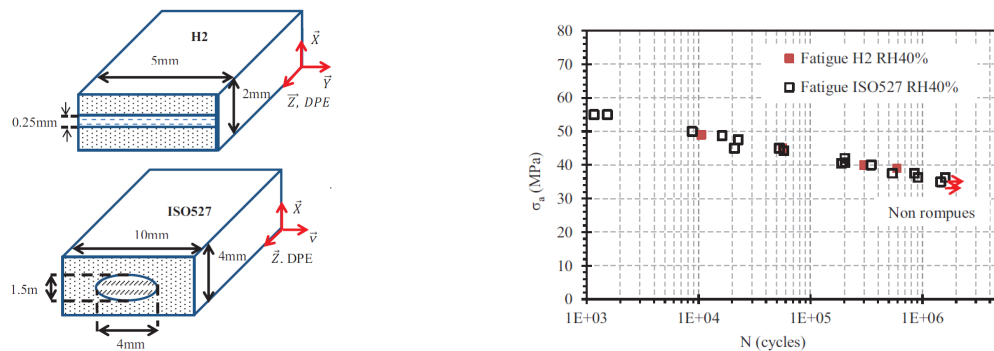
(c) Microtomographie au niveau de la peau d'une éprouvette longitudinale, zones bleus-fibres, zones verts-endommagement (forte décohésion fibre/matrice).

FIGURE 1.37 – Mécanismes d'endommagement observés sur les éprouvettes longitudinales et transversales (après rupture, contrainte maximale du 60% de la contrainte à la rupture en traction, rapport de charge  $R = 0.1$ ) [6].

### Influence de l'obtention des éprouvettes pour des orientation similaires

Jegou [55] utilise deux types d'éprouvettes ayant une orientation majoritaire des fibres dans la direction de chargement. Le premier type (H2) sont des éprouvettes prélevées dans des plaques et le deuxième type (ISO527) sont des éprouvettes injectées. La section de chaque type d'éprouvette est différente (facteur 4 entre les deux éprouvettes) et la teneur en humidité est la même pour chaque éprouvette (cf. Fig.1.38a). Il montre que la tenue en fatigue des éprouvettes H2 est très proche de celle des éprouvettes ISO527 (cf. Fig.1.38b). L'auteur montre aussi que les mécanismes d'endommagement en fatigue observés au MEB sur les faciès de rupture sont similaires pour les deux éprouvettes. Ces deux constats valident le fait qu'une caractérisation du comportement en fatigue réalisée sur des éprouvettes prélevées peut être utilisée pour le cas des éprouvettes injectées. Donc, l'identification du comportement en fatigue des structures

injectées peut être réalisée à partir des éprouvettes prélevées.



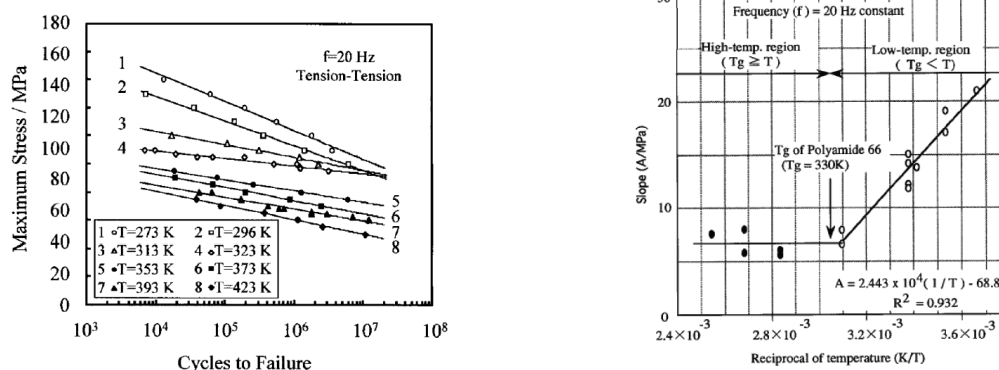
(a) Modélisation de la structure d'orientation des fibres pour les éprouvettes ISO527 et H2.

(b) Comparaison des essais de fatigue réalisés sur un PA66GF50 pour des éprouvettes ISO527 RH40% et des éprouvettes H2 RH40%, à  $R=0$ ,  $f=1\text{Hz}$  et  $T_{amb}=23^\circ\text{C}$ .

FIGURE 1.38 – Influence de la géométrie des éprouvettes sur la tenue en fatigue, d'après Jegou [55].

### 1.5.3 Influence de l'environnement thermo-hygro-métrique

Comme nous l'avons déjà illustré, la température et la teneur en humidité (ou bien l'écart à la  $T_g$ ) interagissent sur les mécanismes engagés en fatigue (cf. §1.4.4). Les travaux d'Handa *et al.* [52] montrent l'influence de la température sur la tenue en fatigue d'un PA66GF30 (cf. Fig.1.39a) : d'un côté, la tenue en fatigue diminue avec l'augmentation de température et de l'autre, la pente de la courbe de Wöhler est constante lorsque  $T < T_g$  et commence à chuter dès le passage de la  $T_g$ , tel que montré sur la figure 1.39b. Il faut remarquer que le vieillissement thermique a une influence mineure sur la tenue en fatigue [57].



(a) Influence de la température sur la tenue en fatigue d'un PA66-GF33, d'après Noda *et al.* [90]. Les éprouvettes de traction sont sollicitées en traction répétée à 20 Hz, et  $T_g=323\text{ K}$ .

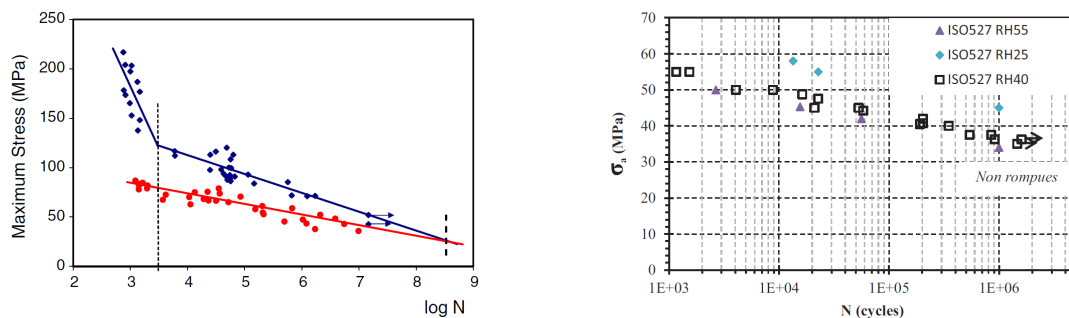
(b) Relation en température ambiante et pente de la courbe de Wöhler [52].

FIGURE 1.39 – Influence de la température ambiante sur la courbe de Wöhler des polyamides renforcés.



Barbouchi *et al.* [8] montrent l'influence de la teneur en humidité d'un PA66GF30 sur les propriétés en fatigue à température ambiante. Ils observent une évolution des courbes de Wöhler en fonction de la teneur en humidité (cf. Fig.1.40a). Ils montrent de plus que les éprouvettes ayant une teneur en humidité moins importante présentent deux régimes de fatigue (pente de la courbe de Wöhler). Les auteurs associent ce comportement à l'auto-échauffement dû au chargement cyclique, qui, pour un fréquence de 10Hz et à des faibles durées de vie, devient assez important pour influencer le comportement à la fatigue. Jegou [55] illustre également la dépendance à la teneur en humidité sur un PA66GF50 (cf. Fig.1.40b).

Ces résultats entraînent un certain nombre de questions par rapport aux variables qui gèrent la durée de vie en fatigue : comment l'augmentation de température due à l'auto-échauffement influence la tenue en fatigue suivant la teneur en humidité (ou bien la  $T_g$ ) ? Pour des durées de vie importantes et suivant la fréquence de chargement considérée, est-ce que c'est le fluage ou la température qui contrôle la durée de vie en fatigue ? Quelques éléments de réponse à ces questions seront proposés dans ces travaux de thèse.



(a) Courbes de Wöhler réalisées pour un PA66GF30, à  $R=-1$ , 10Hz, 23°C pour des échantillons contenant 0.2% d'eau en masse (points bleus) et 3.5% d'eau en masse (points rouges)[8].

(b) Comparaison des courbes de fatigue pour différents taux de reprise en humidité d'un PA66GF50, à  $f=1$ Hz et  $R=0$ , à température ambiante [55].

FIGURE 1.40 – Influence de la teneur en humidité sur la courbe de Wöhler des polyamides renforcés.

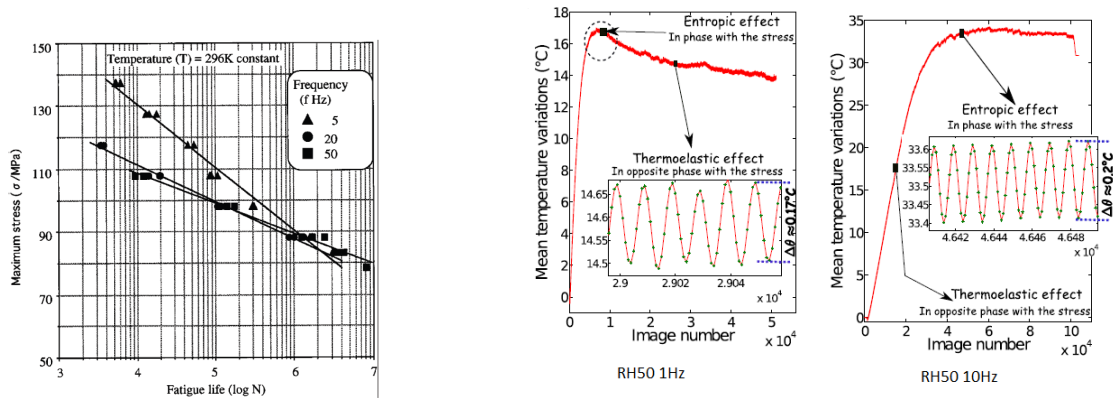
### 1.5.4 Influence du chargement mécanique

Dans cette partie la tenue en fatigue des polyamides renforcés suivant les caractéristiques du chargement mécanique sera illustrée. Ces caractéristiques jouent un rôle important dans la conception de pièces pour l'industrie automobile, car celles-ci subissent des chargements complexes en terme de fréquence, rapport de charge, multi-axialité, etc.

#### Influence de la fréquence de chargement

Comme nous l'avons déjà mentionné, les polyamides renforcés peuvent présenter une augmentation importante de température lors de chargements cycliques, qui dépend de la fréquence de chargement. Si la fréquence de sollicitation est assez élevée, la durée de vie en fatigue sera

affectée en raison de l'augmentation de température, comme montré dans la figure 1.41a. Be-naarbia *et al.* [10] ont mesuré l'augmentation de température d'un PA66 non renforcé RH50. Ils montrent que passer d'une fréquence de 1Hz à 10Hz augmente l'auto-échauffement de façon considérable (cf. Fig.1.41b). Mourglia [88] montre dans ses travaux que pour des températures éloignées de la  $T_g$ , la fréquence n'a pas d'influence sur le module élastique, et propose donc une courbe de Wöhler normalisée pour différentes fréquences et différentes températures (cf. Fig.1.42). Il faut remarquer que pour des fréquences faibles (jusqu'à 4 Hz) la tenue en fatigue serait contrôlée par le fluage (pour une  $T_g$  autour de 23°C) [14].



(a) Influence de la fréquence sur l'endurance d'un PA66GF33 DAM [52].

(b) Suivi de la température surfacique pendant des essais de fatigue sur PA66, illustration de l'effet de la fréquence de chargement sur l'augmentation de température [10].

FIGURE 1.41 – Influence de la fréquence de chargement sur la courbe de Wöhler des polyamides renforcés.

### Effets de la contrainte moyenne

Les effets de la contrainte moyenne sont décrits par l'évolution du rapport de charge  $R$  :

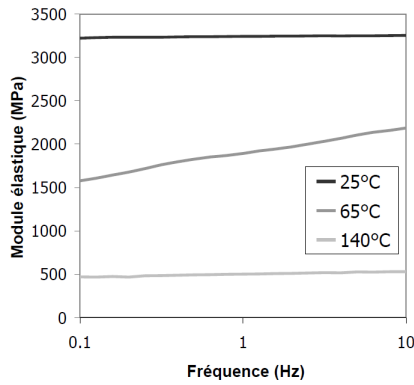
$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \Rightarrow \sigma_m = \frac{1 + R}{1 - R} \sigma_a$$

où  $\sigma_m$  est la contrainte moyenne,  $\sigma_a$  est l'amplitude de contrainte,  $\sigma_{min}$  est la contrainte minimale et  $\sigma_{max}$  est la contrainte maximale. De nombreux auteurs font varier  $R$  pour décrire les effets de la contrainte moyenne sur la tenue en fatigue [76] [50] [40] [60]. Sur la figure 1.43a sont montrées les courbes de Wöhler en fonction de l'amplitude de contrainte et du rapport de charge pour un PA66GF33. Nous observons que pour une amplitude de contrainte constante, la durée de vie diminue si la contrainte moyenne augmente. Dans le but de mieux observer cette dépendance, le diagramme de Haigh est aussi présenté (cf. Fig.1.43b).

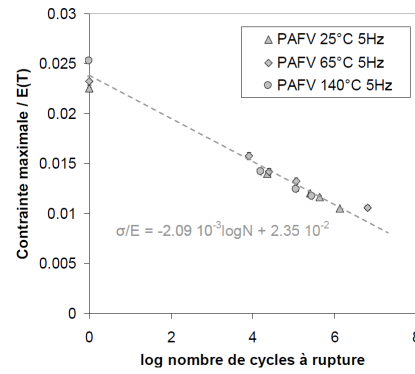
### Effets de la multi-axialité

Pour étudier les effets de la multi-axialité, les auteurs utilisent des éprouvettes tubulaires « diabolos », soumises à des sollicitations traction/torsion. De Monte *et al.* [30] obtiennent les



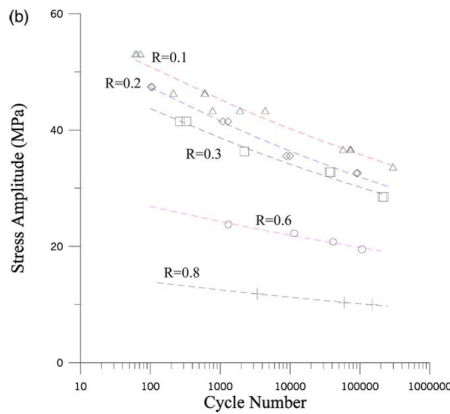


(a) Evolution du module élastique en fonction de la fréquence à différentes températures.

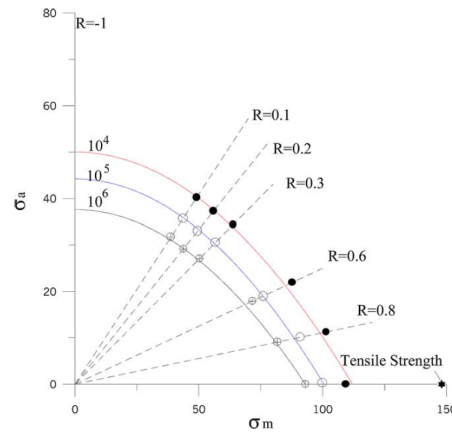


(b) Courbe de Wöhler normalisée par le module élastique pour différentes fréquences et températures.

FIGURE 1.42 – Influence de la fréquence de chargement sur la durée de vie en fatigue d’un PA66GF30 à différentes températures [88].



(a) Courbes de Wöhler pour différents rapports de charge.



(b) Diagramme de Haigh  $\sigma_a - \sigma_m$  avec tracé des paraboles de Gerber.

FIGURE 1.43 – Influence du rapport de charge R sur la tenue en fatigue d’un PA66-GF33 (à 23 °C), d’après Mallick et Zhou [76].

courbes de Wöhler en fonction du taux de bi-axialité<sup>6</sup>  $\lambda_2$  ainsi que du déphasage  $\delta$  entre les deux signaux, pour deux rapports de charges à température ambiante (cf. Fig.1.44). Klimkeit [59] obtient des courbes de Wöhler en fonction du chargement bi-axial sur du PBT+PET GF30 (cf. Fig. 1.45). Les deux auteurs arrivent à la conclusion que la sollicitation la plus néfaste vis-à-vis la durée de vie en fatigue est le cisaillement pur. Cependant, pour améliorer les observations, il faudrait identifier la durée de vie en cisaillement pur suivant l’orientation  $\sigma$ , ce qui à présent n’a pas été étudié.

<sup>6</sup>Définie comme le ratio entre la contrainte de cisaillement maximale et la contrainte de traction maximale.

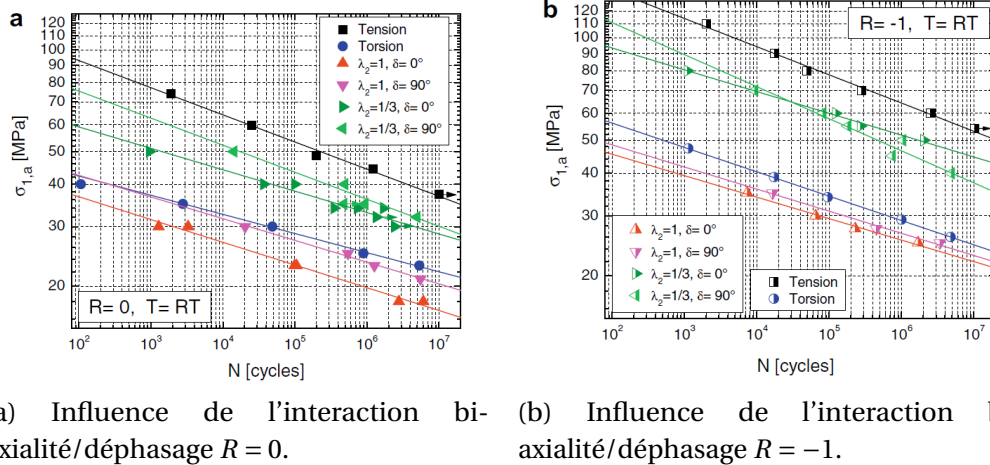
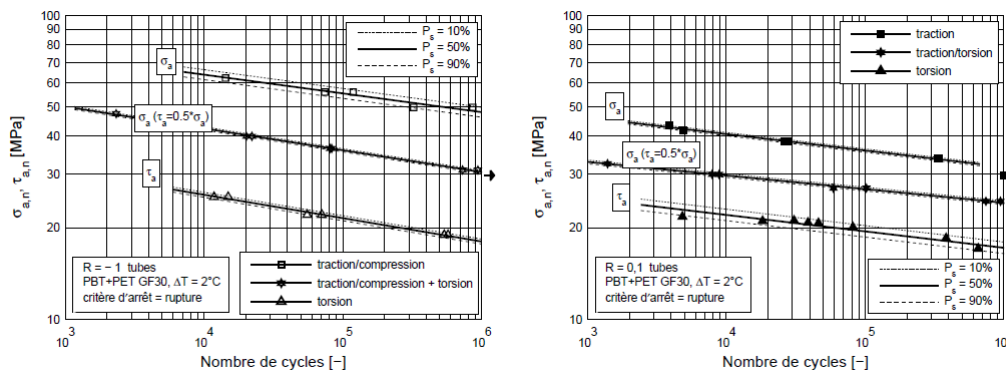


FIGURE 1.44 – Courbes de Wöhler obtenues en traction-torsion sur éprouvettes « diabolos tubulaires » injectées en PA66GF35, à température ambiante [30].



### Effets de cumul

Pour illustrer les effets de cumul, nous nous basons sur les travaux de Katoh *et al.* [58], où est étudié la durée de vie en fatigue d'un PA66GF33 soumis à deux blocs de chargement sinusoïdal d'amplitudes différentes pour la même température et une fréquence de 20Hz (cf. Fig. 1.46). Dans cet exemple, les auteurs considèrent un premier bloc de chargement constant pour toutes les éprouvettes (48% de la durée de vie estimée) et un deuxième bloc avec trois valeurs possibles d'amplitude de contrainte (il n'y a pas de pause entre le premier et le deuxième bloc). Les auteurs montrent que la loi de Miner classique ( $m = 1$ ) ne décrit pas bien les résultats. Ils proposent d'autres exposants  $m$  pour mieux décrire les résultats. Il faut remarquer que ces résultats doivent être aussi vérifiés pour des fréquences de chargement moins importantes, sujet qui fera partie de ces travaux de thèse.

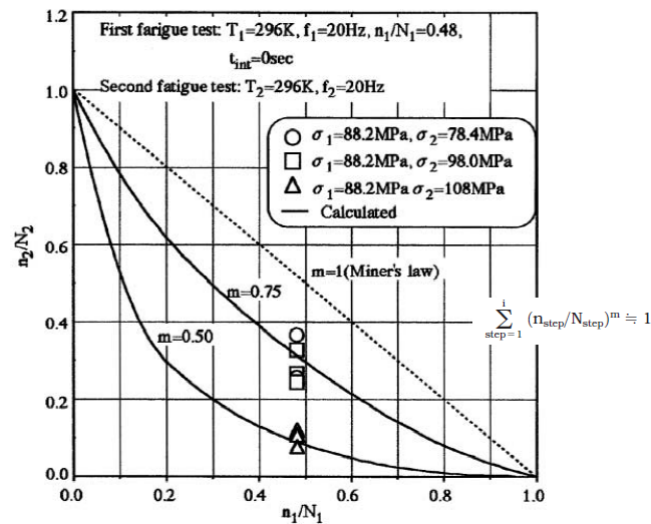


FIGURE 1.46 – Cumul de dommage pour des essais de fatigue en deux blocs avec différentes amplitudes de contrainte (PA66 GF33), d’après Katoh *et al.* [58].

### 1.5.5 Approches et critères de dimensionnement

Dans cette partie de l’étude bibliographique, nous présenterons quelques critères de dimensionnement en fatigue proposés dans la littérature pour les thermoplastiques renforcés de fibres de verre courtes.

#### Critères de fatigue exprimés en contrainte

- **Normalisation par la contrainte à rupture en traction monotone**

Comme nous l’avons montré sur la figure 1.35b, quelques auteurs utilisent la corrélation entre la contrainte à la rupture et la limite d’endurance pour normaliser les courbes de Wöhler pour plusieurs orientations des fibres. Cette première approche n’est utilisable que dans le cadre d’éprouvettes sollicitées de façon uni-axiale.

- **Normalisation par le module élastique**

Mourglia [88] propose de normaliser la courbe de Wöhler en fonction du module élastique (cf. Fig. 1.42b) pour différentes températures et différentes fréquences. Cette approche permet une bonne prédiction de la tenue en fatigue en prenant en compte les conditions environnementales. Par contre, le critère n’a pas été testé pour d’autres cas de microstructure et n’est applicable que pour des sollicitations uni-axiales. Il faut remarquer que ce critère dépend du mode de pilotage (en effort ou en déplacement).

- **Critère de Tsai-Hill modifié**

Le critère de Tsai-Hill a été initialement proposé dans le cadre de la rupture statique de composites stratifiés. Des auteurs comme Bernasconi *et al.* [13] utilisent le critère de Tsai-Hill adapté au cadre de la fatigue (critère de Tsai-Hill modifié). Le critère dit que l’amorçage  $N_a$  a lieu lorsque une fonction  $F$  atteint la valeur de 1. Cette fonction est définie comme

suit :

$$F = \sqrt{\left(\frac{\sigma_{1max}}{\sigma_{1fat}(N)}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{2max}}{\sigma_{2fat}(N)}\right)^2 - \frac{\sigma_{1max}\sigma_{2max}}{\sigma_{1fat}^2(N)} + \left(\frac{\tau_{12max}}{\tau_{12fat}(N)}\right)^2} \quad (1.23)$$

avec  $\sigma_{1max}$ ,  $\sigma_{2max}$  et  $\tau_{12max}$  les contraintes maximales normales et de cisaillement cycliques dans le plan selon les directions  $\underline{e}_1, \underline{e}_2$  et  $\sigma_{1fat}(N)$ ,  $\sigma_{2fat}(N)$  et  $\tau_{12fat}(N)$  les contraintes cycliques menant à la rupture après  $N$  cycles dans chaque direction considérée ( $\tau_{12}$  pour le cas de cisaillement). Ces valeurs doivent être déterminées en fonction de l'orientation des fibres (méthode non détaillée). Bernasconi *et al.* [13] appliquent ce critère sur les éprouvettes présentées sur la figure 1.35a (l'identification du critère est réalisée avec les éprouvettes à  $0^\circ$  et  $90^\circ$ ). Les résultats sont montrés sur la figure 1.47, qui démontrent une bonne corrélation essais/prédictions dans le cas considéré.

#### • Critère en plan critique

Ce critère proposé par Zago et Springer [111], repris et enrichi par Gaier *et al.* [46], utilise une démarche applicable sur structures complexes capable de prendre en compte l'anisotropie du matériau via le tenseur d'orientation d'ordre 2. Le critère s'appuie sur un calcul par éléments finis de la réponse mécanique en considérant une loi de comportement élastique anisotrope. Les contraintes sont alors exprimées dans le repère matériel local, défini comme la base orthonormale des trois vecteurs propres du tenseur d'orientation d'ordre 2. Le principe est de déterminer la limite d'endurance dans la direction de chargement  $w_\nu$  par interpolation linéaire à partir des limites d'endurance dans les différentes directions du repère matériel  $w_i$  lesquelles sont identifiées sur des éprouvettes découpées dans des plaques à  $0^\circ$  et  $90^\circ$  par rapport à la direction principale d'écoulement (cf. Fig. 1.48). Il faut donc déterminer la direction  $\underline{n}$  (direction normale du plan critique) pour laquelle le rapport entre la contrainte normale  $\sigma_{nn}$  et la résistance en fatigue est le plus important. Ce critère tient compte de l'influence de chargements de directions variables au moyen d'une loi de cumul d'endommagement non linéaire [112]. Ce critère est basé sur deux hypothèses : la validité de l'interpolation linéaire des propriétés en fatigue à partir de deux valeurs et le fait que seule la contrainte au plan critique pilote la durée de vie en fatigue. Les étapes de validation de ces hypothèses ne sont pas réalisées.

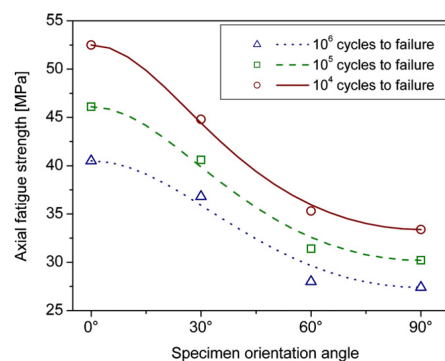


FIGURE 1.47 – Critère de Tsai-Hill modifiée.

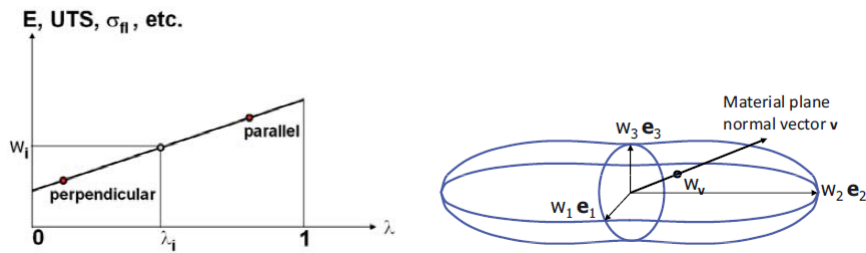


FIGURE 1.48 – Détermination de la limite à la fatigue dans la direction de chargement en fonction de l'orientation des fibres dans un repère matériel local d'après Gaier *et al.* [46].

### Critères énergétiques

Les critères montrés précédemment sont difficiles à appliquer dans les cas anisothermes et surtout en fatigue multiaxiale. C'est pourquoi les critères énergétiques présentent un intérêt particulier par leur capacité à relier la durée de vie en fatigue à une quantité physique intrinsèque au matériau qui soit un scalaire. Pour ces matériaux anisotropes, ce point peut également être considéré comme une difficulté, car il n'y a pas de prise en compte d'une direction. La grandeur considérée peut être l'énergie dissipée ou l'énergie de déformation.

- **Critère en densité d'énergie élastique**

Ce critère proposé par Klimkeit [59] dans le cadre de la fatigue multiaxiale des thermoplastiques renforcés de fibres de verre courtes, relie la durée de vie en fatigue à la densité d'énergie de déformation. Le critère postule que pour des durées de vie à grand nombre de cycles, la densité d'énergie de déformation peut être approximée comme la densité d'énergie élastique  $\Delta W_e$ . La relation entre celle-ci et la durée de vie en fatigue  $N_r$  s'écrit :

$$f \Delta W_e N_r^b = C \text{ avec } f^2 - \frac{1+R}{1-R} f - 1 = 0 \quad (1.24)$$

où  $C$  et  $b$  sont les paramètres du critère,  $f$  est un coefficient qui prend en compte l'effet de la contrainte moyenne via le rapport de charge  $R$ . Le critère s'appuie sur une simulation par éléments finis avec une loi de comportement élastique linéaire orthotrope (le chargement considéré est le maximum subit pendant un cycle de chargement) où l'énergie élastique est relevée à l'endroit le plus sévèrement sollicité. Le critère prédit bien la durée de vie d'un PBT+PET GF30 pour des sollicitations et des géométries (orientation des fibres) variées, pour un rapport de charge  $R = -1$  (cf. Fig. 1.49a). Les erreurs deviennent importantes pour un rapport de charge  $R = 0.1$  (cf. Fig. 1.49b). Ce critère s'avère pertinent pour un large champ d'applications. Mais le fait que celui-ci ne prenne pas en compte les composantes non linéaires du comportement et que son application ne soit possible que pour des chargements proportionnels limitent son utilisation.

- **Critères en densité d'énergie dissipée**

Launay *et al.* [65], qui étudient un PA66GF35, testent trois critères reliant la densité d'énergie dissipée avec la durée de vie en fatigue pour un ensemble de chargements multiaxiaux sur éprouvettes tubulaires diabolo et pour des chargements uni-axiaux sur éprouvettes découpées dans des plaques. Deux teneurs en humidité (DAM et RH50) sont considérées

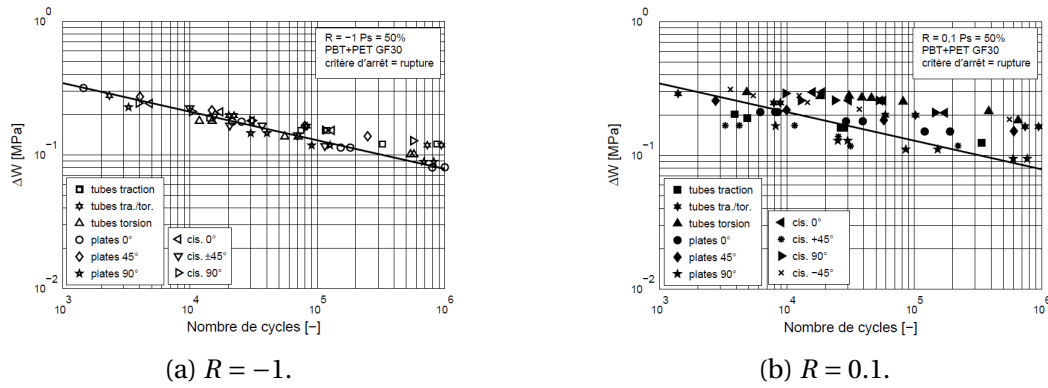


FIGURE 1.49 – Critère de fatigue énergétique (basé sur la densité d'énergie élastique) dans des cas de sollicitations différentes, des géométries différentes, pour un PBT+PET GF30 [59].

pour chaque type d'éprouvette. Le premier critère considéré est celui de Morrow [87] qui suggère une corrélation entre la durée de vie en fatigue à l'amorçage  $N_a$  et la densité d'énergie dissipée par cycle en régime stationnaire  $\Delta W_{diss}$  comme suit :

$$\Delta W_{diss} N_a^b = C \quad \text{avec} \quad \Delta W_{diss} = \int_{\text{cycle}} \underline{\underline{\sigma}}(t) : \underline{\underline{\dot{\epsilon}}}_{in}(t) dt \quad (1.25)$$

où  $C$  et  $b$  sont les paramètres du critère,  $\underline{\underline{\sigma}}$  le tenseur de contraintes,  $\underline{\underline{\dot{\epsilon}}}_{in}$  le taux de déformation inélastique. Il faut remarquer que le calcul de  $\Delta W_{diss}$  dépend des ingrédients du modèle de comportement, les auteurs utilisent le modèle présenté sur la figure 1.27 pour effectuer son calcul à l'aide d'une simulation par éléments finis sur un cycle à l'état stationnaire [65]. La densité d'énergie dissipée est alors divisée en trois contributions : viscoplasticité, viscoélasticité et adoucissement. Le deuxième critère considéré est celui de Amiable *et al.* [4] qui proposent une extension du critère de Morrow de façon à mieux décrire les effets du rapport de charge. Pour modéliser le fait que les micro-fissures ouvertes sous l'effet d'une pression hydrostatique positive sont des sites d'amorçage potentiels plus critiques que les fissures fermées, les auteurs ont ajouté une dépendance à la pression hydrostatique maximale par cycle selon :

$$(\Delta W_{diss} + \alpha P_{max}) N_a^b = C \quad (1.26)$$

où  $P_{max}$  est la pression hydrostatique positive maximale du cycle stabilisé et  $\alpha$  le paramètre supplémentaire du critère. Le dernier critère utilisé a été proposé par les auteurs. Ils observent que l'énergie dissipée par adoucissement est négligeable devant les deux autres contributions sur un cycle stabilisé. Ils proposent donc une alternative basée sur une combinaison linéaire des densités d'énergies dissipées selon les mécanismes viscoélastiques et viscoplastiques, formulée selon l'équation suivante :

$$(\Delta W_{vp} + \alpha W_{ve}) N_a^b = C. \quad (1.27)$$

Les chargements considérés sur les éprouvettes tubulaires diabolos sont : traction ( $Tr$ ), torsion ( $To$ ), traction-torsion en phase ( $\frac{1}{\lambda_2} Tr \propto To$ ) avec  $\lambda_2$  le taux de bi-axialité, traction-

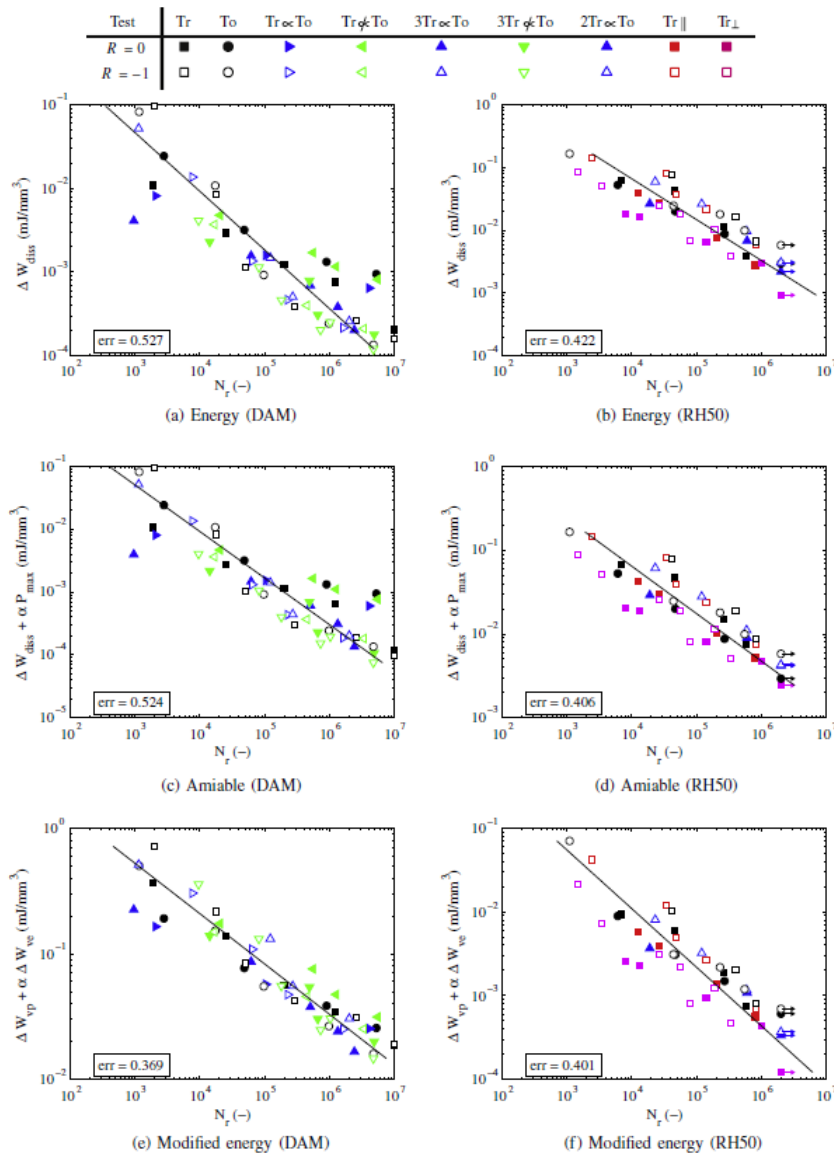


FIGURE 1.50 – Bilan des résultats donnés par trois critères en densité d'énergie dissipée, d'après Launay *et al.* [65].

torsion déphasé  $\left(\frac{1}{\lambda_2} Tr \not\propto To\right)$  où le déphasage entre la traction et la torsion est de  $90^\circ$ . Pour les éprouvettes découpées dans des plaques, les chargements considérés sont : traction sur des éprouvettes découpées à  $0^\circ$  par rapport à la direction principale d'écoulement ( $T \parallel$ ) et traction sur des éprouvettes découpées à  $90^\circ$  par rapport à la direction principale d'écoulement ( $T \perp$ ). Les fréquences de chargement considérées sont comprises entre  $1\text{ Hz}$  et  $5\text{ Hz}$ . Les résultats sont montrés sur la figure 1.50. Nous pouvons observer que les critères en densité d'énergie dissipée s'avèrent prometteurs pour l'analyse de chargements, géométries et orientations complexes. Cependant, leur utilisation nécessite un modèle de comportement puissant capable de prédire avec précision le comportement cyclique du matériau. Comme nous l'avons déjà mentionné, le fait que la densité d'énergie dissipée soit une quantité scalaire présente des problèmes pour définir, par exemple, les directions critiques pour un chargement donné. Pour améliorer cette analyse, il faut aussi considérer la forme du champ de densité d'énergie dissipée qui peut donner des idées sur les direc-



tions critiques. L'estimation du champ de densité d'énergie dissipée (par des méthodes expérimentales) est un des sujets principaux de ces travaux de thèse.

### 1.6 Bilan des problématiques industrielles et scientifiques

Notre travail bibliographique succinct sur les thermoplastiques renforcés de fibres de verre courtes nous permet d'apprécier leur complexité. Ceux-ci ont un comportement thermo-mécanique anisotrope dépendant des conditions environnementales ( $T$ ,  $RH$ ) et aussi des conditions de chargement ( $f$ ,  $R$ , etc.). Dans le cadre de cette thèse, l'objectif principal est de comprendre les liens entre l'orientation des fibres, le chargement thermo (hygro)-mécanique et les mécanismes de fatigue (sites d'initiation, scénarios d'évolution, critère de rupture) pour un PA66GF50, en mettant l'accent sur l'évolution des propriétés en fatigue pour différents états d'orientation (de façon qu'un critère de fatigue identifié sur des éprouvettes simples soit applicable à des structures complexes). Vu les caractéristiques du matériau, les critères de fatigue en densité d'énergie dissipée s'avèrent les plus adaptés à la problématique. Cependant, la mise en place d'un tel critère requiert un modèle de comportement fiable et robuste, lequel est en cours de développement. En l'absence de celui-ci, il faut utiliser des méthodes expérimentales visant à mesurer l'énergie dissipée pendant les chargements cycliques. Dans le cadre de cette thèse, nous nous baserons sur le suivi thermique à l'aide d'une caméra infrarouge pour la mesure de la densité d'énergie dissipée.

Dans un premier temps, il faut travailler sur des états d'orientation des fibres simples (éprouvettes découpées dans des plaques) en ayant un conditionnement connu. Ceci nous permettra de comprendre les mécanismes et l'influence de différents facteurs sur la réponse thermo-mécanique et la tenue en fatigue en fonction de l'orientation, à conditions thermo-hygrométriques fixées. Cette étape permettra de décrire la dispersion en fatigue, l'influence de l'histoire de chargement sur la durée de vie et la précision du critère pour prédire le comportement en fatigue avec et sans histoire de chargement. Il faut aussi identifier le comportement en fatigue pour plusieurs conditions thermo-hygrométriques pour évaluer la capacité de prédiction du critère suivant le conditionnement. Dans un deuxième temps, il faut considérer l'influence des accidents géométriques trouvés dans les structures réelles, lesquels engendrent des états d'orientation complexes et des gradients de dissipation mécanique. Donc, des éprouvettes plus complexes doivent être proposées ayant des accidents géométriques représentatifs de ceux trouvés dans les structures réelles. Le premier pas sera alors de bien identifier leur état d'orientation (simulations rhéologiques, microtomographie, etc.) et ensuite de tester l'approche de dimensionnement en fatigue considérée. Le but final est de pouvoir alimenter la chaîne de dimensionnement en fatigue de façon qu'à partir de la connaissance de la distribution d'orientation des fibres et des gradients des propriétés mécaniques engendrés par celle-ci ainsi que du champ d'énergie dissipée pour un chargement donné (cf. Fig.1.51), le critère soit capable d'estimer le champ de durée de vie en fatigue de l'échantillon considéré à l'échelle pertinente (notion de VER).

Finalement, à partir d'une base de données de comportements à la fatigue des éprouvettes utilisées, l'objectif sera ensuite de tester la validité et les limites du critère considéré pour les structures réelles. Nous pouvons voir qu'une telle base de données nécessite l'identification



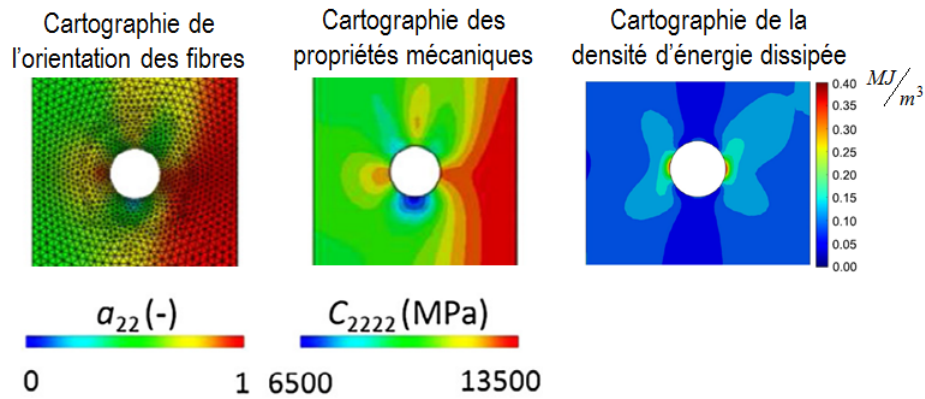


FIGURE 1.51 – Représentation de la cartographie de la distribution d'orientation des fibres, des propriétés mécaniques et de la densité d'énergie dissipée d'une éprouvette injectée ayant une entaille au milieu, image tirée de [80].

du comportement à la fatigue pour chaque type éprouvette, chaque conditionnement, chaque rapport de charge, etc. Ceci serait excessivement long à réaliser en considérant des méthodes d'identification classiques, lesquelles sont basées sur de longues campagnes d'essais permettant d'obtenir des courbes d'endurance (en contrainte, en énergie, etc.). C'est pourquoi nous devons utiliser des méthodes plus rapides. Dans le cadre de cette thèse, nous proposons d'appliquer un protocole d'identification du comportement à la fatigue basé sur des essais d'auto-échauffement, lequel a déjà été utilisé avec succès pour un PA66GF50 [55], pour l'étude des matériaux métalliques [32] [95] [39] et des élastomères [68].

### 1.7 Démarche et plan du manuscrit

Dans les chapitres qui suivent, les outils de caractérisation thermomécanique en fatigue, les éprouvettes et les moyens expérimentaux seront présentés. Ensuite, les résultats seront abordés en trois étapes, tel que montrée sur la figure 1.52. Dans chaque étape, les résultats seront montrés suivant des schémas bien définis pour faire ressortir les données liées au comportement et à la ruine séparément.

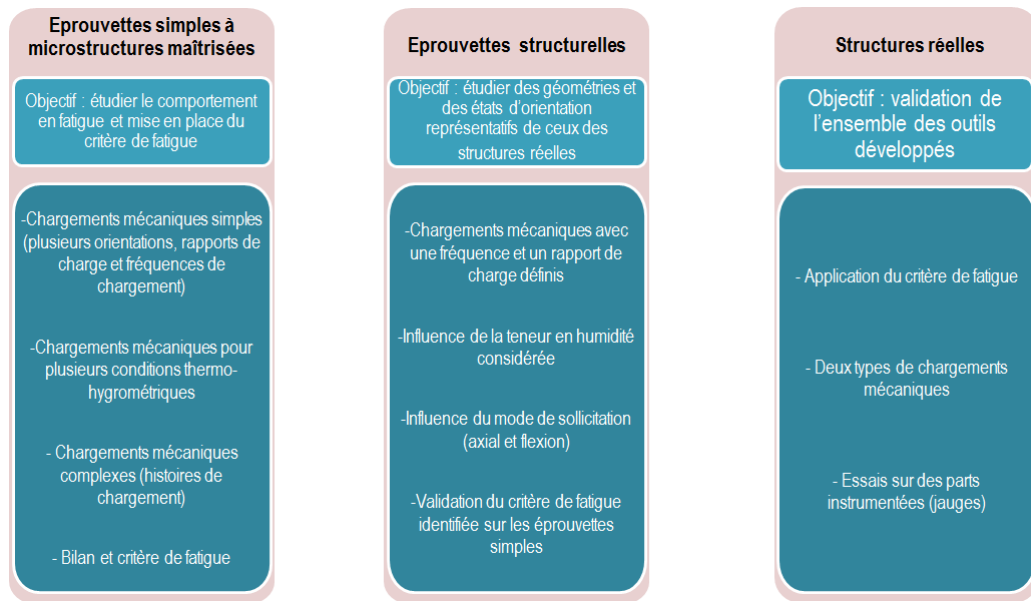
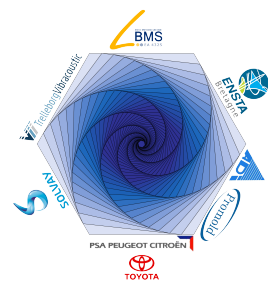


FIGURE 1.52 – Plan de la thèse.





# Caractérisation thermomecanique en fatigue : bibliographie et outils adoptés

## Sommaire

---

<b>2.1 Mesure des termes sources</b> . . . . .	<b>53</b>
2.1.1 Équation de la chaleur . . . . .	53
2.1.2 Simplification de l'équation de la chaleur et champ de température . . . . .	57
2.1.3 Obtention des termes sources sur un état stationnaire . . . . .	59
2.1.4 Obtention des termes sources sur un état transitoire . . . . .	62
<b>2.2 Caractérisation rapide des propriétés en fatigue</b> . . . . .	<b>65</b>
2.2.1 Historique . . . . .	65
2.2.2 Méthodes de caractérisation des propriétés en fatigue . . . . .	66
2.2.3 Extension à l'analyse de champs de dissipation . . . . .	74
<b>2.3 Choix d'outils et questions abordées</b> . . . . .	<b>75</b>

---

Ce chapitre est consacré à la mise en place des outils pour l'analyse des mesures thermiques et leur utilisation pour caractériser les propriétés en fatigue. L'équation de la chaleur et les approches adoptées pour sa résolution seront tout d'abord présentées. Puis, les travaux existants sur la caractérisation des propriétés en fatigue à partir de mesures thermiques pour divers matériaux seront introduits. Finalement, la façon d'utiliser ces outils dans le cadre de ces travaux de thèse sera illustrée.

## 2.1 Mesure des termes sources

### 2.1.1 Équation de la chaleur

Pour pouvoir comprendre l'origine des variations thermiques lors d'un essai mécanique il est indispensable de résoudre l'équation de la chaleur. Celle-ci permet de relier la variation de température lors d'un essai mécanique à des quantités plus intrinsèques du matériau. Celles-ci sont appelées termes sources. Cette section est consacrée, tout d'abord, à la présentation du cadre thermodynamique (à partir de la mécanique des milieux continus) permettant la mise en place de l'équation. Ensuite, les caractéristiques et les hypothèses adoptées pour sa résolution seront présentées. Finalement, deux méthodes de résolution seront décrites.

### Cadre thermodynamique

Le cadre thermodynamique utilisé est celui présenté dans les travaux de Lemaitre et Chaboche [69]. L'état thermodynamique d'un élément volumique est défini pour chaque instant  $t$  par la connaissance des valeurs d'un certain nombre de variables, appelées variables d'état, lesquelles ne dépendent que du point considéré. Toute évolution du système peut être considérée comme une succession d'états d'équilibre. Les variables d'état utilisées classiquement dans le cadre de la mécanique des milieux continus sont :

- $T$ , la température ;
- $\underline{\underline{\varepsilon}}$ , le tenseur des déformations totales (somme des tenseurs des déformations réversibles et irréversibles) ;
- $V_k$ , ensemble des variables internes, lesquelles sont choisies conformément aux mécanismes physiques supposés dans le matériau considéré pour compléter la description de l'état thermodynamique.

Ces variables permettent de décrire un système thermodynamique uniquement lorsque la conservation de l'énergie (1<sup>er</sup> principe de la thermodynamique) et l'inégalité de Clausius-Duhem (2<sup>ème</sup> principe de la thermodynamique) sont respectées à chaque instant. Il faut donc présenter ces deux principes pour pouvoir déduire l'équation de la chaleur. Il faut remarquer que, dans le cadre de cette thèse, nous ne considérons que le cas des **petites perturbations**.

### 1<sup>er</sup> principe de la thermodynamique

Le premier principe s'écrit :

$$\frac{d}{dt}(E + K) = P_{ext} + Q \quad (2.1)$$

où  $E$  est l'énergie interne,  $K$  est l'énergie cinétique,  $P_{ext}$  est la puissance des efforts extérieurs et  $Q$  est le taux de chaleur reçue.

Le théorème de l'énergie cinétique postule que :

$$\frac{d}{dt}(K) = P_{ext} + P_{int} \quad (2.2)$$

où  $P_{int}$  est la puissance des efforts intérieurs. Donc, à partir des equations 2.1 et 2.2 nous pouvons déduire que :

$$\frac{d}{dt}(E) = Q - P_{int} \quad (2.3)$$

Si nous considérons un domaine  $\Omega$  de volume  $V$  et de frontière  $\partial\Omega$ , nous pouvons écrire que :

$$\frac{d}{dt}(E) = \frac{d}{dt} \left( \int_{\Omega} \rho e dV \right), \quad (2.4)$$

$$Q = \int_{\Omega} r dV - \int_{\partial\Omega} \vec{q} \cdot \vec{n} dS \text{ et} \quad (2.5)$$

$$P_{int} = - \int_{\Omega} \underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{\dot{\epsilon}}} dV. \quad (2.6)$$

Où  $\rho$  est la masse volumique,  $e$  est l'énergie interne spécifique,  $r$  est la densité volumique du taux de chaleur reçu par le domaine  $\Omega$  de la part des sources extérieures,  $\vec{q}$  est le vecteur courant de chaleur et  $\underline{\underline{\sigma}}$  est le tenseur de contraintes. A partir des equations 2.3, 2.4, 2.5 et 2.6 nous pouvons déduire la forme locale de la conservation de l'énergie :

$$\rho \dot{e} = \underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{\dot{\epsilon}}} + r - \text{div}(\vec{q}). \quad (2.7)$$

Cette forme locale sera utilisée pour mettre en place l'équation de la chaleur.

### 2<sup>ème</sup> principe de la thermodynamique

Soit  $S$ , l'entropie massique, qui exprime une variation d'énergie associée à une variation de température. A l'équilibre d'un système, le taux de production d'entropie massique externe s'écrit :

$$S_e = \frac{Q}{T} = \int_{\Omega} \left( \frac{r}{T} - \text{div} \left( \frac{\vec{q}}{T} \right) \right) d\Omega. \quad (2.8)$$

Quand le système n'est plus à l'équilibre, l'entropie massique s'écrit :

$$\dot{S} = \int_{\Omega} \rho \dot{s} d\Omega = \dot{S}_e + \dot{S}_i. \quad (2.9)$$

Avec  $\dot{S}_i$  le taux de production d'entropie massique interne.

Le deuxième principe de la thermodynamique postule que  $\dot{S}_i \geq 0$ , donc, à partir des équations 2.8 et 2.9, nous pouvons écrire :

$$\rho \dot{s} \geq \frac{r}{T} - \text{div} \left( \frac{\vec{q}}{T} \right). \quad (2.10)$$

L'équation 2.10 combinée avec le premier principe (équation 2.7), nous permet d'écrire :

$$\rho (T \dot{s} - \dot{e}) + \underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{\dot{\epsilon}}} - \frac{\vec{q} \cdot \overrightarrow{\text{grad}}(T)}{T} \geq 0. \quad (2.11)$$

L'inégalité de Clausius-Duhem peut alors être obtenue en introduisant l'énergie libre massique (potentiel d'Helmholtz) définie par  $\Psi = e - Ts$ , de façon que :

$$\underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{\dot{\epsilon}}} - \rho (\dot{\Psi} + s \dot{T}) - \frac{\vec{q} \cdot \overrightarrow{\text{grad}}(T)}{T} \geq 0. \quad (2.12)$$

L'énergie libre  $\Psi = \Psi(\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}, T, V_k)$  dépend des variables d'état, donc :

$$\dot{\Psi} = \frac{\partial \Psi}{\partial \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}} : \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}} + \frac{\partial \Psi}{\partial T} \dot{T} + \frac{\partial \Psi}{\partial V_k} \circ \dot{V}_k, \quad (2.13)$$

où l'opérateur  $\circ$  représente la contraction sur le nombre adéquat d'indices en vue de l'obtention d'un scalaire (selon l'ordre tensoriel de la variable interne considérée). Il faut remarquer que dans l'approche présentée dans cette thèse, les composantes anélastiques ou non recouvrables de la déformation totale (associées à des phénomènes de plasticité, de viscosité, d'endommagement, etc) sont considérées comme des variables internes. L'inégalité de Clausius-Duhem devient alors :

$$\left( \underline{\underline{\sigma}} - \rho \frac{\partial \Psi}{\partial \underline{\underline{\varepsilon}}} \right) : \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}} - \rho \left( s + \frac{\partial \Psi}{\partial T} \right) \dot{T} - \rho \frac{\partial \Psi}{\partial V_k} \circ \dot{V}_k - \frac{\vec{q} \cdot \overrightarrow{grad}(T)}{T} \geq 0. \quad (2.14)$$

Cette inégalité est vraie pour tout trajet réel. Nous pouvons alors déduire les lois d'état suivantes :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \rho \frac{\partial \Psi}{\partial \underline{\underline{\varepsilon}}}, \quad (2.15)$$

$$s = - \frac{\partial \Psi}{\partial T}. \quad (2.16)$$

Finalement, si nous supposons le découplage entre la dissipation intrinsèque  $\Delta_{int}$  (liée aux processus mécaniques irréversibles) et la dissipation thermique  $\Delta_{th}$  (liée aux échanges thermiques par conduction, convection ou radiation) nous pouvons écrire :

$$\Delta_{int} = A_k \circ \dot{V}_k \geq 0 \text{ et} \quad (2.17)$$

$$\Delta_{th} = - \frac{\vec{q} \cdot \overrightarrow{grad}(T)}{T} \geq 0. \quad (2.18)$$

Où  $A_k = -\rho \frac{\partial \Psi}{\partial V_k}$  représente la force thermodynamique associée à la variable interne  $V_k$ .

### Équation de la chaleur

L'équation de la chaleur se déduit de l'expression locale de la conservation de l'énergie (équation 2.7) en l'écrivant en fonction de l'énergie libre massique  $\Psi = e - Ts$ , telle que :

$$\rho \dot{\Psi} + \rho T \dot{s} + \rho \dot{T} s = \underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}} + r - div(\vec{q}). \quad (2.19)$$

Le terme  $\rho T \dot{s}$  se déduit de la loi d'état (équation 2.16) :

$$\rho T \dot{s} = -\rho T \frac{\partial^2 \Psi}{\partial \underline{\underline{\varepsilon}} \partial T} : \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}} - \rho T \frac{\partial^2 \Psi}{\partial T \partial T} \dot{T} - \rho T \frac{\partial^2 \Psi}{\partial V_k \partial T} \circ \dot{V}_k. \quad (2.20)$$

Alors, à partir des équations 2.13, 2.19 et 2.20 nous pouvons obtenir l'équation de la chaleur sous la forme suivante :

$$\rho C \dot{T} + \text{div}(\vec{q}) = \Delta_{int} + r + \rho T \frac{\partial^2 \Psi}{\partial T \partial \underline{\underline{\varepsilon}}} : \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}} + \rho T \frac{\partial^2 \Psi}{\partial T \partial V_k} \circ \dot{V}_k \quad (2.21)$$

- Pertes par conduction
- Taux d'absorption de la chaleur
- Dissipation intrinsèque
- Source volumique de chaleur à distance
- Couplage thermoélastique
- Couplages thermomomécánicos (variables internes)

FIGURE 2.1 – Équation de la chaleur.

Où  $C = -T \frac{\partial^2 \Psi}{\partial T \partial T}$  est la chaleur spécifique. L'équation 2.21 relie donc le taux d'absorption (ou de désorption) de la chaleur aux pertes par conduction, par échange avec l'extérieur et aux termes sources. Ces derniers sont divisés en trois contributions : celle due à la dissipation intrinsèque, celle due aux sources volumiques de chaleur à distance et celle due aux couplages thermomécaniques.

### 2.1.2 Simplification de l'équation de la chaleur et champ de température

Nous souhaitons obtenir la contribution due à la dissipation intrinsèque à partir des variations de température lors d'essais d'auto-échauffement. Un essai d'auto-échauffement consiste à appliquer une séquence de blocs de chargements cycliques à une éprouvette ou structure et à observer l'évolution de la température de l'échantillon durant chaque bloc de chargement. Dans le cadre de ces essais, des hypothèses simplificatrices peuvent être réalisées [55] [32] :

- $C$  et  $\rho$  sont indépendantes de la température ;
- la convection interne est négligeable (i.e.,  $\frac{dT}{dt} = \frac{\partial T}{\partial t}$ ) ;
- la source volumique de chaleur à distance  $r$  est indépendante du temps ;
- le seul terme de couplage non négligé est le couplage thermoélastique  $\left( \rho T \frac{\partial^2 \Psi}{\partial \underline{\underline{\varepsilon}} \partial T} : \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}} \right)$ .

Ces hypothèses reposent, entre autres, sur le fait que les variations de température lors des essais d'auto-échauffement sont suffisamment faibles. L'ordre de variation de la température change selon la méthode adoptée pour l'obtention de la dissipation intrinsèque. Ces ordres de variation seront précisés par la suite.

Si nous utilisons de plus la variation de la température  $\theta = T - T_0$ , où  $T_0$  est la température ambiante, et en considérant la loi de Fourier  $\left( \lambda \overrightarrow{\text{grad}} T = -\vec{q} \right)$ , l'équation de la chaleur peut être ré-écrite comme suit :

$$\rho C \frac{\partial \theta}{\partial t} - \lambda \Delta \theta = \Delta_{int} + \rho T \frac{\partial^2 \Psi}{\partial \underline{\underline{\varepsilon}} \partial T} : \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}} \quad (2.22)$$



Où  $\Delta$  est l'opérateur laplacien et  $\lambda$  est la conductivité thermique. Il faut remarquer que dans l'approche présentée, nous supposons le tenseur de conductivité thermique  $\underline{\underline{\lambda}}$  comme isotrope, donc  $\underline{\underline{\lambda}} = \lambda \underline{\underline{1}}$ .

Dans le cadre de cette thèse, les mesures thermiques seront réalisées avec une caméra infrarouge. Le principe de fonctionnement d'un tel instrument sera présenté dans le chapitre 3. Une caméra infrarouge donne accès aux champs de température surfaciques. Différentes hypothèses peuvent être effectuées sur l'homogénéité du champ de température. Nous parlons alors d'approche 0D, 1D ou 2D (cf. Fig.2.2) :

- l'approche 0D considère uniquement la température moyennée dans le volume étudié (le champ de température est une fonction qui ne dépend que du temps), l'ensemble des pertes sont dues aux échanges avec l'extérieur. Par exemple, lors d'un essai de fatigue de traction uniaxiale sur une éprouvette, les échanges peuvent être décomposés en deux contributions. La première correspond aux pertes par les mors de la machine d'essai. La deuxième concerne les pertes sur la surface latérale par échange avec le milieu ambiant ;
- l'approche 1D considère la température moyennée sur la section de l'échantillon (le champ de température est une fonction d'une dimension spatiale et du temps). Des pertes par conduction au sein de la matière sont alors prises en compte suivant l'axe  $x$ , en plus des pertes sur les faces latérales par échange avec le milieu ambiant suivant  $y$  et  $z$  ;
- l'approche 2D considère la température moyennée suivant l'épaisseur (direction  $z$  sur la figure 2.2). Le champ de température est une fonction de deux dimensions spatiales et du temps. Les pertes s'effectuent par conduction suivant  $x$  et  $y$  au sein de la matière et par échange avec le milieu ambiant sur les faces latérales suivant  $z$ .

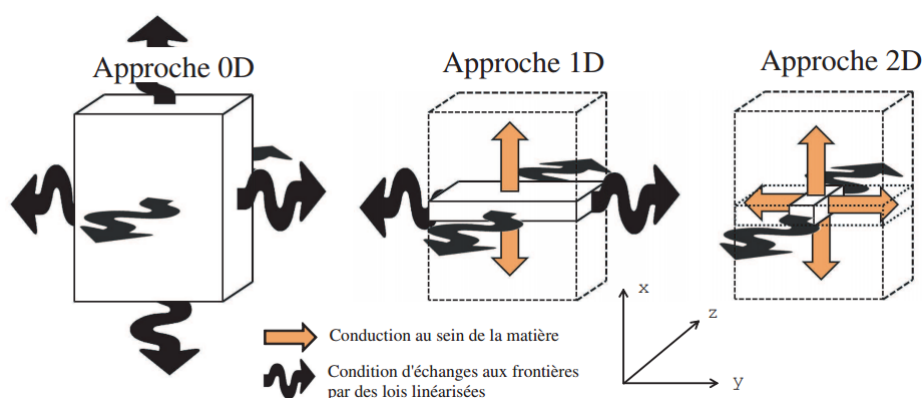


FIGURE 2.2 – Différences entre les conditions aux limites du problème thermique en fonction de l'approche considérée. Image tirée de Munier [89].

Deux méthodes pour l'obtention des termes sources seront présentées, pour chacune d'entre elles les approches considérées (0D,1D et 2D) seront aussi détaillées.

### 2.1.3 Obtention des termes sources sur un état stationnaire

#### Cas 0D

Cette première méthode est largement utilisée dans le cadre des essais d'auto-échauffement sur les matériaux métalliques, par exemple, dans les travaux de Doudard [32], Munier [89], Boulanger *et al.* [18], etc. La méthode est aussi utilisée dans le cadre des essais d'auto-échauffement sur les matériaux élastomères, par exemple dans les travaux de Le Saux [68] et aussi pour les thermoplastiques renforcées de fibre de verre courtes, par exemple dans les travaux de Jegou [55].

Nous considérons une éprouvette à section utile parallélépipédique soumise à des sollicitations cycliques uniaxiales, telle qu'illustrée dans la figure 2.3a (le chargement est dans la direction  $x$ ). Nous pouvons adopter les conditions aux limites thermiques appelées conditions de Fourier, c'est-à-dire :

$$\vec{q} \cdot \vec{n} = \pm h_2 \theta_{0d} \text{ si } \vec{n} = \pm \vec{e}_x \text{ et} \quad (2.23)$$

$$\vec{q} \cdot \vec{n} = \pm h_1 \theta_{0d} \text{ si } \vec{n} = \pm \vec{e}_y \text{ ou } \vec{n} = \pm \vec{e}_z. \quad (2.24)$$

Où  $\vec{e}_x$ ,  $\vec{e}_y$  et  $\vec{e}_z$  sont les vecteurs unitaires dans les directions  $x$ ,  $y$  et  $z$  respectivement.  $h_1$  est le coefficient de convection thermique entre l'éprouvette et les mors de la machine et  $h_2$  est le coefficient de convection thermique entre l'éprouvette et l'air.  $\theta_{0d}$  est la variation de température **moyennée dans le volume** ( $\theta_{0d} = \frac{1}{V} \int_V \theta dV$ ). Puisque c'est  $\theta_{0d}$  qui est prise en compte, l'ensemble de l'équation de la chaleur doit être moyennée par rapport au volume comme suit :

$$\frac{1}{V} \int_V \rho C \frac{\partial \theta}{\partial t} dV - \frac{1}{V} \int_V \lambda \Delta \theta dV = \frac{1}{V} \int_V \Delta_{int} dV + \frac{1}{V} \int_V \rho T \frac{\partial^2 \Psi}{\partial \underline{\underline{\varepsilon}} \partial T} : \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}} dV \quad (2.25)$$

où :

$$\frac{1}{V} \int_V \lambda \Delta \theta dV = \frac{1}{V} \int_V \text{div}(\vec{q}) dV = \frac{1}{V} \int_{\partial \Omega} \vec{q} \cdot \vec{n} dS = \frac{1}{V} (2ebh_2 \theta_{0d} + 2leh_1 \theta_{0d} + 2blh_1 \theta_{0d})$$

$$\frac{1}{V} \int_V \Delta_{int} dV = \Delta_{int}^{0d} \text{ et } \frac{1}{V} \int_V \rho T \frac{\partial^2 \Psi}{\partial \underline{\underline{\varepsilon}} \partial T} : \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}} dV = S_{the}^{0d}.$$

Donc, l'équation de la chaleur peut être réécrite :

$$\dot{\theta}_{0d} + \frac{\theta_{0d}}{\tau_{eq}} = \frac{\Delta_{int}^{0d}}{\rho C} + \frac{S_{the}^{0d}}{\rho C} \quad (2.26)$$

Où  $\tau_{eq} = \rho C \left( \frac{2h_2}{l} + \frac{2(e+b)h_1}{eb} \right)^{-1}$  est le temps caractéristique thermique.

Les chargements cycliques considérés sont des sinusoïdes, la fréquence de sollicitation est notée  $f$ . Si nous considérons que le couplage thermoélastique est compensé sur un cycle de chargement, l'équation 2.26 devient :

$$\dot{\tilde{\theta}}_{0d} + \frac{\tilde{\theta}_{0d}}{\tau_{eq}} = \frac{\tilde{\Delta}}{\rho C} \quad (2.27)$$

où  $\tilde{\theta}_{0d}$  et  $\tilde{\Delta}$  sont respectivement la variation de température et la dissipation intrinsèque moyennées dans le volume et moyennées pour chaque cycle de chargement, ainsi :

$$\tilde{\theta}_{0d} = \frac{1}{T_c} \int_t^{t+T_c} \theta_{0d} dt \quad \text{et}$$

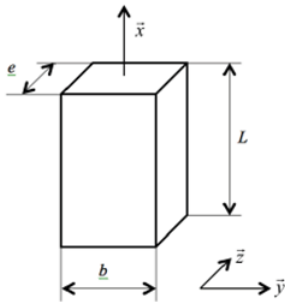
$$\tilde{\Delta} = \frac{1}{T_c} \int_t^{t+T_c} \Delta_{int}^{0d} dt.$$

Où  $T_c$  est la période du chargement sinusoïdal.

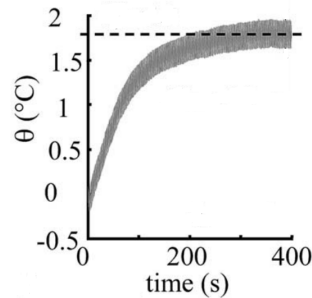
Finalement, si nous supposons que  $\tilde{\Delta}$  est constante sur chaque cycle de chargement, l'équation 2.27 devient :

$$\dot{\tilde{\theta}}_{0d} + \frac{\tilde{\theta}_{0d}}{\tau_{eq}} = \frac{f\Delta^*}{\rho C}. \quad (2.28)$$

Où  $\Delta^*$  est la dissipation intrinsèque produite à chaque cycle de chargement, cette variable sera appelée par la suite **énergie dissipée par cycle**.



(a) Schéma du volume utile de l'éprouvette.



(b) Allure de la variation de température lors d'un chargement cyclique sur une éprouvette en acier. Image tirée de Boulanger *et al.* [18]

FIGURE 2.3 – Approche 0D sur un état stationnaire.

Notons que l'équation 2.28 est une équation différentielle linéaire, si nous supposons que  $\tilde{\theta}_{0d} = 0$

à  $t = 0$ , la solution de l'équation est :

$$\tilde{\theta}_{0d} = \frac{f\Delta^* \tau_{eq}}{\rho C} \left( 1 - \exp\left(\frac{-t}{\tau_{eq}}\right) \right). \quad (2.29)$$

Lorsque  $t \gg \tau_{eq}$ ,  $\tilde{\theta}_{0d}$  arrive à une valeur constante dans le temps, notée  $\bar{\theta}_{sta}$ . L'énergie dissipée par cycle peut être calculée en fonction de  $\bar{\theta}_{sta}$  comme suit :

$$\Delta^* = \frac{\rho C \bar{\theta}_{sta}}{f \tau_{eq}}. \quad (2.30)$$

La figure 2.3b montre l'allure de la variation de température lors d'un chargement cyclique sur une éprouvette en acier, la ligne pointillée correspond à  $\bar{\theta}_{sta}$ , la partie oscillatoire de la courbe est associée au couplage thermoélastique, c'est pourquoi il faut prendre la valeur moyenne du régime stationnaire de la courbe.  $\bar{\theta}_{sta}$  provient d'une mesure surfacique, mais lorsque le système est stationnaire celle-ci est représentative du volume étudié. Dans la pratique il est difficile d'évaluer  $\tau_{eq}$  à partir des coefficients de convection thermique, il est préférable d'utiliser la cinétique de refroidissement, c'est-à-dire, que si nous arrêtons un essai cyclique étant déjà arrivé au comportement stationnaire nous pouvons dire que  $\tilde{\theta}_{0d} = \bar{\theta}_{sta}$  à  $t = 0$  et que  $\Delta^* = 0$ . Donc, la solution à l'équation différentielle 2.28 est :

$$\tilde{\theta}_{0d} = \bar{\theta}_{sta} \exp\left(\frac{-t}{\tau_{eq}}\right). \quad (2.31)$$

Cette dernière équation permet d'identifier  $\tau_{eq}$  sur la courbe de retour à l'équilibre thermique.

### Cas 1D et 2D

Dans l'approche 1D, la température est moyennée uniquement dans la section de l'éprouvette, donc le volume est considéré comme une succession de tranches. Si nous reprenons l'exemple de la figure 2.3a (chargement cyclique dans la direction  $x$ ), nous pouvons considérer des tranches de volume  $V = bedx$ . Il faut donc intégrer l'équation de la chaleur sur ce volume :

$$\frac{1}{bedx} \int_V \rho C \frac{\partial \theta}{\partial t} dV - \frac{1}{bedx} \int_V \lambda \Delta \theta dV = \frac{1}{bedx} \int_V \Delta_{int} dV + \frac{1}{bedx} \int_V \rho T \frac{\partial^2 \Psi}{\partial \underline{\underline{\epsilon}} \partial T} : \underline{\underline{\dot{\epsilon}}} dV. \quad (2.32)$$

Les conditions aux limites thermiques du volume considéré sont la conduction dans la direction  $x$  et les pertes latérales (convection entre l'éprouvette et l'air). Alors, nous pouvons calculer l'ensemble des pertes comme suit :

$$\frac{1}{bedx} \int_V \lambda \Delta \theta dV = \frac{1}{bedx} \int_V \text{div}(\vec{q}) dV = \frac{1}{bedx} \int_{\partial \Omega} \vec{q} \cdot \vec{n} dS = -\lambda \frac{\partial^2 \theta_{1d}}{\partial x^2} + 2h_1 \frac{e+b}{eb} \theta_{1d}. \quad (2.33)$$

Où,  $\theta_{1d}$  est la température **moyennée dans la section de l'éprouvette**, c'est-à-dire :

$$\theta_{1d} = \frac{1}{S} \int_S \theta dS,$$

avec  $S$  la section de l'éprouvette. Nous pouvons donc écrire l'équation de la chaleur 1D :

$$\dot{\theta}_{1d} - \frac{\lambda}{\rho C} \frac{\partial^2 \theta_{1d}}{\partial x^2} + \frac{\theta_{1d}}{\tau_{eq}^{1d}} = \frac{\Delta_{int}^{1d}}{\rho C} + \frac{S_{the}^{1d}}{\rho C}. \quad (2.34)$$

Où,

$$\frac{1}{S} \int_S \Delta_{int} dS = \Delta_{int}^{1d}, \quad \frac{1}{S} \int_S \rho T \frac{\partial^2 \Psi}{\partial \underline{\underline{\varepsilon}} \partial T} : \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}} dS = S_{the}^{1d} \quad \text{et} \quad \tau_{eq}^{1d} = \rho C \left( \frac{eb}{2(e+b)h_1} \right).$$

L'approche 2D suit le même principe que l'approche 1D, la seule différence est que l'élément de volume considéré est  $V = edxdy$ . Il faut donc considérer la conduction dans la direction  $y$  et  $\theta$  est moyennée uniquement dans la direction  $z$ . L'équation de la chaleur 2D s'écrit alors :

$$\dot{\theta}_{2d} - \frac{\lambda}{\rho C} \left( \frac{\partial^2 \theta_{2d}}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 \theta_{2d}}{\partial y^2} \right) + \frac{\theta_{2d}}{\tau_{eq}^{2d}} = \frac{\Delta_{int}^{2d}}{\rho C} + \frac{S_{the}^{2d}}{\rho C}. \quad (2.35)$$

Où,

$$\frac{1}{e} \int_{-\frac{e}{2}}^{\frac{e}{2}} \theta dz = \theta_{2d}, \quad \frac{1}{e} \int_{-\frac{e}{2}}^{\frac{e}{2}} \Delta_{int} dz = \Delta_{int}^{2d}, \quad \frac{1}{e} \int_{-\frac{e}{2}}^{\frac{e}{2}} \rho T \frac{\partial^2 \Psi}{\partial \underline{\underline{\varepsilon}} \partial T} : \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}} dz = S_{the}^{2d} \quad \text{et} \quad \tau_{eq}^{2d} = \frac{\rho C}{2h_1}.$$

Les approches 1D et 2D sont également utilisées pour remonter au terme source associée à la dissipation intrinsèque, par exemple, dans les travaux de Maquin *et al.* [78], Boulanger *et al.* [18], Connesson *et al.* [28], Berthel *et al.* [16] et Florin *et al.* [42] pour le cas des matériaux métalliques. L'approche 2D est utilisée dans le cadre des thermoplastiques dans les travaux de Benaarbia *et al.* [11]. Dans ces travaux de thèse les approches 1D et 2D ne seront pas utilisées dans le cadre d'une analyse sur un état stationnaire.

## 2.1.4 Obtention des termes sources sur un état transitoire

Une autre possibilité pour obtenir les termes sources à partir de l'évolution de la température lors de chargements cycliques consiste à se baser sur la mesure de la vitesse initiale de la variation de température. En effet, si celle-ci peut être mesurée sur un temps très court par rapport au temps caractéristique thermique et si la conductivité du matériau est suffisamment faible, les pertes associées à la conduction et à la diffusion thermique peuvent être négligées. C'est-à-dire, le terme  $\lambda \Delta \theta$ .

### Cas 0D

Si nous reprenons l'exemple de la figure 2.3a et nous supposons que la camera infrarouge mesure le champ de température sur une des faces parallèles au plan  $(x, y)$ . Nous pouvons réécrire l'équation 2.22 comme suit :

$$\rho C \frac{\partial \theta}{\partial t} \Big|_{t \rightarrow t_0} = \Delta_{int} + \rho T \frac{\partial^2 \Psi}{\partial \underline{\underline{\varepsilon}} \partial T} : \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}. \quad (2.36)$$

où  $t \rightarrow t_0$  veut dire que le temps d'analyse considéré est très proche de l'instant de début du chargement cyclique, noté  $t_0$ . Comme pour le cas de l'approche 0D sur un état stationnaire, les chargements cycliques considérés sont sinusoïdaux (fréquence  $f$  et période  $T_c$ ) et nous supposons que le couplage thermoélastique est compensé sur un cycle de chargement. L'équation 2.36 devient alors :

$$\rho C \dot{\tilde{\theta}}_0 = \tilde{\Delta}. \quad (2.37)$$

Où  $\tilde{\theta}_0$  et  $\tilde{\Delta}$  sont la variation de température et la dissipation intrinsèque moyennées sur la face mesurée par la caméra, moyennées sur chaque cycle de chargement, telles que :

$$\tilde{\theta}_0 = \frac{1}{T_c} \int_t^{t+T_c} \theta_{xy} dt \quad \text{et} \quad \tilde{\Delta} = \frac{1}{T_c} \int_t^{t+T_c} \Delta_{int}^{xy} dt,$$

avec  $\theta_{xy}$  et  $\Delta^{xy}$  la variation de température et la dissipation intrinsèque moyennées sur la face mesurée par la caméra. Si nous supposons que  $\tilde{\Delta}$  est constante pour chaque cycle de chargement, l'équation 2.37 devient :

$$\rho C \dot{\tilde{\theta}}_0 = f \Delta^*. \quad (2.38)$$

Où  $\Delta^*$  est la dissipation intrinsèque produite à chaque cycle de chargement, appelée énergie dissipée par cycle (sur la surface considérée) et  $\dot{\tilde{\theta}}_0$  est la vitesse initiale de variation de température calculée pour des instants auxquels l'éprouvette est dans la même configuration mécanique. Trois remarques importantes doivent être faites par rapport à cette approche :

- comme l'analyse considérée utilise la variation de température moyennée sur chaque cycle de chargement ( $\tilde{\theta}_0$ ), le temps d'analyse minimum est égal à la période du chargement, c'est-à-dire, la variation de température moyennée sur un seul cycle de chargement. Il faut donc que la période du chargement soit suffisamment courte par rapport au temps caractéristique thermique ;
- les mesures thermiques sont réalisées en surface pour un état presque adiabatique. La notion de volume de la mesure réalisée (ou bien la distance de pénétration) est donc donnée uniquement par la distance caractéristique de la conduction ayant lieu pendant le temps d'analyse considéré. Cette distance peut être évaluée à partir des paramètres physiques du matériau (masse volumique, chaleur spécifique et conductivité thermique) et du temps d'analyse ;
- au regard de la notion de volume, l'approche 0D sur un état stationnaire est en général différente de celle sur un état transitoire. Mais, si l'énergie dissipée moyenne par cycle en surface est représentative de celle moyenne dans le volume, les deux analyses seront équivalentes.

La figure 2.4 montre un exemple du calcul de l'énergie dissipée par cycle selon l'approche 0D sur un état transitoire. Nous pouvons observer que la variation de température est calculée pour des

instants auxquels l'éprouvette est dans la même configuration mécanique (premier et deuxième pics). Le matériau de cet exemple est un élastomère.

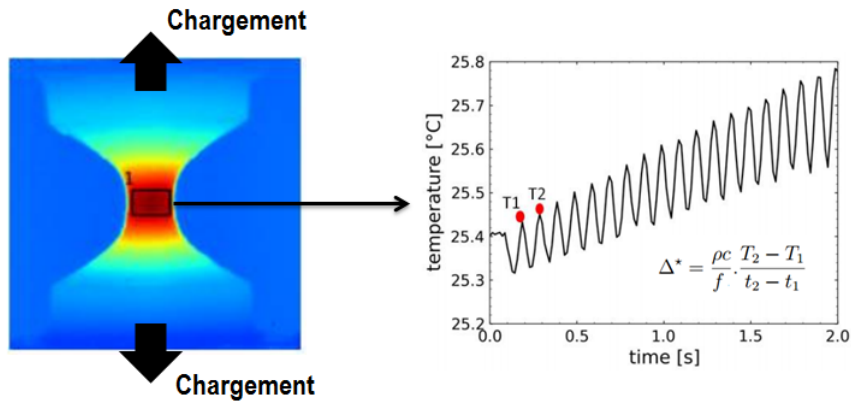


FIGURE 2.4 – Exemple de l’approche 0D sur un état transitoire (éprouvette diabolo en élastomère). Image tirée de Masquelier [82].

### Cas 2D

L’approche 2D est une extension de l’approche 0D, la seule différence porte sur le fait que l’on mesure le champ surfacique de vitesse initiale de variation de température au lieu de mesurer la vitesse initiale de variation de la température moyennée sur une surface. Cette approche est particulièrement intéressante dans le cas où le terme source est hétérogène sur la surface considérée. La résolution spatiale du champ évoqué sera fixée par les paramètres physiques du matériau et le temps d’analyse considéré. La figure 2.5 montre l’évolution du champ d’énergie dissipée obtenu sur une éprouvette entaillée, le matériau est un PA66GF35.

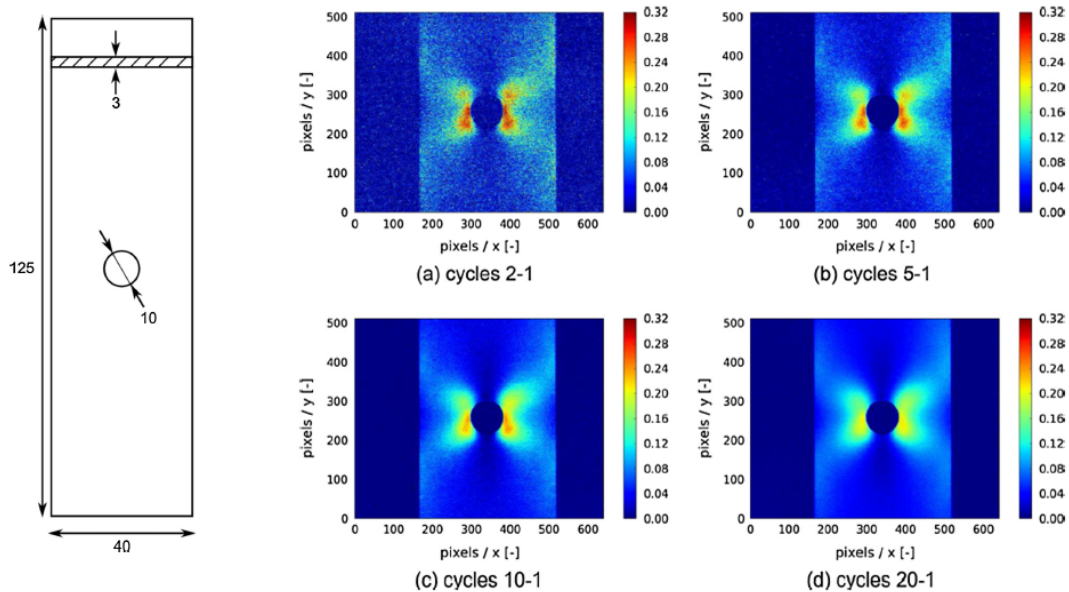


FIGURE 2.5 – Exemple du champ d’énergie dissipée par cycle obtenu pour des différents temps d’analyse (la fréquence de chargement est de 1Hz), dimensions en mm et énergie dissipée par cycle en  $Mj/m^3$ . Image tirée de Marco *et al.* [80].

Dans le cas présenté, le champ de vitesse initiale de variation de température est évalué à partir des images correspondant à deux configurations mécaniques similaires (pour deux cycles de chargement). Le temps d'analyse sera donc le temps entre les deux cycles considérés, pour le cas présenté, la fréquence est de 1Hz, les temps d'analyse sont donc respectivement de 1s, 4s, 9s et 19s. Le temps caractéristique thermique est de l'ordre de 70s et la distance associée à la conduction est d'environ 1.5mm pour un temps d'analyse de 19s. Nous pouvons observer que l'intensité du gradient de dissipation semble diminuer si le temps d'analyse augmente du fait de la conduction.

Les quelques travaux qui utilisent cette approche sur les thermoplastiques renforcées de fibres de verre courtes et sur les élastomères sont : Marco *et al.* [80], Jegou [55] et Masquelier [82].

## 2.2 Caractérisation rapide des propriétés en fatigue

Cette section est consacrée à la présentation des travaux existants sur la caractérisation des propriétés en fatigue à partir d'essais d'auto-échauffement.

### 2.2.1 Historique

Depuis son apparition en tant que domaine d'étude, la fatigue des matériaux présente un problème majeur, l'obtention des courbes de Wöhler de façon rapide. La caractérisation des propriétés en fatigue à partir des essais d'auto-échauffement a permis d'aborder ce problème pour plusieurs familles de matériaux. Dans les meilleurs des cas, les courbes de Wöhler déterministes peuvent être obtenues en moins d'une journée d'essais. La figure 2.6 proposée par Munier [89] montre de façon schématique l'histoire des essais d'auto-échauffement comme outil de caractérisation de la durée de vie en fatigue.

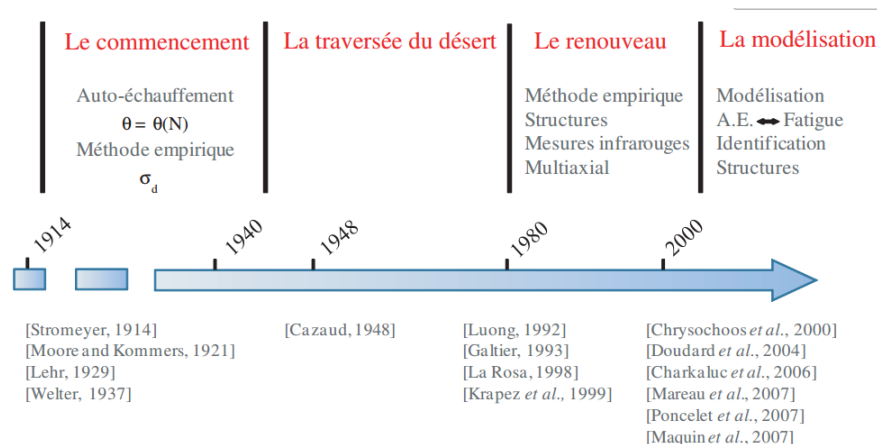


FIGURE 2.6 – Historique des essais d'auto-échauffement comme outil de caractérisation de la durée de vie en fatigue. Image tirée de Munier [89].

L'auteur propose de diviser en 4 périodes l'histoire de cette thématique :

- **le commencement** (1914-1937) : lors de l'exposition universelle de Paris en 1867 les premiers travaux de Wöhler [110] ont été présentés. Se pose alors le problème de la façon



d'identifier les courbes de fatigue dans des durées acceptables. Les premières méthodes apparaissent avec les travaux de Stromeyer [105], où une évaluation de la limite d'endurance est réalisée empiriquement à partir de mesures thermiques ;

- **la traversée du désert** (1937-1980) : période sans publications scientifiques sur le sujet ;
- **le renouveau** (1980-2000) : de nouvelles études sont publiées principalement sur les matériaux métalliques apparaissent, par exemple, Luong [73], Luong [74], La Rosa et Risitano [62] et Liaw *et al.* [70]. Pendant cette période de nouvelles questions se posent comme par exemple l'influence de la contrainte moyenne vis-à-vis de la méthode. Cette période coïncide avec l'apparition des mesures infrarouges ;
- **la modélisation** (depuis 2000) : une nouvelle tendance scientifique cherchant à modéliser les phénomènes responsables de l'auto-échauffement apparaît (pour les matériaux métalliques). Citons quelques publications : Chrysochoos et Louche [26], Doudard [32], Mareau [81] et Poncelet [95].

Dans la section suivante seront montrés quelques travaux récents sur la façon de caractériser les propriétés en fatigue à partir d'essais d'auto-échauffement pour différentes familles de matériaux.

### 2.2.2 Méthodes de caractérisation des propriétés en fatigue

#### Approche empirique

Le premier exemple présenté ici sur la méthode empirique est celui de Doudard *et al.* [33]. La méthode a été développée dans le cadre des matériaux métalliques. Elle consiste à faire un essai d'auto-échauffement où chaque bloc de chargement est mené jusqu'à la stabilisation de la variation de la température, tel que montré sur les figures 2.7a et 2.7b. La variation de température stabilisée dépend de la fréquence de chargement et du niveau de chargement considérés. La variation de température stabilisée est ensuite tracée en fonction du chargement (pour une fréquence de chargement constante), tel que montré sur la figure 2.7c. Il est observé qu'à partir d'un certain niveau de chargement, une augmentation brutale de la variation de température stabilisée a lieu. Cette augmentation est associée à l'activation du mécanisme qui pilote la fatigue du matériau, c'est-à-dire, la microplasticité dans le cadre des matériaux métalliques. Pour détecter le seuil d'activation de ce mécanisme, l'auteur propose de tracer une droite avec les points ayant une variation de température importante et d'évaluer l'intersection de cette droite avec l'axe du chargement, tel qu'illustré sur la figure 2.7c. Cette valeur de chargement est associée à la limite d'endurance du matériau. La précision de cette limite d'endurance estimée est évaluée sur une courbe de Wöhler identifiée classiquement, tel que montré sur la figure 2.7d. Cette méthode permet de caractériser la limite d'endurance du matériau en moins d'une journée d'essais.

## 2.2. Caractérisation rapide des propriétés en fatigue

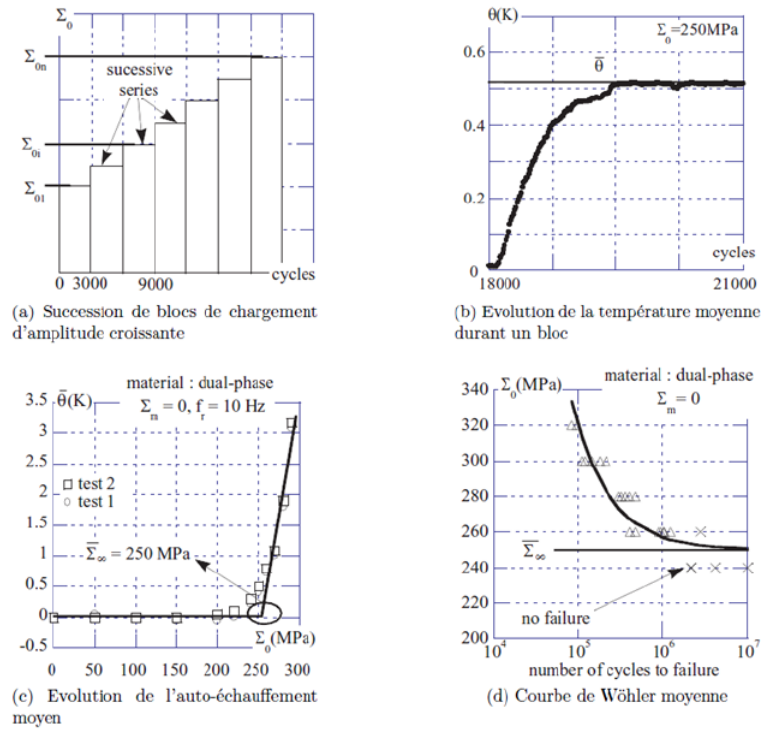


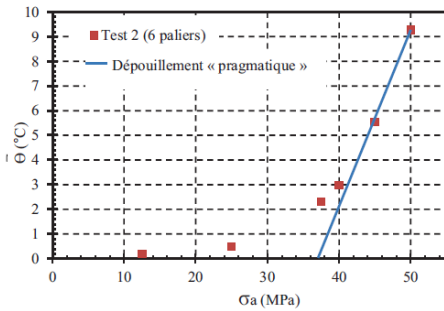
FIGURE 2.7 – Identification empirique de la limite d'endurance sur un acier. Image tirée de Doudard *et al.* [33].

Dans le cadre des thermoplastiques, Berrehili *et al.* [15] ont essayé d'appliquer la méthode de caractérisation empirique pour un polypropylène soumis à des sollicitations de traction-torsion. Ils ont observé une surestimation de la limite d'endurance par rapport à une caractérisation classique. Les auteurs associent cette surestimation au fait que la température en fin de palier n'est pas toujours stabilisée et que les matériaux thermoplastiques sont sujets à plusieurs phénomènes dissipatifs. La caractérisation en fatigue par auto-échauffement pour les thermoplastiques doit donc être traitée différemment.

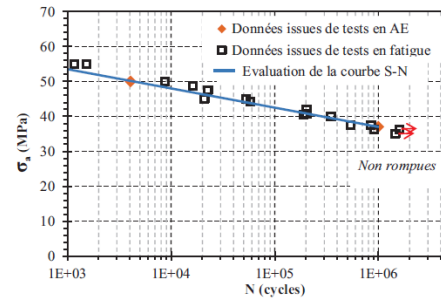
Jegou [55] a mis en place une méthode de caractérisation empirique sur un PA66GF50. Tout d'abord, les éprouvettes sont soumises à des blocs de chargements cycliques jusqu'à la stabilisation de la variation de température. Si celle-ci n'arrive pas à stabilisation, le bloc de chargement associé ne sera pas pris en compte. Ensuite, l'évaluation graphique de la limite d'endurance est réalisée à partir du graphique présentant la variation de température stabilisée en fonction du chargement cyclique (cf. Fig.2.8a). Le seuil évalué est associé à l'apparition de mécanismes irréversibles au sein du matériau tel que l'endommagement et la plasticité. La différence par rapport aux matériaux métalliques est que la limite d'endurance associée à ce seuil correspond à une endurance limitée à  $10^6$  cycles (et non plus la limite d'endurance absolue). L'auteur propose également d'utiliser la limite d'endurance évaluée et un essai de fatigue à faible durée de vie (dernier palier de l'essai d'auto-échauffement) pour identifier la courbe de Wöhler du matériau via un modèle (ou critère) en loi puissance, tel que :

$$\Delta^* N^b = C. \quad (2.39)$$

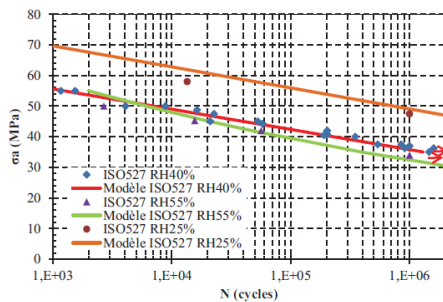
Où  $N$  est la durée de vie et  $C$  et  $b$  sont les paramètres à identifier. La figure 2.8b montre que la méthode donne des résultats satisfaisants par rapport à des essais de fatigue classiques. L'auteur montre, par exemple, qu'avec le dépouillement proposé, il est possible de prédire le comportement en fatigue pour plusieurs teneurs en humidité, tel que montré sur la figure 2.8c. L'auteur a mis en évidence que lorsque les courbes de Wöhler sont tracées en fonction de l'énergie dissipée par cycle (calculée selon une approche 0D sur un état stationnaire) pour différentes géométries et teneurs en humidité, il y a une unification satisfaisante des courbes de fatigue (cf. Fig.2.8d).



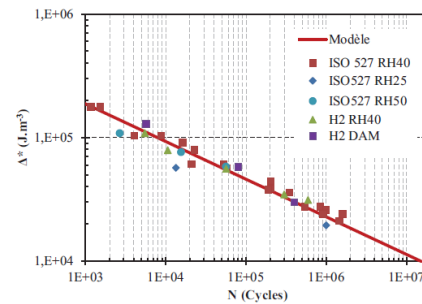
(a) Proposition de dépouillement « pragmatique » sur courbe d'auto échauffement (éprouvettes ISO527 RH40).



(b) Évaluation de la courbe S-N (courbe de Wöhler) à partir du dépouillement d'un essai d'auto-échauffement (éprouvettes ISO527 RH40).



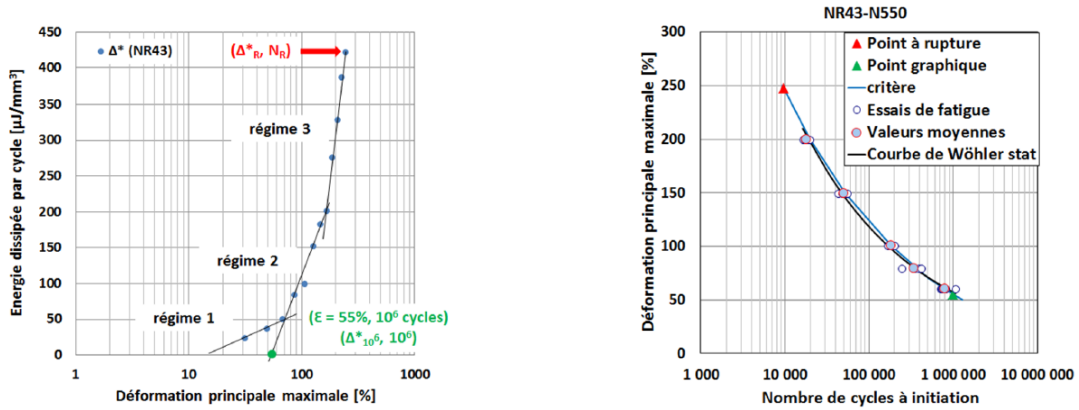
(c) Comparaison de la courbe prédite par l'essai d'auto-échauffement et les points issus des essais de fatigue pour différentes teneurs en humidité.



(d) Courbes de fatigue tracées en fonction de l'énergie dissipée par cycle pour deux géométries et plusieurs teneurs en humidité.

FIGURE 2.8 – Identification empirique de la courbe de Wöhler pour un PA66GF50, à température ambiante,  $R=0$  et  $f=1\text{Hz}$ . D'après Jegou [55].

Dans le cadre des élastomères, l'approche empirique a été utilisée dans les travaux de Masquelier [82]. Par exemple, pour un caoutchouc naturel chargé de noir de carbone (référence NR43-N550), un essai d'auto-échauffement est réalisé et l'énergie dissipée par cycle est calculée pour chaque bloc de chargement (approche 0D sur un état transitoire). L'auteur identifie trois régimes dans le graphique présentant l'énergie dissipée par cycle en fonction de la déformation maximale de chaque bloc de chargement (pilote en déplacement), tel que présenté sur la figure 2.9a. L'auteur utilise l'intersection du deuxième régime avec l'axe des abscisses pour estimer le niveau de déformation qui mène à la rupture après  $10^6$  cycles. En utilisant également le point de fatigue donné par le dernier bloc de chargement, l'identification de la courbe de fatigue est réalisée avec le critère de l'équation 2.39. Les résultats issus de ce dépouillement sont très satisfaisants (cf. Fig.2.9b).



(a) Régimes observés et dépouillement graphique. (b) Courbe prédite par l'essai d'auto-échauffement.

FIGURE 2.9 – Identification empirique de la courbe de Wöhler pour le cas d'un élastomère (NR43-N550). D'après Masquelier [82].

### Approches avec population de défauts

Dans cette partie seront montrés quelques travaux sur la caractérisation des propriétés en fatigue basés sur l'auto-échauffement en tenant compte de l'apparition de défauts au sein du matériau, induits par le chargement cyclique. Cette approche permet, entre autres, d'évaluer la dispersion des résultats en fatigue. Il existe deux façons de mettre en place cette approche. La première consiste à postuler la population des défauts et à modéliser le processus d'apparition. La deuxième consiste à mesurer la population de défauts et à établir sa dépendance en fonction du chargement cyclique.

La première approche qui postule la population de défauts, dans le cadre des matériaux métalliques, est celle de Doudard [32]. Il propose un modèle à deux échelles qui cherche à prendre en compte l'activation de la microplasticité lors des essais de fatigue. Celle-ci est vue comme une inclusion qui apparait noyée dans une matrice qui reste élastique. Le volume élémentaire représentatif (VER) de l'inclusion est illustré sur la figure 2.10a. Le VER du modèle considéré est donc constitué d'une matrice élastique et d'une population d'inclusions élasto-plastiques (appelées sites actifs), tel que illustré sur la figure 2.10b. La population d'inclusions dépend du niveau de chargement considéré. L'auteur suppose que le centre des sites actifs suit un processus ponctuel de Poisson. Pour évaluer l'endurance du matériau, il fait l'hypothèse que la rupture a lieu dès qu'un site est actif. L'intensité du processus, notée  $\lambda_p$ , représente la densité moyenne de sites actifs. L'auteur suppose que cette densité suit une loi puissance (pour cet exemple les contraintes sont homogènes, uniaxiales et la contrainte moyenne est nulle) telle que :

$$\lambda_p = \frac{1}{V_0} \left( \frac{\sigma_a}{S_0} \right)^m. \quad (2.40)$$

Où  $\sigma_a$  est l'amplitude de contrainte,  $V_0$  est un facteur d'échelle et  $S_0$  et  $m$  sont les paramètres du

modèle. L'auteur peut donc évaluer la probabilité de rupture, notée  $P_F$ , comme suit :

$$P_F = 1 - \exp(-V\lambda_p). \quad (2.41)$$

Où  $V$  est le volume de la zone utile de l'éprouvette. A partir de cette probabilité, il est possible de définir la limite d'endurance moyenne et son écart type associé, qui ne dépend que des paramètres du modèle. Avec les ingrédients du modèle, l'auteur relie l'évolution de la variation de température stabilisée à l'amplitude de contrainte par :

$$\bar{\theta} = \frac{\eta V_0}{(m+1)(m+2)} \frac{\sigma_a^{m+2}}{V_0 S_0^m}. \quad (2.42)$$

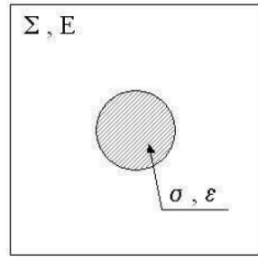
Ce qui donne finalement trois paramètres,  $\eta V_0$ ,  $m$  et  $V_0 S_0^m$  à identifier. Les deux premiers le sont à partir de la courbe d'auto-échauffement par ajustement de courbe tel que montré sur la figure 2.10c. Le troisième est identifiée à partir de l'évaluation empirique de la limite d'endurance (cf. Fig.2.7c), laquelle est associée à une  $P_F = 50\%$ . Pour définir l'endurance limitée, un critère énergétique est utilisé, basé sur une énergie dissipée critique au-delà de laquelle la rupture se produit. Ceci permet de relier la durée de vie en fatigue  $N$  à l'amplitude de contrainte comme suit :

$$A = N \langle \sigma_a - \bar{\sigma}_\infty(P_F) \rangle \bar{\sigma}_\infty(P_F). \quad (2.43)$$

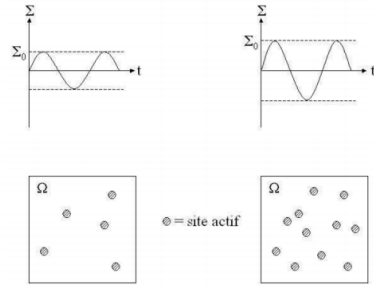
Où  $A$  est un paramètre matériau et  $\bar{\sigma}_\infty(P_F)$  est la limite d'endurance pour une probabilité de rupture donnée. Ce critère énergétique permet donc de tracer les courbes de Wöhler en fonction de la probabilité de rupture tel que montré sur la figure 2.10d.

Munier [89] a légèrement modifié le modèle probabiliste à deux échelles de manière à ce que le comportement de la matrice soit aussi considéré comme élasto-plastique. Ce changement a permis de mieux décrire la courbe d'auto-échauffement. En effet, au lieu de dire qu'il y a un seuil d'activation, il est possible de prendre en compte un premier régime de comportement pour des faibles amplitudes de contrainte et un deuxième régime pour des grandes amplitudes de contrainte (ce qui est observé expérimentalement). La limite d'endurance peut alors être associée à la transition entre les régimes, tel que montré sur la figure 2.11a (graphique montré en échelle logarithmique pour mieux apprécier les régimes). Cette modification permet, entre autres, de prendre en compte une pré-déformation plastique du matériau. L'auteur a observé que la transition entre les régimes évolue avec le niveau de pré-déformation plastique. L'exemple présenté sur la figure 2.11 illustre la mise en place du critère et sa comparaison par rapport à une caractérisation classique.

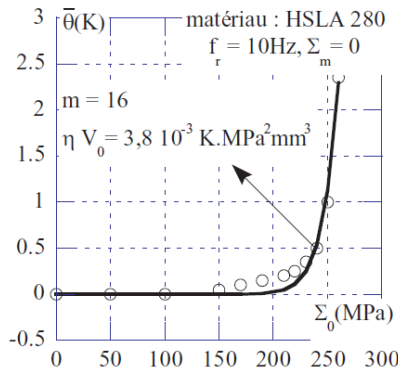
## 2.2. Caractérisation rapide des propriétés en fatigue



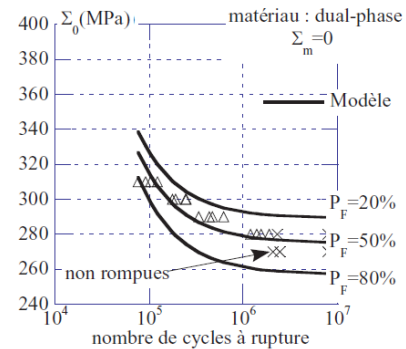
(a) VER pour la modélisation de l'inclusion élasto-plastique et la matrice élastique.



(b) VER pour un ensemble d'inclusions dans une matrice élastique.

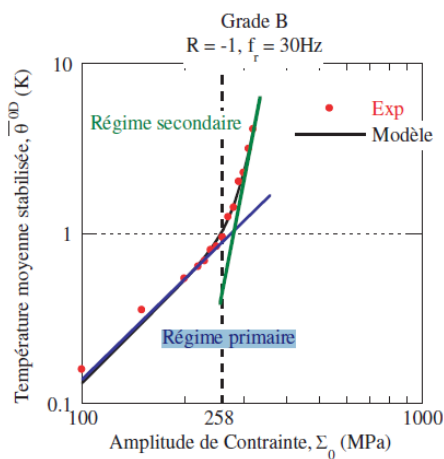


(c) Identification des paramètres du modèle probabiliste sur la courbe d'auto-échauffement.

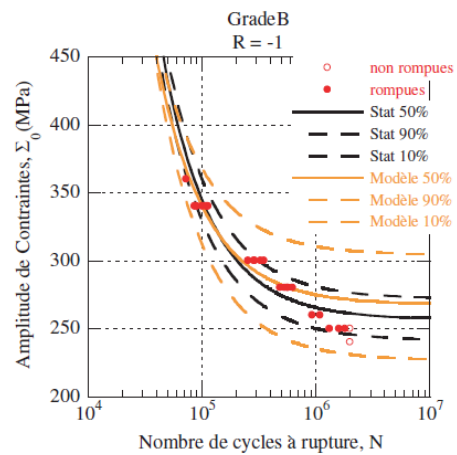


(d) Prédiction du comportement en fatigue à grand nombre de cycles.

FIGURE 2.10 – Modèle probabiliste à deux échelles. D'après Doudard [32].



(a) Courbe d'auto-échauffement en échelle logarithmique et transition entre les deux régimes.



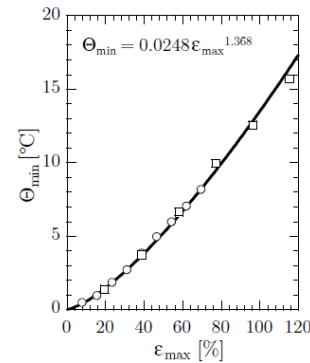
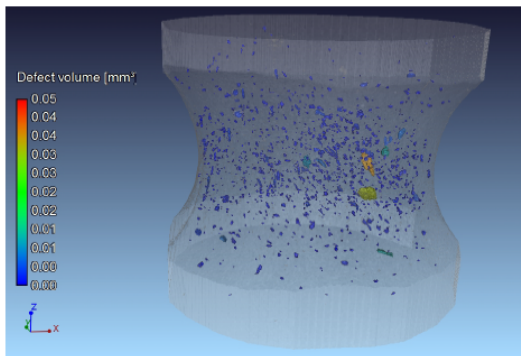
(b) Courbe de Wöhler montrant la différence obtenue entre la caractérisation classique et la caractérisation par auto-échauffement.

FIGURE 2.11 – Caractérisation en fatigue (modèle probabiliste) avec prise en compte de la transitions de régimes. D'après Munier [89].

La première approche qui associe des mesures énergétiques à l'évolution de la population de défauts dans le cadre des matériaux élastomères est celle de Le Saux [68]. L'auto-échauffement des élastomères est associé à plusieurs phénomènes de dissipation. Contrairement aux métaux,

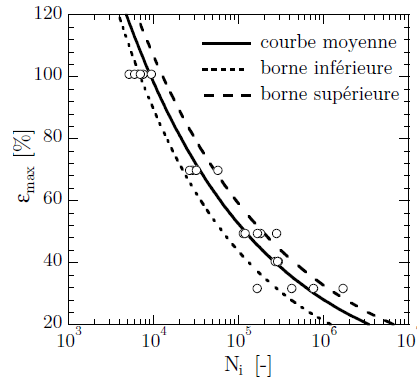
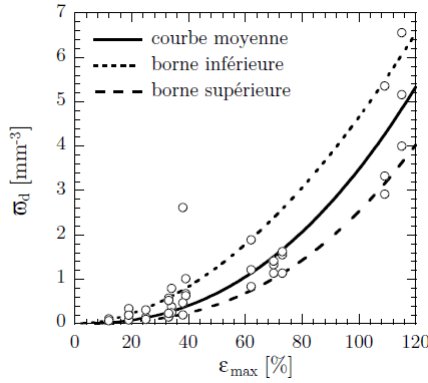
la fatigue est pilotée par plusieurs mécanismes. L'auteur propose d'enrichir l'analyse en considérant également l'évolution de la microstructure pendant les chargements cycliques pour faire le lien entre l'auto-échauffement et les propriétés en fatigue. Ainsi, il met en place un critère énergétique basé sur l'idée que, quelles que soient les conditions de chargement mécanique, il existe une énergie dissipée critique associée aux mécanismes d'endommagement par fatigue, notée  $E_D$ , pouvant être considérée comme une propriété intrinsèque du matériau. Elle peut être définie comme le cumul de l'énergie dissipée par cycle due aux mécanismes de fatigue  $E_{diss,f}$  jusqu'à l'amorçage d'une fissure de fatigue au cycle  $N_i$ . C'est-à-dire :

$$E_D = \sum_{N=1}^{N_i} E_{diss,f}(N). \tag{2.44}$$



(a) Exemple de cartographie de cavités obtenues par micro-tomographie aux rayons X pour une condition de chargement donnée.

(b) Variation de température stabilisée en fonction de la déformation maximale.



(c) Identification de la dispersion des densités de population de défauts.

(d) Estimation de la dispersion observée en fatigue.

FIGURE 2.12 – Approche de caractérisation en fatigue avec populations de défauts mesurée (matériau : polychloroprène). D'après Le Saux [68].

$E_{diss,f}$  ne peut pas être évaluée directement, et l'auteur propose de la relier à l'énergie totale dissipée par cycle  $E_{diss}$ , à la densité volumique de défauts  $\omega_d$  et au volume considéré  $V$  tel que :

$$E_{diss,f} = AV E_{diss}(\epsilon_{max}) \omega_d(\epsilon_{max}, N) \tag{2.45}$$



## 2.2. Caractérisation rapide des propriétés en fatigue

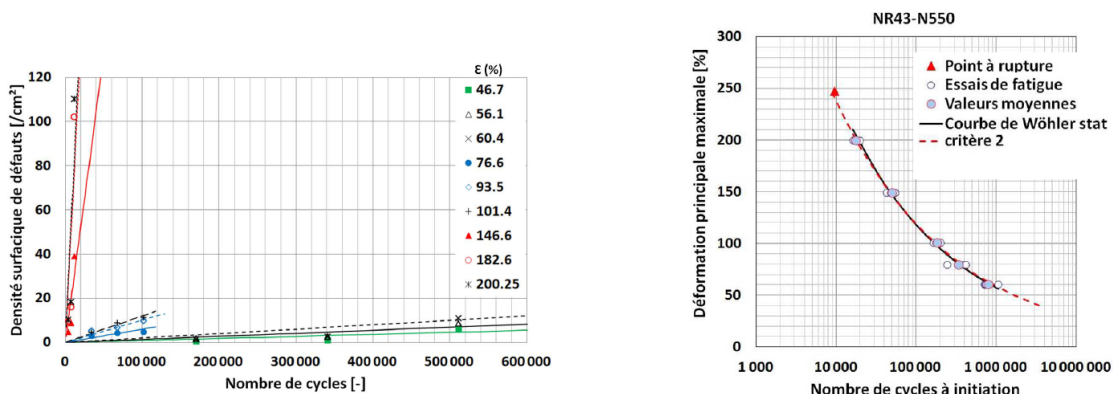
avec  $A$  un paramètre matériau,  $E_{diss}(\epsilon_{max})$  l'énergie dissipée par cycle en fonction de la déformation maximale imposée et  $\omega_d(\epsilon_{max}, N)$  la densité volumique de défauts en fonction de la déformation maximale imposée et du cycle. L'auteur utilise le modèle énergétique de Le Chenadec *et al.* [67] pour évaluer l'énergie dissipée par cycle, laquelle dépend linéairement de la variation de température stabilisée de chaque bloc de chargement lors d'un essai d'auto-échauffement. Le matériau considéré est un polychloroprène, la densité volumique de défauts est évaluée grâce à des mesures tomographiques (cf. Fig.2.12a). L'auteur montre que  $\omega_d$  atteint une valeur stabilisée en fonction du chargement mécanique pour un nombre de cycles de l'ordre de 10% de la durée de vie, Nous avons alors :

$$E_D = ABV\bar{\theta}(\epsilon_{max}) N_i \omega_d(\epsilon_{max}) \quad (2.46)$$

avec  $B$  un paramètre matériau,  $\bar{\theta}(\epsilon_{max})$  la variation de température stabilisée en fonction de la déformation maximale imposée et  $\omega_d(\epsilon_{max})$  la densité volumique de défauts en fonction de la déformation maximale imposée lorsque la durée de vie est de l'ordre de 10%. Donc, il est possible d'écrire que :

$$\bar{\theta}(\epsilon_{max}) N_i \omega_d(\epsilon_{max}) = \frac{E_D}{ABV} = C. \quad (2.47)$$

Avec  $C$  une constante. L'équation 2.47 permet donc de connaître la relation entre la durée de vie et la déformation maximale imposée si nous connaissons la constante  $C$  et les évolutions de  $\bar{\theta}(\epsilon_{max})$  et  $\omega_d(\epsilon_{max})$ . La figure 2.12 montre les données relatives à l'identification et la mise en place de l'approche pour le matériau considéré. Notons que la dispersion en fatigue est liée à la dispersion de la densité volumique de défauts. Le principal avantage de cette approche est qu'elle ne nécessite pas de dépouillement à seuil et donc pas d'hypothèse forte sur ce point. Cependant, ses limites résident dans le temps nécessaire à l'acquisition et au traitement des données tomographiques qui peuvent s'avérer très importants.



(a) Évolution de la densité surfacique de défauts en fonction du nombre de cycles pour chaque niveau de déformation locale.

(b) Prédications avec l'approche proposée.

FIGURE 2.13 – Approche de caractérisation en fatigue avec prise en compte de l'évolution de la populations de défauts (matériau : NR43-N550). D'après Masquelier [82].



Masquelier [82] a proposé une méthode de caractérisation inspirée de la méthode de Le Saux [68] avec une modification liée au fait que pour ses matériaux (par exemple le NR43-N550 déjà évoqué), la densité de défauts volumiques évolue pendant les chargements de fatigue. La figure 2.13a montre l'évolution de la densité volumique de défauts pour différents niveaux de déformation imposée (déformation locale de la zone d'amorçage). Notons que pour chaque niveau de déformation, l'évolution de la densité semble être linéaire par rapport au nombre de cycles. L'auteur propose donc d'écrire la densité volumique de défauts comme suit :

$$\omega_d(\varepsilon, N) = K(\varepsilon) N. \quad (2.48)$$

Où  $K(\varepsilon)$  est une fonction à mesurer décrivant la pente entre l'évolution de  $\omega_d(\varepsilon, N)$  et  $N$  pour chaque niveau de déformation. En intégrant sur le nombre de cycles à initiation, l'auteur arrive à montrer que la relation entre la durée de vie et la déformation imposée est donnée par :

$$\Delta^*(\varepsilon) K(\varepsilon) \frac{N_i^2}{2} = C. \quad (2.49)$$

Où  $\Delta^*(\varepsilon)$  est l'énergie dissipée par cycle en fonction de la déformation imposée et  $C$  est une constante liée au matériau. La figure 2.13b permet de constater une excellente corrélation entre les prédictions de la méthode et les essais de fatigue.

### 2.2.3 Extension à l'analyse de champs de dissipation

Dans le cadre des thermoplastiques renforcés de fibres de verre courtes, Jegou [55] a réalisé la caractérisation en fatigue à partir d'essais d'auto-échauffement sur les éprouvettes présentées sur la figure 2.5. Ce sont des éprouvettes injectées présentant des hétérogénéités dans l'orientation des fibres dues au remplissage complexe entraîné par l'ajourage central de 10mm, appelées KT2.5 (parce que la concentration de contraintes est de 2.5). L'orientation locale des fibres et la concentration de contraintes due à l'ajourage entraînent donc une dissipation hétérogène pendant un chargement cyclique. La figure 2.14 montre les champs de température pendant un palier de fatigue jusqu'à rupture pour différents pourcentages de la durée de vie. Nous pouvons apprécier la forte hétérogénéité et aussi la localisation de la rupture (appelée « point chaud »). Le point chaud est la signature thermique d'un endommagement localisé, influencé par la concentration de contraintes et l'orientation locale des fibres. L'auteur s'appuie sur ces champs de température pour calculer l'énergie dissipée par cycle au niveau du point chaud qui est la zone d'initiation en fatigue. Le calcul de l'énergie dissipée par cycle est basé sur une approche 0D sur un état transitoire, car cette approche permet de négliger la conduction et la diffusion thermique. L'évolution de la température moyennée sur le point chaud peut donc être reliée directement à l'énergie locale dissipée par cycle avec l'équation 2.38. L'auteur applique une approche d'identification empirique de la limite d'endurance à  $10^6$  cycles sur le graphique présentant l'énergie locale dissipée par cycle pour chaque niveau de chargement cyclique (cf. Fig.2.15a). Cette prédiction est bien corrélée à des essais de fatigue classiques tel que montré sur la figure 2.15b. Ces résultats montrent que la dissipation locale de la zone de rupture (identifiée à l'aide des champs de température) semble représentative pour caractériser

le comportement en fatigue de l'éprouvette de structure. Ceci ouvre la porte aux analyses des champs de dissipation pour l'étude d'autres cas d'éprouvettes complexes et des pièces utilisées dans l'industrie automobile.

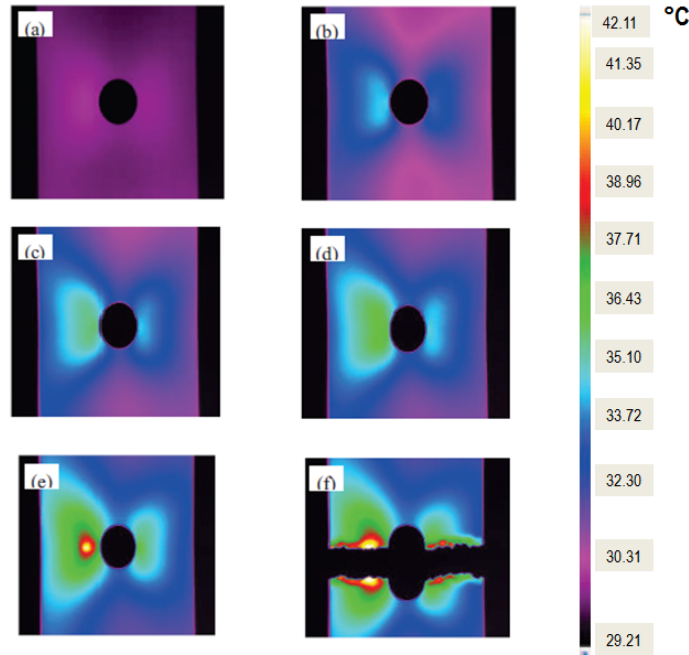
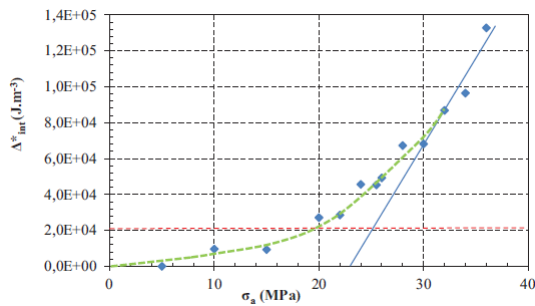
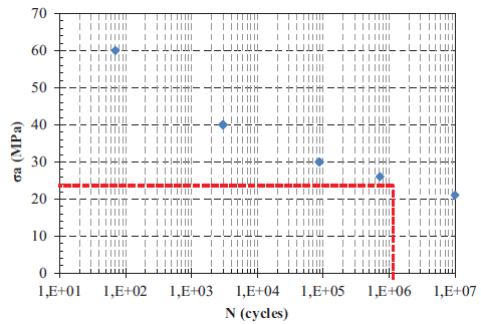


FIGURE 2.14 – Évolution des champs de température sur éprouvette de structure KT2.5 (matériau : PA66GF35 RH50) au cours du dernier palier d'auto-échauffement (amplitude de contrainte 40 MPa) et détection du point chaud entraînant la rupture finale : (a) 0% du palier, (b) 33% du palier, (c) 50% du palier, (d) 66% du palier, (e) 99% du palier et (f) rupture finale. D'après Jegou [55].



(a) Évaluation de l'énergie dissipée par cycle pour l'éprouvette KT2.5 sur la zone du point chaud (à gauche du trou) et évaluation empirique de la limite d'endurance.



(b) Essais de fatigue sur éprouvettes KT2.5 à température ambiante et estimation de la limite d'endurance à  $N=10^6$  cycles (pointillés rouges).

FIGURE 2.15 – Caractérisation en fatigue de l'éprouvette KT2.5 à partir de l'énergie dissipée par cycle calculée sur la zone de rupture, PA66GF35, R=0 et RH50. D'après Jegou [55].

### 2.3 Choix d'outils et questions abordées

Dans le cadre de cette thèse, nous cherchons des approches permettant une caractérisation en fatigue rapide et prenant en compte les gradients mécaniques engendrés par des états

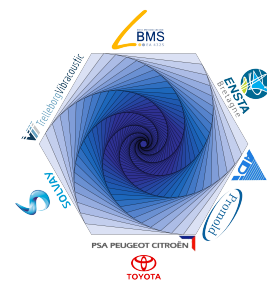
d'orientation des fibres complexes ou par des accidents géométriques. Nous cherchons aussi une variable intrinsèque du matériau pour pouvoir comparer des caractéristiques différentes en termes de conditionnement, géométrie, orientation et fréquence de chargement. Les approches permettant le calcul de l'énergie dissipée par cycle sur un état transitoire s'avèrent donc adaptées aux problématiques puisque :

- l'énergie dissipée par cycle est une variable intrinsèque du matériau ;
- le calcul sur un état transitoire donne accès au champ d'énergie dissipée par cycle (ou bien à son estimation locale), ce qui permet de décrire les gradients de réponse mécanique ;
- le calcul de l'énergie dissipée par cycle à partir des mesures thermiques peut être réalisé rapidement.

Pour faire le lien entre l'énergie dissipée par cycle et le comportement en fatigue, les approches empiriques seront retenues. En effet, le modèle de comportement du matériau est en cours de développement chez d'autres partenaires du projet DURAFIP. Même si dans le cadre des thermoplastiques renforcés il y a plusieurs mécanismes de dissipation, il est possible d'identifier des régimes de comportement dans le but de détecter le seuil d'activation des mécanismes de fatigue. Idéalement, un modèle de comportement assez riche permettrait de connaître les seuils d'activation. Les champs de température permettent de détecter les zones d'initiation en fatigue (points chauds), il est donc possible de calculer l'énergie dissipée par cycle à l'endroit précis de l'initiation.

Diverses questions seront abordées concernant les outils de caractérisation en fatigue retenus :

- quelle sera l'évolution du critère de fatigue pour divers états d'orientation, de conditionnement et de chargement ?
- est-ce qu'un critère de fatigue basé sur l'énergie dissipée par cycle peut prendre en compte l'histoire de chargement ?
- est-ce qu'un critère de fatigue basé sur l'énergie dissipée par cycle permet de faire le passage entre l'éprouvette et la structure ?
- est-ce que le champ d'énergie dissipée par cycle est aussi un champ de durée de vie en fatigue ?



# Moyens expérimentaux et éprouvettes (simples et structurelles)

## Sommaire

---

<b>3.1 Moyens de sollicitation et d'acquisition</b>	<b>78</b>
3.1.1 Machines d'essais	78
3.1.2 Extensométrie	78
3.1.3 Enceintes thermo-hygrométriques	79
3.1.4 Thermographie infrarouge	79
3.1.5 Mesures microstructurales et faciès de rupture	84
<b>3.2 Eprouvettes simples</b>	<b>85</b>
3.2.1 Eprouvettes Dogbone	85
3.2.2 Éprouvettes amincies	85
<b>3.3 Eprouvettes structurelles</b>	<b>86</b>
3.3.1 Philosophie des éprouvettes structurelles	87
3.3.2 Démarche de conception	87
3.3.3 Éprouvettes Wavy 1	88
3.3.4 Éprouvettes Wavy 2	90
3.3.5 Éprouvettes T-Bone	90
<b>3.4 Conditionnement des éprouvettes</b>	<b>92</b>
<b>3.5 Dispositifs expérimentaux et protocoles de sollicitation</b>	<b>93</b>
3.5.1 Essais d'auto-échauffement	93
3.5.2 Essais de fatigue	94
3.5.3 Essais réalisés avec mesure du champ de déplacement	94
<b>3.6 Campagnes expérimentales réalisées</b>	<b>95</b>
<b>3.7 Bilan</b>	<b>95</b>

---

Ce chapitre est consacré à la présentation des outils et éprouvettes utilisés pendant le déroulement de la thèse. Chaque type d'éprouvette sera décrit de façon à disposer d'une « carte d'identité » aussi précise que possible en termes d'orientation des fibres et de conditionnement. Les protocoles expérimentaux seront également présentés.

## 3.1 Moyens de sollicitation et d'acquisition

### 3.1.1 Machines d'essais

Plusieurs types de machines d'essais ont été utilisés pendant le déroulement de la thèse. Leur choix a été motivé d'un côté par les besoins en terme de capacité d'effort, de fréquence de chargement et de qualité d'asservissement. De l'autre côté, celles-ci ont été choisies par leur disponibilité en terme de temps d'utilisation au sein du laboratoire (LBMS) et chez les partenaires industriels.

#### **Machine de traction dynamique INSTRON®**

La machine de traction hydraulique INSTRON® (modèle 1342) est équipée d'une cellule d'effort de 100kN et dotée de mors hydrauliques. Cette machine permet un pilotage en effort et en déplacement dans la gamme de fréquences souhaitée pour la plupart des éprouvettes considérées. Elle est aussi dotée d'une interface pour l'identification des PID (paramètres d'asservissement) automatisée qui permet de les caractériser rapidement pour chaque type d'éprouvette utilisé.

#### **Machine de traction/torsion dynamique BOSE®**

La machine de traction-torsion ElectroForce® 3330 construite par BOSE® est dotée d'un moteur linéaire électromagnétique et de mors mécaniques. Du fait de sa capacité plus réduite en terme d'effort (entre -3200N et 3200N), elle n'a été utilisée que pour quelques cas particuliers d'éprouvettes. La machine propose une méthode automatique qui permet d'identifier les paramètres d'asservissement sur une gamme de fréquence et d'effort souhaitée.

#### **Machine de traction dynamique MTS®**

La machine de traction hydraulique MTS® possède une capacité en terme d'effort de 50kN et est dotée de mors hydrauliques. Cette machine présente des caractéristiques similaires à celles de l'INSTRON®. Elle a été utilisée uniquement dans le cadre des essais de fatigue classiques (essais longs) du fait de sa plus grande disponibilité par rapport à l'INSTRON®.

#### **Machines utilisées par Solvay *engineering plastics***

Les machines utilisées par Solvay *engineering plastics* pour réaliser des essais en rapport avec cette thèse sont une machine de traction dynamique MTS® modèle 319.02 et une machine de traction/torsion dynamique MTS® modèle 370.103. La capacité en termes d'effort de traction est de 25kN pour les deux machines. Un banc de fluage Ceast® ayant une capacité maximale de l'ordre de 2.5kN a également été utilisé.

### 3.1.2 Extensométrie

En terme d'extensométrie, deux types d'instrument ont été considérés : des extensomètres à couteaux et un système de stéréo-corrélation d'images basé sur des mesures optiques.

#### Extensomètre à couteaux INSTRON®

Cet extensomètre (modèle 2620) permet d'accéder à la déformation axiale. La base de mesure est de  $12.5\text{mm} \pm 5\text{mm}$ , la gamme de température d'utilisation est comprise entre  $-80^\circ\text{C}$  et  $200^\circ\text{C}$  et il est utilisable à n'importe quel niveau d'humidité relative. La fréquence maximale d'utilisation est de 50Hz. Cet extensomètre est utilisé avec la machine INSTRON®.

#### Extensomètre à couteaux EPSILON®

Cet extensomètre (modèle 3442-010M-020-LHT) permet d'accéder à la déformation axiale. La base de mesure est de  $10\text{mm} (+2\text{mm}/-0.5\text{mm})$ , la gamme de température d'utilisation est comprise entre  $-265^\circ\text{C}$  et  $200^\circ\text{C}$ . Cet extensomètre est utilisé avec la machine BOSE®.

#### Système de stéréo-corrélation d'images ARAMIS®

Ce système développé par GOM® (*Gesellschaft für Optische Messtechnik*) permet d'accéder au champ de déplacements 3D sur une surface donnée. Le modèle considéré (2M) permet de mesurer des déformations dans une gamme de 0,005 jusqu'à plus de 2000 sur une surface de mesure de l'ordre du  $\text{mm}^2$  jusqu'au  $\text{m}^2$ . La fréquence d'acquisition maximale est de 15Hz.

### 3.1.3 Enceintes thermo-hygro-métriques

Les essais en température et humidité relative contrôlées sont réalisés à l'aide d'une enceinte thermo-hygro-métrique construite par SERVATHIN®. La gamme de température s'étend de  $-70^\circ\text{C}$  à  $210^\circ\text{C}$ . L'humidité relative peut varier entre 10% et 90% en fonction de la température considérée. Cette enceinte a été construite « sur mesure » dans le but d'être utilisée avec la machine INSTRON®. Cette enceinte a aussi été utilisée pour le conditionnement d'éprouvettes. Solvay *engineering plastics* utilise des enceintes thermo-hygro-métriques WEISS® avec ses machines de fatigue.

### 3.1.4 Thermographie infrarouge

La thermographie infrarouge est une technique permettant de mesurer le rayonnement électromagnétique de tout corps ayant une température supérieure à 0K. Avec cette technique, il est possible d'obtenir la cartographie du rayonnement électromagnétique avec une certaine résolution spatiale sur la surface d'un corps, à partir du rayonnement. Sous certaines conditions, il est possible d'estimer la température du corps considéré. Dans le cadre de cette thèse, les mesures sont réalisées à l'aide d'une caméra infrarouge dotée d'une matrice de détecteurs.

Le rayonnement est un mode d'échange d'énergie par émission et absorption de radiations électromagnétiques (photons). L'échange thermique par rayonnement est réalisé en trois étapes : l'émission de l'énergie depuis une source sous forme de radiations électromagnétiques, la transmission de cette radiation avec d'éventuelles pertes dues à l'absorption par le milieu traversé et la réception durant laquelle le rayonnement est transformé en énergie thermique. Tout corps ayant une température supérieure à 0K émet un rayonnement couvrant une gamme de longueurs

d'onde de  $0.1\mu\text{m}$  à  $1000\mu\text{m}$  communément appelé rayonnement thermique. Les corps dits « réels » émettent et reçoivent du rayonnement, et ceux qui sont reçus peuvent être absorbés, transmis ou réfléchis. Dans le but de comprendre la relation entre le rayonnement émis par un corps et sa température, il faut introduire la notion de « corps noir », lequel désigne un objet idéal caractérisé par trois propriétés :

- il absorbe l'ensemble du rayonnement incident indépendamment de sa direction et de la longueur d'onde (aucune transmission ni réflexion) ;
- pour une température donnée, le corps noir émet le maximum d'énergie possible par rapport à n'importe quel autre corps ;
- le rayonnement est indépendant de la direction d'émission.

La loi de Planck décrit la répartition de l'énergie électromagnétique rayonnée par un corps noir à une température donnée en fonction de la longueur d'onde, cette loi s'écrit :

$$L_\lambda = \frac{2hc^2}{\lambda^5} \frac{1}{\exp\left(\frac{hc}{\lambda kT}\right) - 1} \quad (3.1)$$

où  $L_\lambda$  est la luminance monochromatique,  $c$  est la vitesse de propagation du rayonnement dans le milieu considéré (vitesse de la lumière),  $h$  est la constante de Planck (égale à  $6.62617 \times 10^{-34}\text{j}\cdot\text{s}$ ),  $\lambda$  est la longueur d'onde,  $T$  la température absolue et  $k$  la constante de Boltzmann (égale à  $1.38066 \times 10^{-23}\text{j/K}$ ).

L'exitance  $M$  (densité surfacique de flux d'énergie émise par rayonnement sur l'ensemble du spectre électromagnétique) en fonction de la luminance monochromatique est définie comme suit :

$$M = \pi \int_0^\infty L_\lambda d\lambda. \quad (3.2)$$

A partir de cette relation, il est possible d'exprimer l'exitance en fonction de la température absolue (loi de Stefan-Boltzmann), tel que :

$$M = \sigma T^4 \quad \text{avec} \quad \sigma = \frac{2\pi^5 k^4}{15h^3 c^2} \quad (3.3)$$

où  $\sigma$  est la constante de Stefan-Boltzmann (égale à  $5.67051 \times 10^{-8}\text{W/m}^2\text{K}^4$ ). Les mesures en thermographie infrarouge réalisées à l'aide d'une caméra infrarouge nous permettent de mesurer le rayonnement (exitance) pour ensuite en déduire la température avec la loi de Stefan-Boltzmann. Par contre, d'un point de vue technologique, un capteur infrarouge ne peut pas être sensible sur toute la gamme du spectre électromagnétique. Il sera sensible uniquement dans une certaine bande spectrale  $\Delta\lambda = [\lambda_a, \lambda_b]$ . Cependant, il est possible de relier l'exitance dans cette bande spectrale  $M_{\Delta\lambda}$  à la température comme suit :

$$M_{\Delta\lambda} = \sigma T^4 \frac{\Gamma(x_a, x_b)}{\Gamma(0, \infty)} \quad \text{avec} \quad \Gamma(x_a, x_b) = \int_{x_a}^{x_b} \frac{ax^{-5}}{\exp\left(\frac{b}{x}\right) - 1} dx \quad (3.4)$$

où  $x = \frac{\lambda}{\lambda_m}$ ,  $a = \exp\left(\frac{hc}{\lambda_m kT}\right) - 1$ ,  $b = \frac{hc}{\lambda_m kT}$  et  $\lambda_m$  est définie comme la longueur d'onde où la loi de Planck passe par un maximum pour une température donnée T,  $\lambda_m = \frac{hc}{4.9651kT}$  (loi de Wien). Pour le cas des corps réels, selon la loi de la conservation de l'énergie, le rayonnement incident  $\Phi_i$  est obtenu par les contributions du rayonnement réfléchi  $\Phi_r$ , le rayonnement absorbé  $\Phi_a$  et le rayonnement transmis  $\Phi_t$ , de façon que :

$$\Phi_i = \Phi_r + \Phi_a + \Phi_t. \quad (3.5)$$

D'après la loi du rayonnement de Kirchhoff, à l'équilibre thermodynamique le flux d'émission et d'absorption sont égaux, donc nous pouvons réécrire l'équation 3.5 comme suit :

$$\varepsilon + \rho + \tau = 1 \quad (3.6)$$

où  $\varepsilon = \frac{\Phi_a}{\Phi_i}$  est la fraction du rayonnement total mesurable émis par le corps (émissivité),  $\rho = \frac{\Phi_r}{\Phi_i}$  est la fraction du rayonnement total mesurable réfléchi du milieu ambiant et  $\tau = \frac{\Phi_t}{\Phi_i}$  est la fraction du rayonnement total mesurable transmise du fond (à l'arrière du corps). Sur la figure 3.1 les trois contributions sont schématisées. Si nous supposons que  $\varepsilon$ ,  $\rho$  et  $\tau$  sont indépendantes de la longueur d'onde, l'exitance totale mesurable  $M_{total}$  peut être écrite en fonction du rayonnement du corps noir de chaque contribution (exitance du corps noir  $M^{cn}$  en fonction de la température), c'est-à-dire :

$$M_{total} = \varepsilon M_{corps}^{cn}(T_{corps}) + \rho M_{amb}^{cn}(T_{amb}) + \tau M_{fond}^{cn}(T_{fond}). \quad (3.7)$$

Dans le cas du PA66GF50, nous pouvons considérer le matériau comme opaque ( $\tau = 0$ ), donc l'équation 3.7 devient :

$$M_{corps}^{cn}(T_{corps}) = \frac{1}{\varepsilon} [M_{total} - (1 - \varepsilon) M_{amb}^{cn}(T_{amb})] \quad (3.8)$$

Si nous connaissons  $M_{corps}^{cn}$  nous pouvons calculer la température du corps avec la loi de Stefan-Boltzmann. La caméra infrarouge est capable de mesurer  $M_{total}$ , il faut donc également connaître l'émissivité et la température ambiante pour réaliser le calcul de la température. L'émissivité du PA66GF50 est d'environ 0.94.

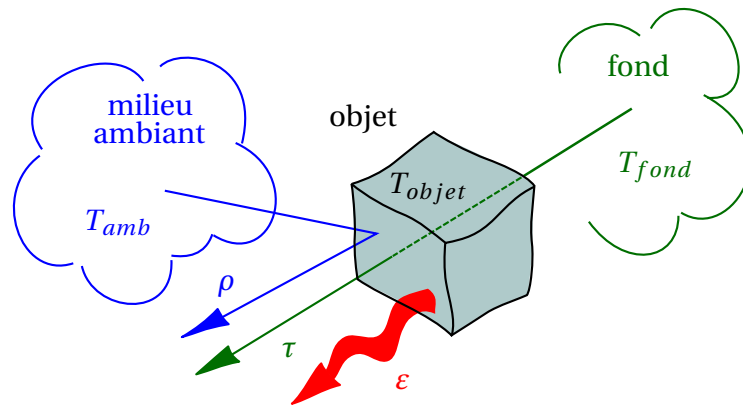


FIGURE 3.1 – Décomposition des 3 contributions du rayonnement mesurable, tiré de Gaussorgues [48].



## Calibration d'une caméra infrarouge

La calibration d'une caméra infrarouge est définie comme l'ensemble des opérations nécessaires pour convertir une image brute issue de la caméra en une cartographie de températures. La première étape de la calibration est la correction de non uniformité (NUC). Cette correction est nécessaire parce que lors d'une acquisition sur une zone à émittance uniforme, l'image est polluée par un bruit spatial invariant d'une image à l'autre (appelé BSF) dû à des limitations technologiques. De plus, certains pixels donnent une réponse très éloignée de la réponse moyenne de la matrice de détecteurs (appelés *bad pixels*). Ceux-ci doivent être aussi corrigés. Nous nous intéressons à deux types de calibration : la calibration réalisée par le constructeur de la caméra et celle développée au sein du LBMS.

### Calibration « constructeur »

- **NUC et *bad pixels***

La correction de non uniformité est considérée linéaire. Nous pouvons donc écrire la relation :

$$\overline{DL}_{ij} = \alpha_{ij}DL_{ij} + \beta_{ij} \quad (3.9)$$

où  $\alpha_{ij}$  est la matrice de *gain*,  $\beta_{ij}$  est la matrice d'*offset*,  $DL_{ij}$  est la cartographie brute et  $\overline{DL}_{ij}$  est la cartographie corrigée. Pour calculer les matrices de *gain* et d'*offset*, il faut obtenir deux images ( $A, B$ ) associées à deux températures différentes (en utilisant un corps noir à cavité par exemple) de façon que :

$$\alpha_{ij} = \frac{\langle A \rangle - \langle B \rangle}{A_{ij} - B_{ij}}, \quad \beta_{ij} = \langle A \rangle - \alpha_{ij}A_{ij} \quad \text{et} \quad \langle A \rangle = \frac{1}{nm} \sum_{i=1}^n \sum_{j=1}^m A_{ij}.$$

La stratégie pour corriger les *bad pixels* consiste à remplacer le pixel défaillant par le plus proche voisin non défaillant. D'autres stratégies consistent à réaliser des combinaisons linéaires des pixels voisins non défaillants (moyenne).

- **Conversion en température**

La conversion entre la valeur brute donnée par la caméra, noté  $DL$ , en une valeur de température est réalisée après la NUC en trois étapes : la caméra est placée devant un corps noir porté à différentes températures. Des images sont prises avec la caméra (en  $DL$ ) et une courbe de la température du corps noir en fonction du  $DL$  donné par la caméra est établie (la meilleure équation passant par les points). Souvent, la correspondance entre  $T$  et  $DL$  est réalisée sous la forme d'un polynôme, tel que :

$$T_{ij} = \sum_{n=0}^N a_n \overline{DL}_{ij}^n \quad \text{le plus souvent } N \in [3, 6]. \quad (3.10)$$

Un exemple des étapes de la calibration est montré dans la figure 3.2. Cette technique de calibration présente deux problèmes : elle ne prend en compte que deux images pour l'identification des matrices  $\alpha_{ij}$  et  $\beta_{ij}$ , donc la correction linéaire sera exacte uniquement aux températures des images utilisées pour l'identification. De plus, comme la correction

est réalisée en moyenne, la valeur du pixel n'a pas de sens (il faut moyenner). La correction n'est donc pas suffisante si nous voulons mesurer un champ de température.

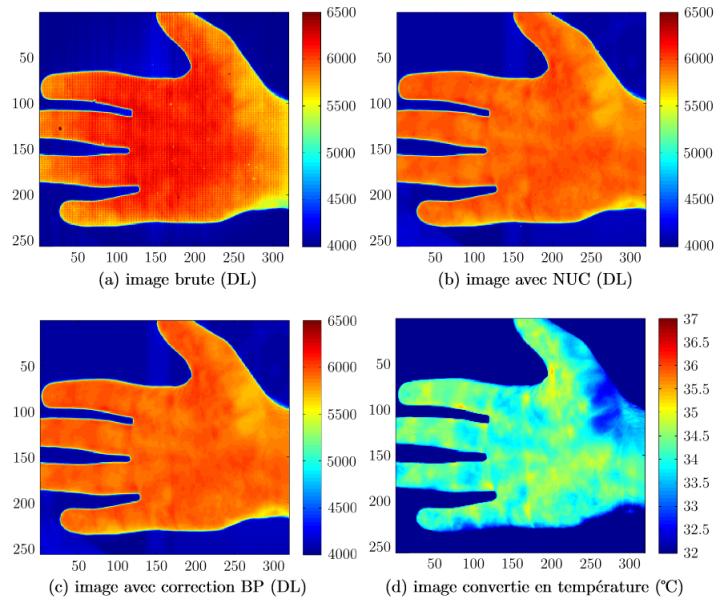


FIGURE 3.2 – Exemple de la calibration d'une caméra infrarouge, tiré de Le Saux [68].

#### Calibration « pixel à pixel »

La correction pixel à pixel a été développée au LBMS dans le cadre des travaux de Vincent Le Saux. Le principe de cette calibration porte sur l'identification d'un polynôme pour chaque pixel, indépendamment de ses voisins, lequel permet de relier la valeur brute de la caméra  $DL$  à la température. Le but de cette calibration est d'améliorer les mesures de champ et aussi d'augmenter la résolution thermique. La correction des *bad pixels* est similaire à celle de la calibration constructeur. Cette calibration est auto-compensée en température, car elle intègre l'influence de la température de la caméra sur la mesure. L'équation de passage entre  $DL$  et  $T$  s'écrit alors :

$$T_{ij} = \sum_{n=0}^4 \left[ \sum_{m=0}^2 a_{nm}(i, j) [T_{cam} - T_{cam}^0]^m \right] DL_{ij}^n \quad (3.11)$$

où  $T_{cam}^0$  est une température interne de la caméra prise comme référence et fixée à 30°C,  $T_{cam}$  est la température interne de la caméra lors de la mesure et  $a_{nm}$  sont les coefficients du polynôme, lesquels dépendent du pixel  $(i, j)$ . Il faut donc déterminer 15 coefficients pour chaque polynôme. Ceux-ci sont identifiés à l'aide d'une série d'images prises de façon régulière avec un pas de température défini sur une plage de températures du corps noir comprises entre 15°C et 40°C et pour plusieurs températures internes de la caméra entre 24°C (température de la caméra immédiatement après la mise en route) et 36°C (température de la caméra après plusieurs heures de fonctionnement). Le protocole d'identification des coefficients est donné dans [83]. Cette calibration est réalisée grâce à un corps noir HGH DCN1000 N4 ayant une émissivité de  $0.98 \pm 0.02$  et une stabilité thermique de  $\pm 0.02^\circ\text{C}$ .

### Caméras infrarouges FLIR®

Deux caméras infrarouges FLIR® ont été utilisées pour réaliser les mesures thermiques, nous les appellerons FLIR 1 et FLIR 2. La FLIR 1 (modèle FLIR SC7600BB) dispose d'une matrice de détecteurs de  $640 \times 512$  pixels avec un *pitch* (distance entre les détecteurs) de  $15\mu\text{m}$  et sensible dans une bande spectrale  $\Delta\lambda = [1.5\mu\text{m}, 5.1\mu\text{m}]$ . La température de fonctionnement des détecteurs est située autour de 76K. Pour atteindre cette température, la caméra est dotée d'un moteur Stirling. La longueur focale de l'objectif considéré est de 50mm, sa transmittance est de 0.94, la résolution spatiale dépend du grossissement considéré et la fréquence maximale d'acquisition est de 100Hz en pleine fenêtre. La FLIR 2 (modèle FLIR SC7500BB) dispose d'une matrice de détecteurs de  $256 \times 320$  pixels avec un *pitch* de  $30\mu\text{m}$  et une fréquence maximale d'acquisition de 380Hz. Les autres caractéristiques sont inchangées par rapport à la FLIR 1. Il faut remarquer que les caméras thermiques disposent d'un paramètre additionnel qui fixe la gamme de températures mesurables, appelé temps d'intégration. Ce paramètre peut être vu comme le temps pendant lequel la caméra va compter des photons. Le flux de photons augmente avec la température. Il faut donc trouver un temps d'intégration de façon à ce que les capteurs puissent compter assez de photons sans arriver à saturation. La plupart des mesures considérées dans cette thèse sont réalisées avec un temps d'intégration de  $1800\mu\text{s}$ , lequel permet de mesurer la température entre  $5^\circ\text{C}$  et  $45^\circ\text{C}$ . Avec la calibration constructeur, une résolution thermique de 20mK est atteinte pour les mesures différentielles, cette calibration est identifiée pour une certaine gamme de temps d'intégration. Avec la calibration pixel à pixel une résolution thermique de 10mK est atteinte pour les mesures différentielles, cette calibration a été identifiée uniquement pour la caméra FLIR 1 et pour un temps d'intégration de  $1800\mu\text{s}$ .

### 3.1.5 Mesures microstructurales et faciès de rupture

#### Microscopie électronique à balayage (MEB)

La microscopie électronique à balayage est une technique permettant d'obtenir des images en haute résolution de la surface d'un échantillon basée sur le principe des interactions électrons-matière. Un faisceau d'électrons est émis et vient frapper la surface de l'échantillon, lequel, en réponse, émet un certain nombre de particules (électrons secondaires, électrons rétrodiffusés, électrons Auger et rayons X). Ces particules sont détectées et analysées par un certain nombre de détecteurs, qui permettent de construire une image 3D de la surface considérée. Les observations au MEB impliquent d'avoir une surface conductrice, c'est pourquoi les échantillons en PA66GF50 doivent être préalablement métallisés. Deux MEB ont été utilisés pendant le déroulement de la thèse. Le premier (modèle JEOL® JSM-56005) a été utilisé en association avec Loïc Jegou à l'IUT Science et Génie des Matériaux de Saint-Brieuc. Le deuxième (modèle JEOL® JSM-6300F) a été utilisé à l'ENSTA Bretagne. Avec cette technique, il a été possible d'étudier en détail les faciès de rupture des échantillons (observations des modes de rupture ductile et fragile par exemple).

#### Microscope optique KEYENCE®

Le microscope numérique VHX-5000 développé par KEYENCE® permet la prise d'images optiques pour des grossissements allant du X20 à X5000. Les fonctionnalités principales de cet

appareil sont les suivantes : prise d'images optiques 2D et 3D, mesures de longueurs, d'angles, de topographies, post-traitement automatique sur motifs répétés, panorama automatique d'images et prises d'images automatiques à intervalles réguliers. Ce microscope a été utilisé pour l'étude des faciès de rupture d'une façon plus automatisée.

### Microtomographie

Pour mesurer l'orientation des fibres en 3D, des microtomographies ont été réalisées au ESRF (*European Synchrotron Radiation Facility*) sur la ligne ID19. Cette technique utilise des rayons X de haute énergie (rayonnement synchrotron), qui permettent de reconstruire en 3D la structure des échantillons (à partir de l'analyse de l'absorption des rayons X). L'énergie mise en jeu permet d'avoir une résolution spatiale suffisante pour distinguer individuellement chaque fibre dans un certain volume d'étude. Ces mesures permettent alors de mesurer les tenseurs d'orientation. Ces mesures ont été réalisées et dépouillées par Solvay *engineering plastics*.

## 3.2 Eprouvettes simples

Dans cette partie, le premier type d'éprouvettes considéré sera présenté. Celles-ci ont été conçues pour avoir une orientation des fibres maîtrisée dans la zone utile.

### 3.2.1 Eprouvettes Dogbone

La fabrication de ces éprouvettes est réalisée par Solvay *engineering plastics*. Celles-ci sont prélevées par usinage dans une plaque injectée et l'orientation des fibres dépend de l'angle de prélèvement par rapport à la direction principale d'écoulement. Les angles considérés sont :  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  et  $90^\circ$ . La figure 3.3 montre la position des éprouvettes au sein de la plaque suivant l'angle de prélèvement. Les plaques ont une épaisseur d'environ 3mm, la géométrie des éprouvettes est montrée dans la figure 3.4a. L'orientation des fibres dans l'épaisseur des éprouvettes a été mesurée par microtomographie. L'évolution de la composante dans la direction principale d'écoulement du tenseur d'orientation d'ordre 2, notée  $a_{11}$ , est illustrée pour les éprouvettes prélevées à  $0^\circ$  sur la figure 3.4b. La structure peau-cœur-peau est clairement visible. Les peaux sont bien orientées par rapport à la direction principale d'écoulement ( $a_{11} \approx 1$ ) avec chacune une épaisseur d'environ 1.3mm. Le cœur est orienté de façon plus diffuse avec la tendance à être perpendiculaire à la direction principale d'écoulement ( $a_{11} \approx 0$ ). L'évolution de l'orientation dans l'épaisseur pour chaque position de prélèvement est répétable sauf dans les premiers  $200\mu\text{m}$  des peaux.

### 3.2.2 Éprouvettes amincies

Avec les éprouvettes Dogbone il est possible d'obtenir un état d'orientation maîtrisé, mais il n'est pas possible de travailler sur des états d'orientation constants dans l'épaisseur. Dans le but d'utiliser des éprouvettes ayant une orientation constante, les éprouvettes Dogbone ont été modifiées de façon à prélever une couche de peau ou la couche de cœur. Tout d'abord, à

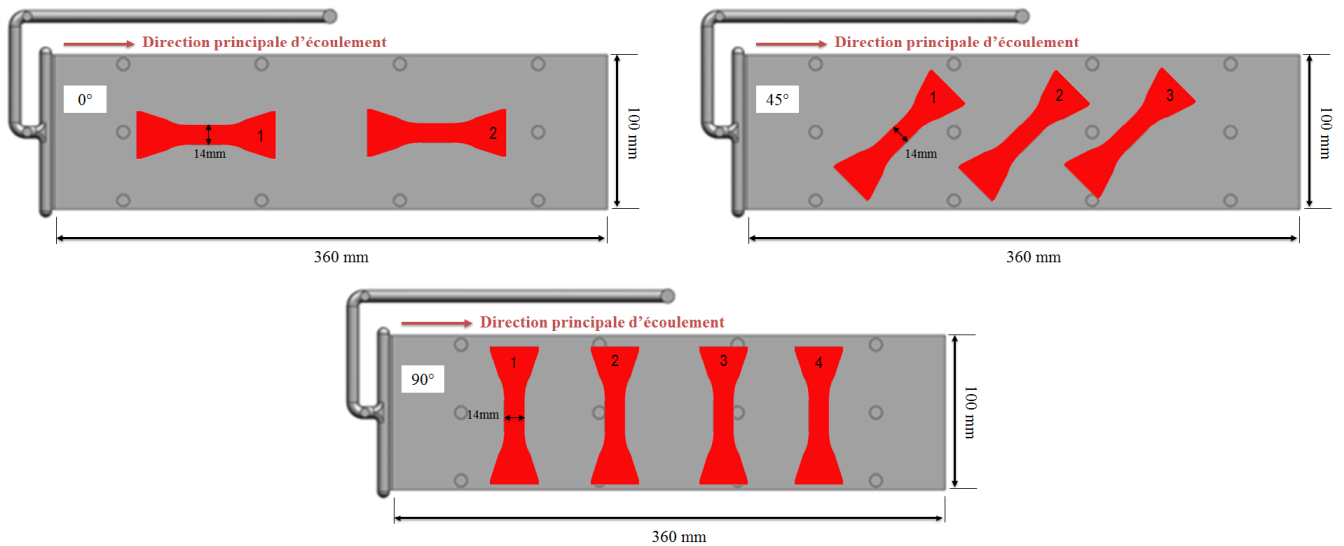
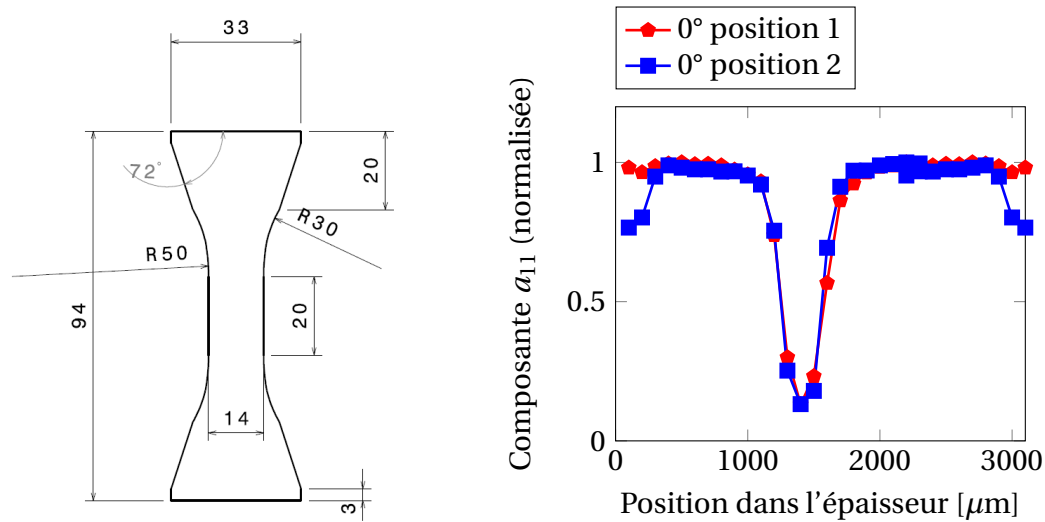


FIGURE 3.3 – Obtention des éprouvettes Dogbone.



(a) Éprouvettes Dogbone, dimensions en [mm].

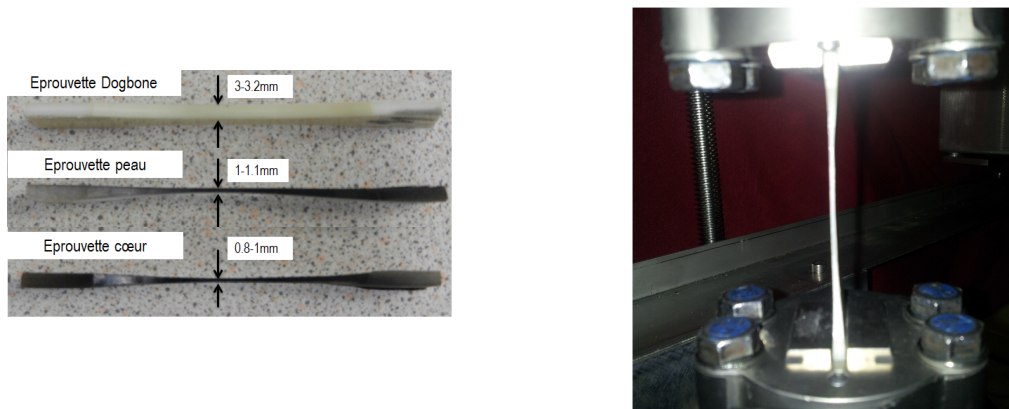
(b) Évolution dans l'épaisseur de la composante  $a_{11}$  du tenseur d'orientation d'ordre 2 au centre des éprouvettes prélevées à  $0^\circ$ .

FIGURE 3.4 – Géométrie des éprouvettes Dogbone et évolution de l'orientation dans l'épaisseur des plaques.

l'aide d'une râpe, les couches non souhaitées sont enlevées. Ensuite, les éprouvettes sont polies pour améliorer l'état de surface irrégulier résultant de la première étape. Sur la figure 3.5a les éprouvettes amincies (peintes en noir) sont comparées à une éprouvette Dogbone. La figure 3.5b montre une éprouvette amincie mise en place dans une machine d'essais.

### 3.3 Éprouvettes structurales

L'injection de ces éprouvettes est réalisée par TrelleborgVibracoustic. La matière première utilisée est la même que pour les éprouvettes Dogbone sauf que le colorant noir a été ajouté. La référence



(a) Éprouvettes peau et cœur.

(b) Éprouvette amincie mise en place.

FIGURE 3.5 – Obtention et géométrie des éprouvettes amincies.

commerciale de la matière première est « TECHNYL A 218 V50 BLACK 21 N » et est fournie par Solvay *engineering plastics*. La géométrie de ces éprouvettes a été proposée par l'ENSTA Bretagne, puis les moules d'injection ont été conçus en collaboration par TrelleborgVibracoustic, ADI et Promold.

#### 3.3.1 Philosophie des éprouvettes structurales

Comme nous l'avons déjà mentionné, les éprouvettes structurales sont conçues de façon à être représentatives des pièces réelles en terme de géométrie et d'orientation des fibres. La figure 3.6a montre un exemple de support moteur fabriqué en polyamide renforcé (avec la pièce centrale en élastomère) où nous pouvons apprécier une géométrie complexe ayant plusieurs caractéristiques. Par exemple : des nervures ayant des angles différents dans la pièce, des augmentations et réductions de l'épaisseur des nervures sont visibles, ainsi que des points où plusieurs nervures se rejoignent, etc. La figure 3.6b montre une simulation réalisée avec le logiciel MoldFlow® où nous pouvons observer les étapes de remplissage lors de l'injection d'une pièce. Cette image met en évidence la complexité de l'écoulement pendant le remplissage qui génère des états d'orientation des fibres hétérogènes. Les éprouvettes structurales sont fabriquées avec des caractéristiques géométriques similaires aux pièces et injectées avec des modes de remplissage similaires à ceux trouvés dans les pièces réelles. Les cas considérés dans cette thèse seront décrits par la suite.

#### 3.3.2 Démarche de conception

La conception des éprouvettes structurales a demandé un travail pluridisciplinaire, la démarche de conception peut être divisée en 4 étapes :

- tout d'abord, il faut définir le type de caractéristique géométrique de l'éprouvette structurale en spécifiant l'ordre de grandeur des dimensions. Par exemple, si la caractéristique est une réduction d'épaisseur, il faut définir la taille de l'épaisseur initiale et le pourcentage de réduction (cf. Fig.3.7a). Il faut également vérifier que la capacité en effort des machines d'essais est suffisante vis-à-vis des dimensions choisies ;

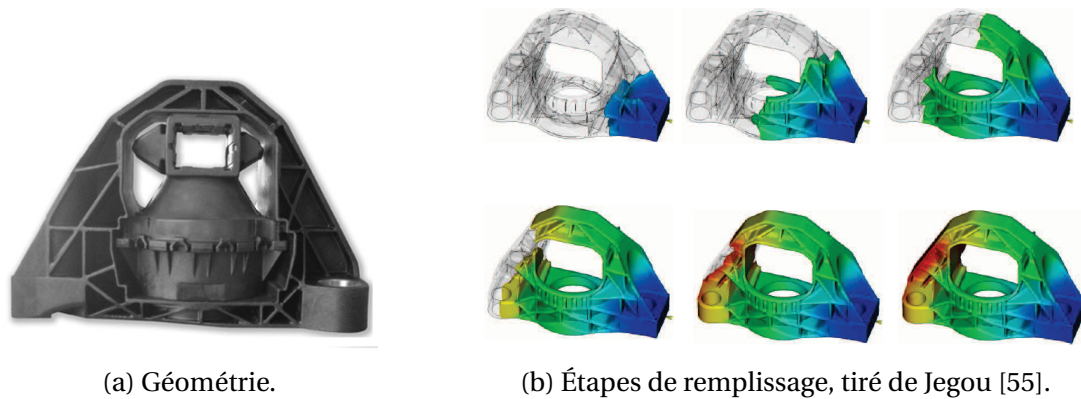


FIGURE 3.6 – Géométrie et remplissage lors de l'injection d'un support moteur.

- ensuite, il faut prendre en compte la façon dont l'éprouvette sera sollicitée mécaniquement. Dans l'exemple considéré, nous souhaitons imposer un chargement axial. Il faut donc ajouter des talons dans la géométrie pour éviter la rupture au niveau des mors, comme montré sur la figure 3.7b (en prenant aussi en compte les dimensions de la machine d'essais pour que l'éprouvette puisse être mise en place) ;
- une fois que les caractéristiques géométriques sont définies, il faut prendre en compte la faisabilité de l'éprouvette vis-à-vis du procédé d'injection. Dans notre exemple les changements d'épaisseur ne doivent pas être brutaux. La figure 3.7c montre les zones d'évolution de l'épaisseur (lignes bleues). Cette étape a été réalisée grâce à l'expertise de TrelleborgVibracoustic, ADI et Promold ;
- finalement, il faut définir le seuil d'injection (cf. Fig.3.7d) de façon à ce que le remplissage de l'éprouvette soit similaire à celui trouvé dans les pièces (nous considérons plusieurs façons d'injecter les éprouvettes pour une géométrie donnée).

### 3.3.3 Éprouvettes Wavy 1

Ces éprouvettes ont pour caractéristique principale une réduction suivie d'une augmentation de l'épaisseur dans leur zone utile (outre les réductions et augmentations au niveau des talons). La géométrie des éprouvettes est montrée sur la figure 3.8, où nous pouvons voir l'évolution de l'épaisseur dans la longueur par rapport au seuil d'injection et un schéma montrant que l'épaisseur évolue de façon symétrique. Le bureau d'études Promold a réalisé des simulations rhéologiques en utilisant le logiciel MoldFlow<sup>®</sup> pour calculer le tenseur d'orientation. Les simulations ont été utilisées par TrelleborgVibracoustic pour générer des simulations mécaniques avec prise en compte de l'orientation dans le maillage (en utilisant le logiciel Digimat<sup>®</sup>). La figure 3.9 montre la cartographie de la composante dans la longueur (direction  $x$ ) du tenseur d'orientation d'ordre 2, notée  $a_{xx}$ , au niveau de la peau et du cœur<sup>1</sup> dans la zone utile des éprouvettes. Les prédictions ont été comparées avec les mesures réalisées par Solvay *engineering plastics* par microtomographie. Les évolutions de  $a_{xx}$  dans l'épaisseur au centre des éprouvettes prédite et simulée sont montrées sur la figure 3.12a. Une discussion approfondie des comparaisons

<sup>1</sup>La peau est la partie extérieure et le cœur est la partie centrale de l'éprouvette dans l'épaisseur.

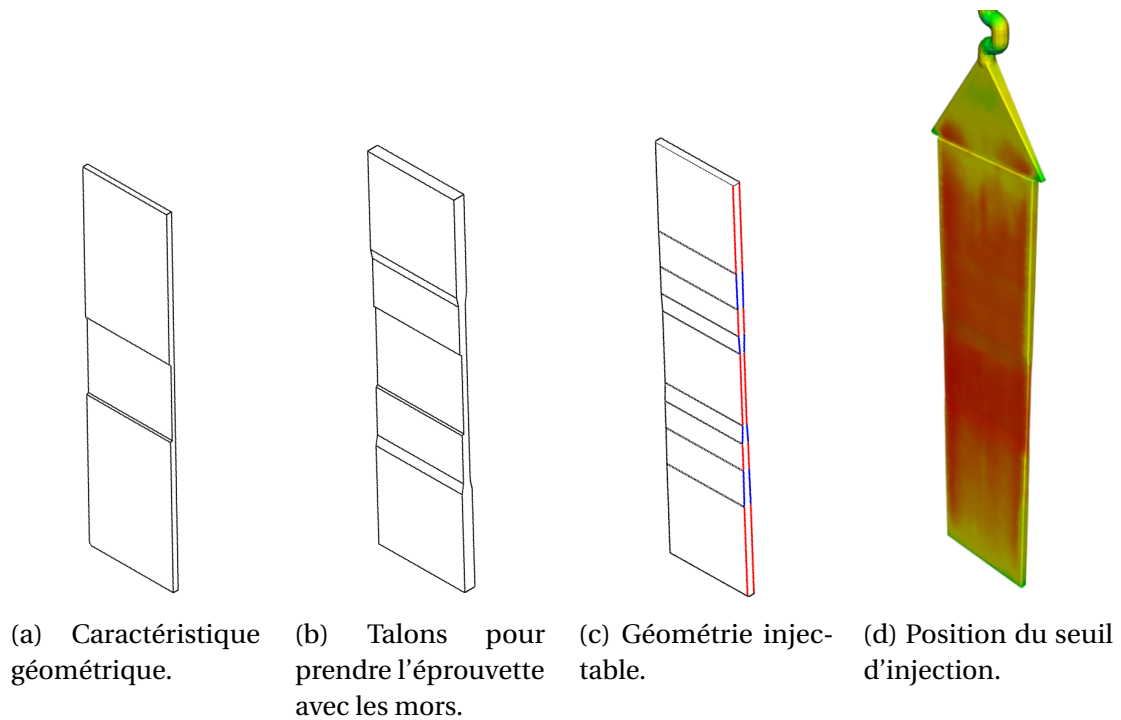


FIGURE 3.7 – Démarche de conception des éprouvettes structurales.

entre les microstructures prédite et mesurée pour les éprouvettes sera présentée dans le chapitre 5. L'objectif principal de ces éprouvettes est d'étudier le comportement en fatigue d'un état d'orientation issu d'un écoulement convergent (réduction de l'épaisseur) et après divergent (augmentation de l'épaisseur).

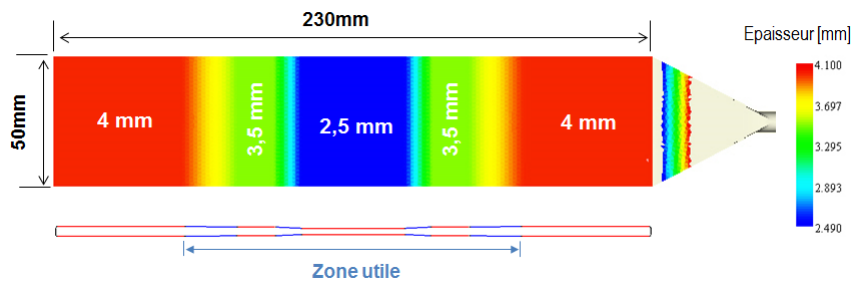


FIGURE 3.8 – Géométrie des éprouvettes Wavy 1, image tirée du rapport réalisé par Promold.

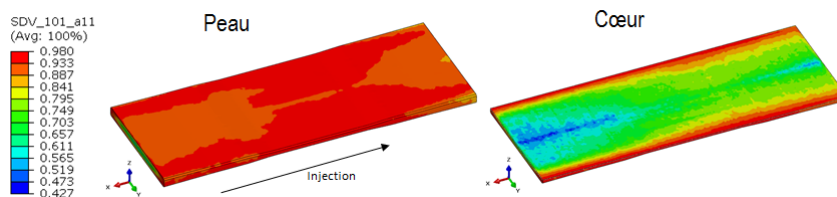


FIGURE 3.9 – Cartographie de la composante  $a_{xx}$  du tenseur d'orientation d'ordre 2 dans la zone utile des éprouvettes, image tirée du rapport réalisé par TrelleborgVibracoustic.



### 3.3.4 Éprouvettes Wavy 2

Ces éprouvettes ont pour caractéristique principale une réduction suivie d'une augmentation de l'épaisseur répétées deux fois dans leur zone utile (ce qui donne deux zones distinctes ayant une épaisseur minimale). La géométrie des éprouvettes est montrée sur la figure 3.10, où nous pouvons voir l'évolution de l'épaisseur suivant la longueur par rapport au seuil d'injection. Comme pour la Wavy 1, les simulations MoldFlow® (cf. Fig.3.11) et les comparaisons mesures/prédictions (cf. Fig.3.12b) sont montrées. L'objectif principal de ces éprouvettes est d'étudier le comportement en fatigue d'un état d'orientation issu d'un écoulement convergent (réduction de l'épaisseur) et après divergent (augmentation de l'épaisseur) répété deux fois.

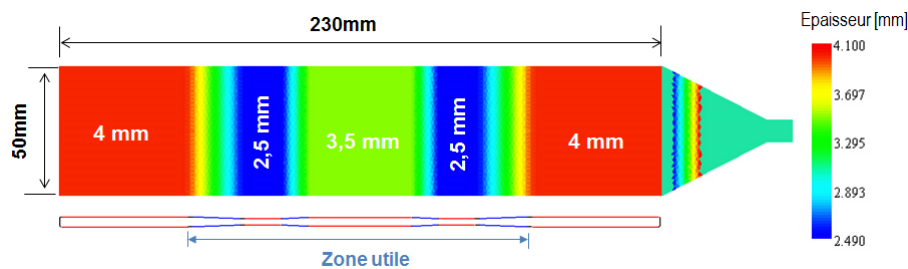


FIGURE 3.10 – Géométrie des éprouvettes Wavy 2, image tirée du rapport réalisé par Promold.

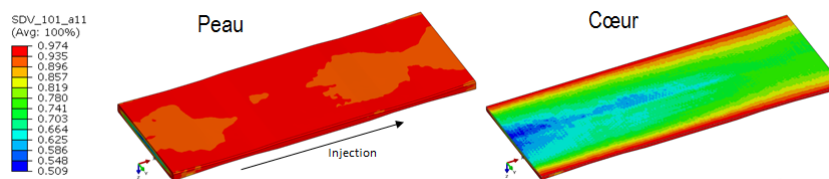


FIGURE 3.11 – Cartographie de la composante  $a_{xx}$  du tenseur d'orientation d'ordre 2 dans la zone utile des éprouvettes, image tirée du rapport réalisé par TrelleborgVibracoustic.

### 3.3.5 Éprouvettes T-Bone

Ces éprouvettes ont une forme de « T ». Leur objectif est de se ressembler aux nervures des pièces réelles. La géométrie « envisagée » des éprouvettes est montrée sur la figure 3.13. Nous avons considéré deux façons d'injecter ces éprouvettes, tel que montré sur la figure 3.14. La T-Bone 1A est injectée par la tige centrale et la T-bone 1B est injectée par un des côtés de la semelle. L'objectif est d'obtenir des états d'orientations des fibres différents en gardant la même géométrie. Lors de l'injection des éprouvettes, un problème classique de retrait a été observé, c'est-à-dire que la semelle des éprouvettes n'est pas complètement plane. La figure 3.15 illustre la différence entre les géométries envisagée et réelle des éprouvettes. Les simulations MoldFlow® des éprouvettes sont montrées sur la figure 3.16. Les mesures microtomographiques n'ont été réalisées que pour la T-Bone 1B, la comparaison de la composante  $a_{xx}$  du tenseur d'orientation d'ordre 2 au niveau de l'épaisseur est montrée sur la figure 3.17.

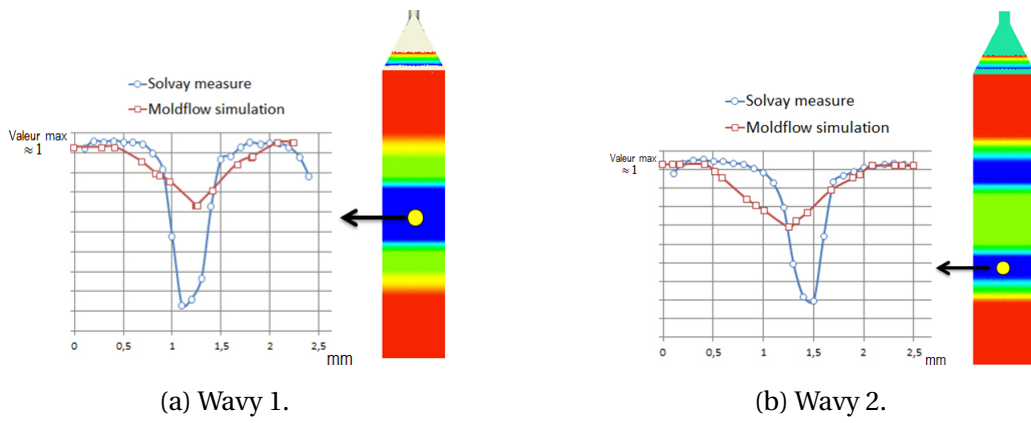


FIGURE 3.12 – Comparaisons mesures/prédictions au niveau de l'épaisseur. Composante  $a_{xx}$ .

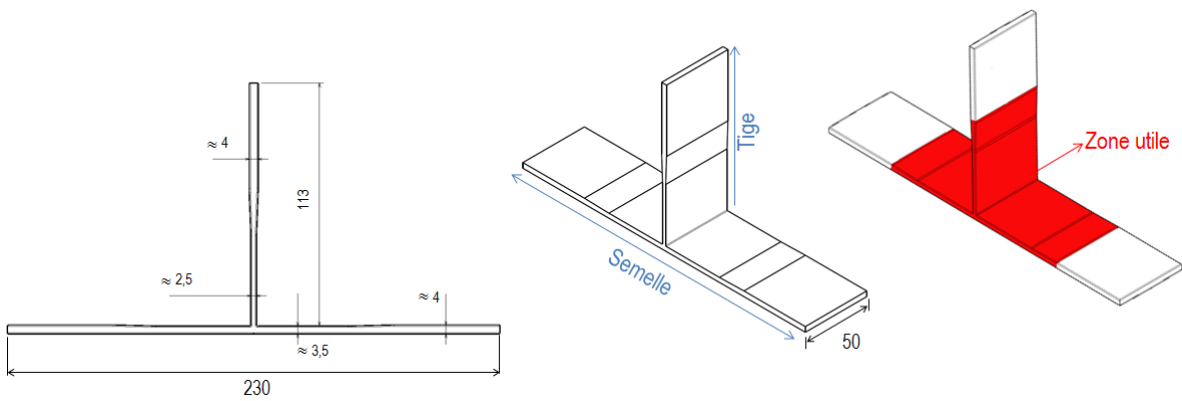


FIGURE 3.13 – Géométrie et zone utile des éprouvettes T-Bone, dimensions en [mm].

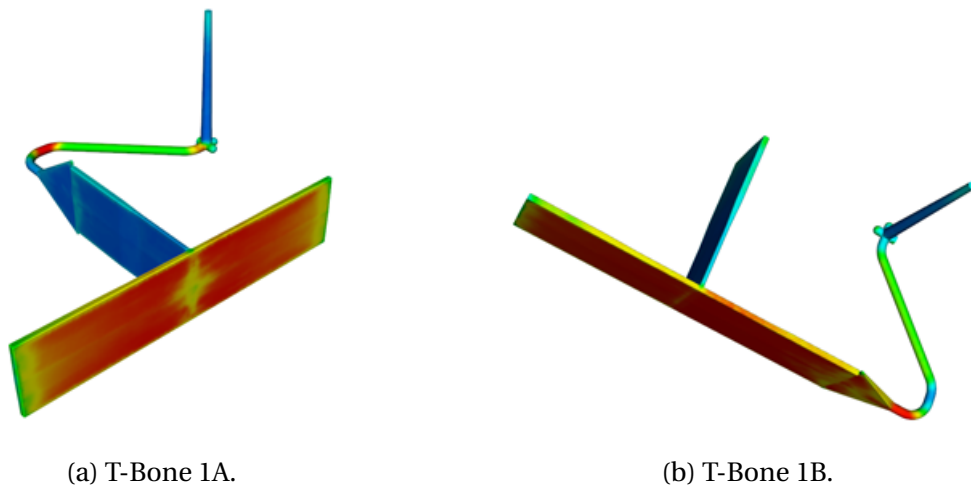


FIGURE 3.14 – Injections des éprouvettes T-Bone.

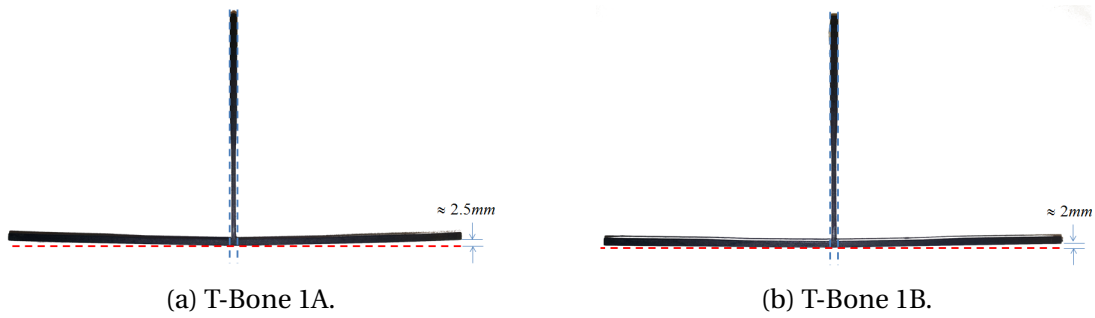


FIGURE 3.15 – Schématisation de la différence entre les géométries envisagée et réelle des éprouvettes T-Bone.

### 3.4 Conditionnement des éprouvettes

Le conditionnement des éprouvettes a été réalisée par absorption d'eau. Les éprouvettes sont placées dans des enceintes thermo-hygrométriques à température et humidité relative constantes. Le conditionnement est considéré terminé lorsque l'évolution de la masse des éprouvettes arrive à stabilisation. Les éprouvettes Dogbone ont été conditionnées par Solvay *engineering plastics*, la température de conditionnement est de 60°C et les humidités relatives étudiées sont de 50% et 80%. Les éprouvettes structurales ont été conditionnées soit par Solvay *engineering plastics* soit par TrelleborgVibracoustic, la température de conditionnement considérée est de 60°C pour la plupart de cas et de 90°C dans quelques cas, l'humidité relative considérée est de 50%. Après le conditionnement, les éprouvettes (Dogbone ou structurales) sont mises dans des enveloppes étanches pour conserver leur état hygrométrique jusqu'à leur utilisation. Dans le cas des éprouvettes amincies, elles sont systématiquement conditionnées avant les essais mécaniques. Dans le but de prévenir la perte du conditionnement préalable, elles sont conditionnées à l'ENSTA Bretagne à une température de 60°C et une humidité relative de 50%.

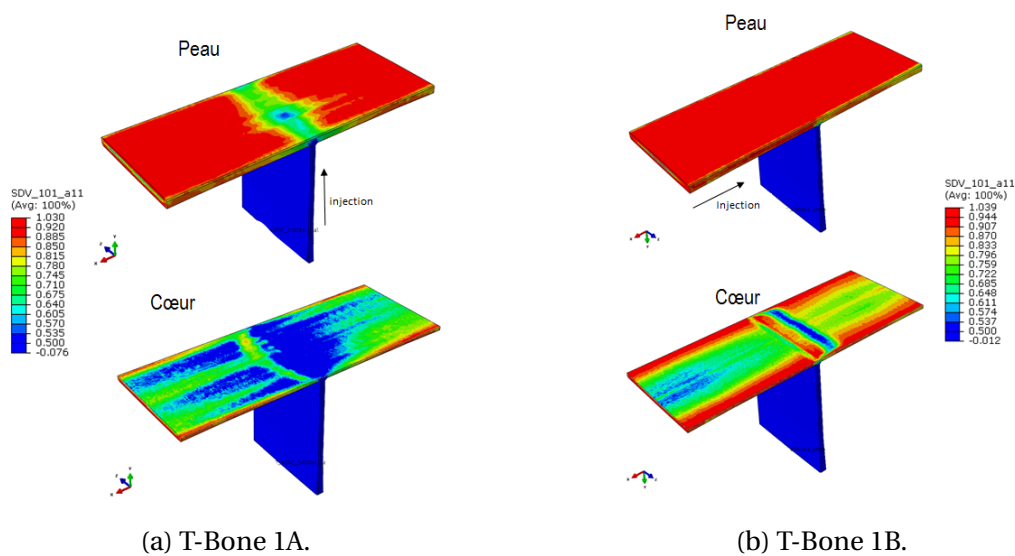


FIGURE 3.16 – Cartographie de la composante  $a_{xx}$  du tenseur d'orientation d'ordre 2 dans la zone utile des éprouvettes, image tirée du rapport réalisé par TrelleborgVibracoustic.

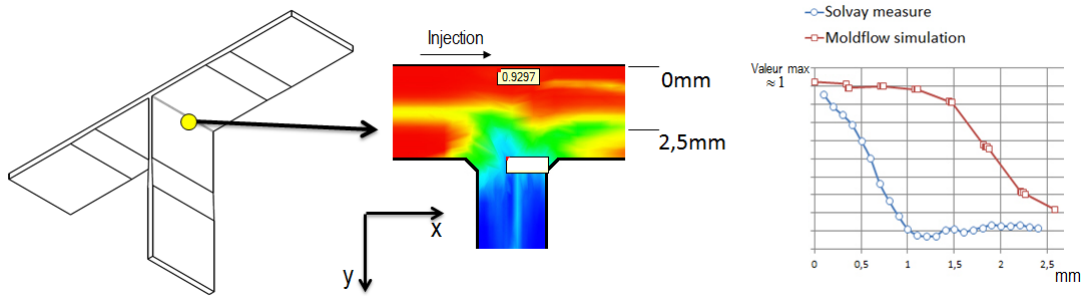
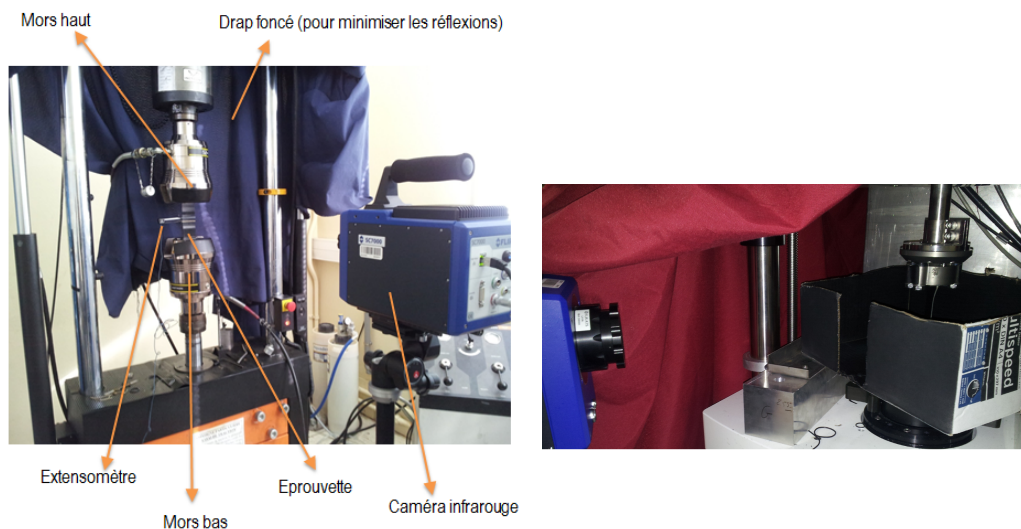


FIGURE 3.17 – Comparaisons mesures/prédictions au niveau de l'épaisseur des éprouvettes T-Bone 1B, image tirée du rapport réalisé par Promold.

## 3.5 Dispositifs expérimentaux et protocoles de sollicitation

### 3.5.1 Essais d'auto-échauffement

Les essais d'auto-échauffement sont réalisés à l'aide des machines INSTRON® ou BOSE® suivant le type d'éprouvette considéré. Les dispositifs expérimentaux sont présentés sur la figure 3.18. Pour minimiser les perturbation sur les mesures thermiques, trois protections sont mises en place : les éprouvettes Dogbone sont peintes en noir pour maximiser l'émissivité (même si elle est de l'ordre de 0.94 sans peinture). Une boîte peinte en noir à l'intérieur est utilisée pour protéger l'éprouvette des réflexions et aussi pour avoir une bonne estimation de la température ambiante (cf. Fig.3.18b). La dernière est un drap qui vient couvrir le dispositif expérimental pour limiter toute autre réflexion sur la caméra infrarouge.



(a) Dispositif expérimental avec l'INSTRON®. (b) Dispositif expérimental avec la BOSE®.

FIGURE 3.18 – Dispositifs expérimentaux pour les essais d'auto-échauffement.

Les éprouvettes sont soumises à des chargements cycliques avec un rapport de charge constant et une fréquence de sollicitation maximale de 3Hz constante pour chaque essai. La fréquence d'acquisition de la caméra est fixée selon les besoins en fonction de l'analyse thermique. Si nous voulons mesurer l'augmentation initiale de température, une fréquence de 20Hz est utilisée. Si

nous voulons mesurer l'augmentation de température après stabilisation, la fréquence d'acquisition considérée est comprise entre 0.7Hz et 3Hz. Plusieurs paliers de chargement ayant des amplitudes de contrainte différentes sont réalisés. Entre deux paliers l'éprouvette est maintenue déchargée pendant un temps suffisant pour revenir à l'équilibre thermique. Pour chaque résultat montré par la suite, le rapport de charge, la fréquence de chargement, la fréquence d'acquisition et le type d'analyse thermique seront spécifiés. Les données mécaniques acquises par la machine (force et déplacement du vérin) et celles de l'extensomètre (déplacement des couteaux) sont systématiquement enregistrées.

### 3.5.2 Essais de fatigue

Les essais de fatigue sont réalisés principalement sur les machines INSTRON® et BOSE®. Quelques essais de fatigue (longs) sont réalisés sur la machine MTS®. Les éprouvettes sont soumises à des chargements cycliques avec un rapport de charge constant jusqu'à la rupture, la fréquence de chargement considérée est de 1Hz pour la plupart des essais et de 2Hz pour quelques essais longs (>100000 cycles). La température est mesurée au début de l'essai (pour vérifier la répétabilité par rapport aux essais d'auto-échauffement). Pour quelques essais, la température est suivie jusqu'à la rupture de l'éprouvette dans le but d'étudier la réponse thermique à la rupture et mesurer de façon précise les zones de rupture. Les données mécaniques sont aussi enregistrées. La plupart des essais de fatigue sont réalisés à température et humidité relative ambiante, la durée maximale d'un essai est de l'ordre d'une semaine. Des suivis de masse sur des éprouvettes Dogbone et structurales ont montré que la perte en eau d'une éprouvette aux conditions de l'ambiante est négligeable sur une semaine.

### 3.5.3 Essais réalisés avec mesure du champ de déplacement

Une partie des essais ont été réalisés avec mesure thermique et du champ de déplacement en même temps. La figure 3.19a montre le dispositif expérimental où nous pouvons voir que le champ de déplacement est mesuré d'un côté de l'éprouvette et le champ thermique de l'autre côté. Pour que la mesure du champ de déplacement soit possible il faut faire un mouchetis sur l'éprouvette, tel que montré sur la figure 3.19b. Ce type d'essais a été réalisé pour des chargements monotones et cycliques.



(a) Dispositif expérimental.



(b) Exemple de mouchetis.

FIGURE 3.19 – Essais avec mesure thermique et du champ de déplacement.

### 3.6. Campagnes expérimentales réalisées

Éprouvette \ Essai	Auto-échauffement	Fatigue	Faciès de rupture	Corrélation d'images	T et RH	Charg. complexes
Dogbone 0°	$R = 0/0.1/0.3/ - 1$ 1Hz et 3Hz axial	$R = 0/0.1/0.3/ - 1$ 1Hz	Oui	Non	RH50 Tamb (température ambiante)	Non
Dogbone 45°	$R = 0/0.1/0.3/ - 1$ 1Hz et 3Hz axial	$R = 0/0.1/0.3/ - 1$ 1Hz	Oui	Non	RH50 Tamb, 45°C, 60°C et 80°C  RH80 Tamb	Plusieurs blocs, fluage +fatigue
Dogbone 90°	$R = 0/0.1/0.3/ - 1$ 1Hz axial	$R = 0/0.1/0.3/ - 1$ 1Hz	Oui	Non	RH50 Tamb	Non
Ep. Amincies peau et cœur	$R = 0$ 1Hz axial	$R = 0$ 1Hz axial	Oui	Non	RH50 Tamb	Non
Wavy 1	$R = 0$ 1Hz axial	$R = 0$ 1Hz	Non	Oui	DAM et RH50 Tamb	Non
Wavy 2	$R = 0$ 1Hz axial	$R = 0$ 1Hz	Non	Oui	DAM et RH50 Tamb	Non
T-Bone 1A	$R = 0$ 1Hz axial et flexion	$R = 0$ 1Hz	Non	Non	RH50 Tamb	Non
T-Bone 1B	$R = 0$ 1Hz axial et flexion	$R = 0$ 1Hz	Non	Oui	RH50 Tamb	Non

TABLE 3.1 – Types d'essais pour chaque type d'éprouvette en fonction du rapport de charge, fréquence, teneur en humidité, type de chargement, etc.

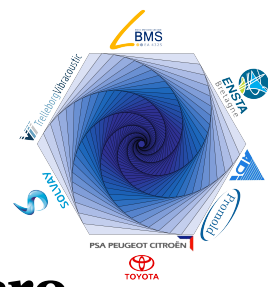
### 3.6 Campagnes expérimentales réalisées

Dans cette partie nous montrons les campagnes expérimentales réalisées pendant le déroulement de la thèse. Les spécificités de chaque type d'essai seront montrées dans les prochains chapitres. L'objectif est de proposer une vue d'ensemble et de se faire une idée de l'ampleur expérimentale de la thèse. La table 3.1 présente les différents types d'essais pour chaque éprouvette en fonction du rapport de charge, fréquence, teneur en humidité, type de chargement, etc. Elle montre aussi pour quels cas les faciès de rupture et les corrélations d'images ont été réalisées.

### 3.7 Bilan

Au cours de ce chapitre nous avons montré le matériel disponible, les caractéristiques principales en terme d'orientation et géométrie des éprouvettes à tester et les protocoles de sollicitation. Toutes ces informations nous permettront d'interpréter les résultats des essais. Par la suite, dans ce manuscrit nous montrerons les protocoles expérimentaux spécifiques à chaque éprouvette et les résultats issus des campagnes d'essais. Des comparaisons entre les résultats expérimentaux et des simulations par éléments finis seront aussi présentées.





## Analyse sur éprouvettes simples à micro-structures maîtrisées

### Sommaire

---

<b>4.1</b>	<b>Mise en place des protocoles d'analyse</b>	<b>98</b>
4.1.1	Philosophie	98
4.1.2	Données mécaniques	98
4.1.3	Obtention de la courbe d'auto-échauffement	98
4.1.4	Obtention des cartographies d'énergie dissipée	103
4.1.5	Protocole d'identification de la courbe d'endurance déterministe	105
<b>4.2</b>	<b>Schéma de présentation des résultats</b>	<b>110</b>
4.2.1	Données associées au comportement	111
4.2.2	Données associées à la ruine	111
<b>4.3</b>	<b>Influence de l'orientation</b>	<b>112</b>
4.3.1	Éprouvettes Dogbone	112
4.3.2	Éprouvettes amincies	121
4.3.3	Bilan	125
<b>4.4</b>	<b>Influence du chargement mécanique</b>	<b>127</b>
4.4.1	Variation du rapport de charge	128
4.4.2	Essais de fatigue interrompus	135
4.4.3	Enchaînement de blocs	138
4.4.4	Essais de fatigue après fluage	141
4.4.5	Bilan	144
<b>4.5</b>	<b>Chargements mécaniques simples pour différentes conditions thermo-hygrométriques (température et teneur en humidité)</b>	<b>146</b>
4.5.1	Dispositif expérimental	146
4.5.2	Résultats	147
4.5.3	Bilan	149
<b>4.6</b>	<b>Bilan pour les éprouvettes simples</b>	<b>150</b>

---



## 4.1 Mise en place des protocoles d'analyse

### 4.1.1 Philosophie

Comme nous l'avons déjà évoqué, ces éprouvettes sont conçues dans le but de travailler sur des cas d'orientation moyenne des fibres maîtrisée et pour diverses conditions thermo-hygro-métriques et de chargement mécanique. Les angles de prélèvement considérés ont été choisis de façon à ce que l'effet de l'orientation puisse être étudié pour le cas d'un alignement moyen longitudinal (éprouvettes prélevées à  $0^\circ$ ), le cas d'un alignement moyen transversal (éprouvettes prélevées à  $90^\circ$ ) et un cas entre les deux (éprouvettes prélevées à  $45^\circ$ ). Ces éprouvettes permettront de caractériser l'influence des différents facteurs (orientation, environnement et chargement) sur les propriétés en fatigue.

### 4.1.2 Données mécaniques

Les données mécaniques mesurées lors des essais sur les éprouvettes Dogbone sont l'effort axial et le déplacement des couteaux de l'extensomètre. A partir de celles-ci, nous pouvons obtenir la contrainte nominale (définie comme l'effort axial divisé par la section traverse minimale initiale de l'éprouvette) et la déformation nominale (définie comme le déplacement relatif des couteaux de l'extensomètre divisé par la distance entre les couteaux au début de l'essai). La figure 4.1 montre des exemples de courbes contrainte nominale-déformation nominale pour chaque angle de prélèvement considéré pour des paliers de chargement de 20 cycles sinusoïdaux pendant un essai d'auto-échauffement. Ces graphiques illustrent la qualité de l'asservissement de la machine d'essais, la boucle d'hystérèse et le déplacement de la boucle (appelé déformation résiduelle). Notons que la valeur initiale de déformation nominale est différente de zéro, cela est dû au fait que l'éprouvette présente une histoire de chargement. En effet, pendant les essais d'auto-échauffement, celle-ci est soumise à plusieurs paliers de chargement (cf. §3.5.1). La façon d'exploiter ces données mécaniques sera montrée par la suite.

### 4.1.3 Obtention de la courbe d'auto-échauffement

Dans cette partie le protocole expérimental pour obtenir les courbes d'auto-échauffement sera détaillé. Celles-ci sont obtenues par une analyse sur l'état transitoire avec une approche 0D (cf. §2.1.4). L'analyse sur l'état stationnaire avec une approche 0D (cf. §2.1.3) est aussi utilisée pour faire des comparaisons entre les deux analyses. L'objectif ici est d'obtenir l'énergie dissipée par cycle pour des éprouvettes soumises à des chargements cycliques à partir des mesures thermiques, tel que présenté dans le chapitre 2.

#### Protocole expérimental

Dans cette partie, le protocole expérimental pour réaliser une analyse sur un état transitoire (cf. §2.1.4) est détaillé. Les éprouvettes sont soumises à des chargements cycliques avec un rapport de charge et une fréquence inchangés. La température est mesurée sur la zone utile de l'éprouvette avec une fréquence de 20 images par seconde. Un certain nombre de paliers de

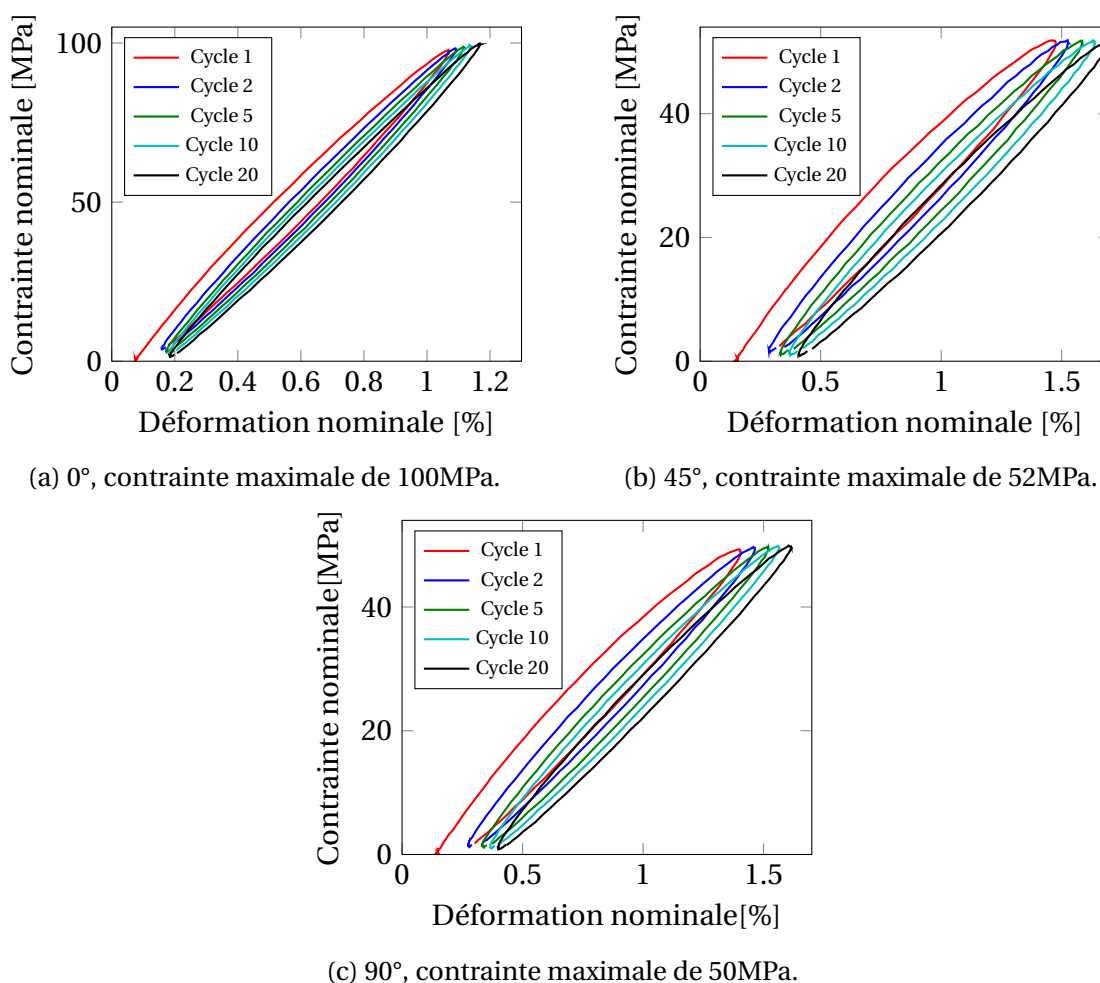


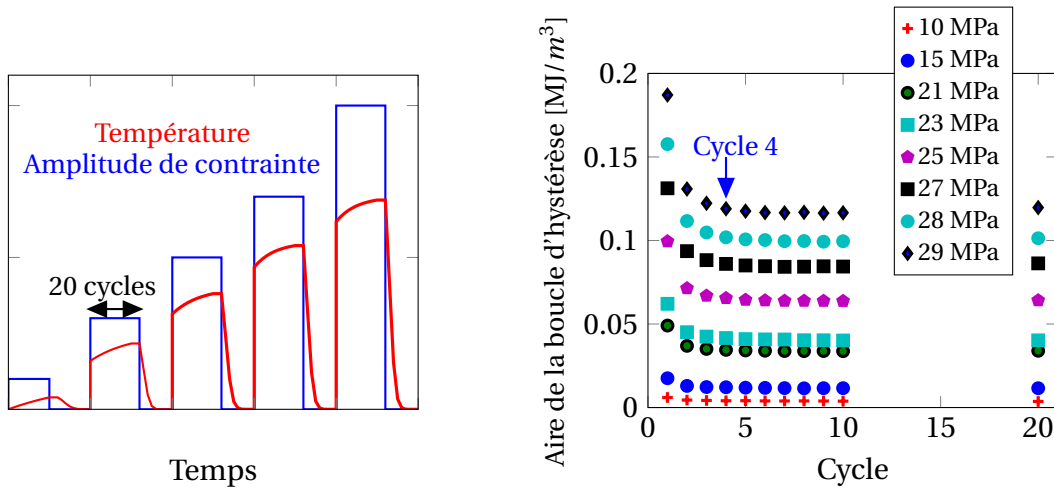
FIGURE 4.1 – Exemples de l'évolution de la courbe contrainte nominale-déformation nominale pour un palier de 20 cycles de chargement sinusoïdal pour chaque angle de prélèvement considéré, fréquence de chargement=1Hz, R=0 et RH50.

chargement (composés de 20 cycles suivis de 5 minutes de refroidissement pour retourner à l'équilibre thermique) sont réalisés pour plusieurs niveaux d'amplitude de contrainte nominale<sup>1</sup>, comme l'illustre la figure 4.2a. Le dernier palier de chargement est mené jusqu'à la rupture de l'éprouvette.

#### Évolution de l'aire de la boucle d'hystérèse pour chaque palier de chargement et évaluation de la vitesse initiale de variation de température

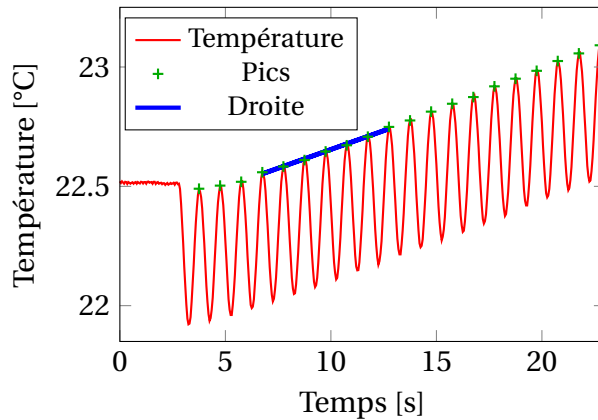
Sur la figure 4.2b l'évolution de l'aire de la boucle d'hystérèse pour plusieurs paliers de chargement en fonction de l'amplitude de contrainte nominale est montrée. L'exemple présenté a été obtenu avec des éprouvettes Dogbone prélevées à 90° (appelées Dogbone 90°), conditionnées à RH50, testées avec une fréquence de chargement de 1Hz et un rapport de charge R=0 à température ambiante. Nous pouvons proposer deux régimes de comportement pour analyser ces courbes : le premier régime (état transitoire, jusqu'au quatrième cycle) montre une aire de la boucle d'hystérèse qui évolue et le deuxième régime (état stabilisé, dès le qua-

<sup>1</sup>Définie comme la contrainte nominale maximale moins la contrainte nominale minimale divisée par 2.



(a) Protocole expérimental pour l’obtention de la courbe d’auto-échauffement sur un état transitoire.

(b) Évolution de l’aire de la boucle d’hystérèse en fonction de l’amplitude de contrainte. Eprouvettes Dogbone 90°, f=1Hz, RH50 et R=0.



(c) Exemple du calcul de  $\dot{\theta}_0$  à partir de l’évolution de la température moyennée sur la zone utile d’une éprouvette pendant un palier de chargement.

FIGURE 4.2 – Protocole expérimental des essais d’auto-échauffement, évolution de l’aire de la boucle d’hystérèse pendant les essais et exemple du calcul de  $\dot{\theta}_0$ .

trième et jusqu’au vingtième cycle) montre une aire de boucle d’hystérèse quasi-constante. Ces comportements sont observés pour les trois cas d’éprouvettes considérés (0°,45° et 90°). L’approche présentée dans cette étude pour calculer l’énergie dissipée par cycle n’est valable que si celle-ci est constante par cycle. Donc l’évaluation de l’énergie dissipée par cycle est réalisée uniquement à partir du quatrième cycle, sur le comportement stabilisé<sup>2</sup>. La valeur de la vitesse initiale de variation de température ( $\dot{\theta}_0$ ), peut alors être calculée grâce à la pente de la variation de température (droite dans la figure 4.2c) entre les cycles 4 et 10. Finalement, l’énergie dissipée par cycle peut être calculée en réécrivant l’équation 2.38 comme suit :

$$\Delta^* = \frac{\rho C \dot{\theta}_0}{f}. \tag{4.1}$$

<sup>2</sup>Nous supposons que la stabilisation de l’aire de la boucle d’hystérèse est un indicateur de la stabilisation de l’énergie dissipée par cycle.

### Définition de la zone d'analyse et comparaisons entre les zones

Le passage entre les mesures thermiques et l'énergie dissipée par cycle peut être réalisé de plusieurs façons. La première, présentée précédemment dans l'exemple de la figure 4.2c, est une analyse globale. Elle consiste à faire les calculs à l'aide de l'évolution de la température moyennée sur une zone donnée : l'énergie dissipée par cycle est calculée grâce à l'évolution de la température moyennée dans la zone utile de l'éprouvette. Cette analyse est particulièrement importante pour faire des comparaisons avec les données mécaniques, lesquelles sont évaluées de façon moyenne grâce à l'extensomètre.

La seconde possibilité consiste en une analyse locale. Elle promeut l'idée de travailler, toujours avec la température moyennée, mais sur une zone beaucoup plus petite qui correspond à la zone d'initiation observée à posteriori. Durant le dernier palier de chargement (mené jusqu'à la rupture), un point chaud (zone de taille très réduite et ayant une température plus importante que son voisinage) est observé, comme l'illustre la figure 4.3. Cette zone est identifiée comme étant la zone d'initiation qui précède la propagation brutale de la fissure conduisant à la rupture de l'éprouvette (c'est-à-dire la zone de « nucléation » de la fissure). Le calcul de l'énergie dissipée par cycle à partir de l'évolution de la température moyennée sur le point chaud est ainsi également réalisé. Cette analyse est particulièrement importante pour associer l'énergie dissipée par cycle menant à rupture avec la localisation précise de l'initiation.

La figure 4.4 montre la comparaison entre l'analyse locale et l'analyse globale pour une éprouvette Dogbone 0° RH50, testée avec une fréquence de 1Hz et un rapport de charge R=0. Nous pouvons voir que l'énergie dissipée par cycle est plus importante dans le cas de l'analyse locale.

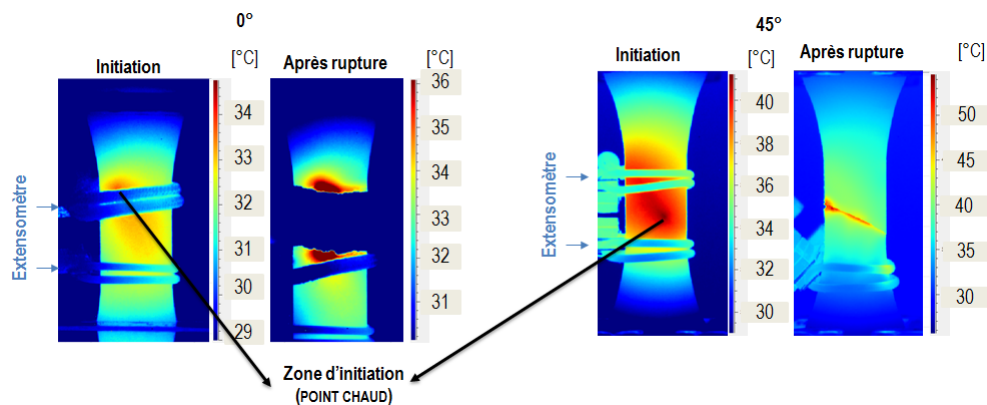


FIGURE 4.3 – Localisation du point chaud (cas des éprouvettes Dogbone 0° et 45°).

### Détection du point chaud

La figure 4.5 illustre la détection du point chaud à l'aide d'un profil de température suivant la largeur de la zone utile d'une éprouvette Dogbone 45° (image prise quelques cycles avant la propagation brutale de la fissure). Nous pouvons observer que le profil de température évolue localement au niveau du point chaud. Pour déterminer sa taille, il faut détecter les pixels où la température évolue par rapport à la tendance du profil de température. Dans l'exemple présenté,

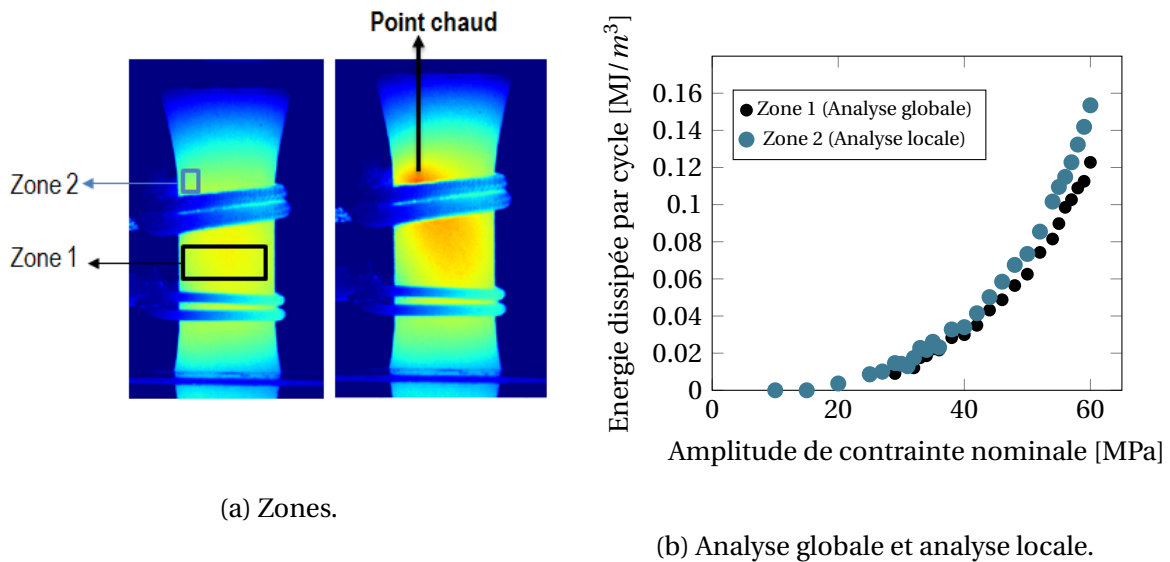


FIGURE 4.4 – Comparaison entre les analyses globale et locale pour une éprouvette Dogbone 0°, RH50,  $f=1\text{Hz}$  et  $R=0$ .

le point chaud est détecté sur environ 20 pixels, ce qui correspond à une taille caractéristique de 2mm.

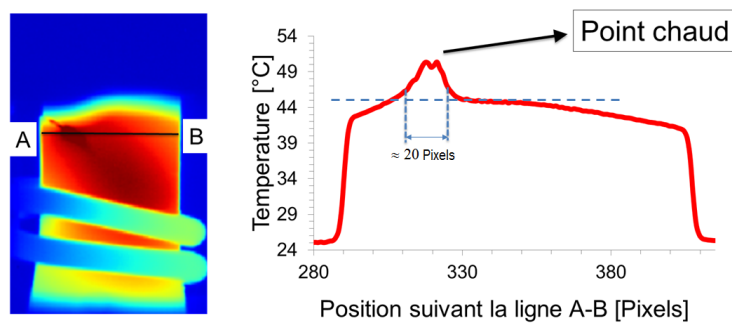
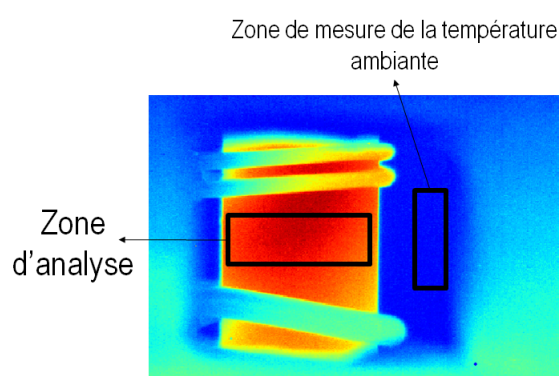


FIGURE 4.5 – Illustration de la détection du point chaud.

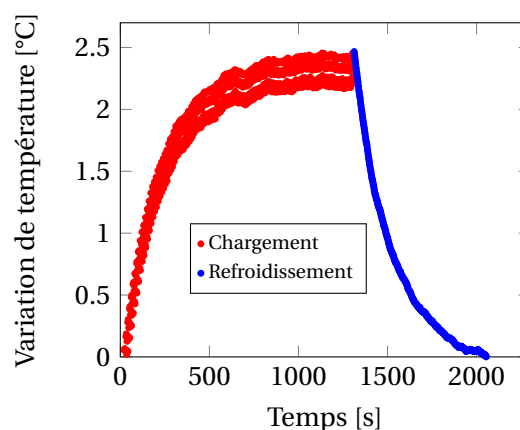
### Comparaison des analyses transitoire et stabilisée

Dans le but de vérifier si les analyses réalisées sur un état transitoire sont équivalentes à celles réalisées sur un état stationnaire, quelques paliers de chargement ont été utilisés pour comparer les deux analyses. Pour réaliser une analyse sur un état stationnaire il faut considérer suffisamment de cycles de chargement pour atteindre la stabilisation thermique. Puis, il faut évaluer le temps caractéristique thermique sur la courbe de température jusqu'au retour à l'équilibre thermique (refroidissement). La fréquence d'acquisition de la caméra est de 0.7 images par seconde (soit 1 image toutes les 1.43 secondes environ). La fréquence d'acquisition considérée est choisie de façon à ce que la quantité de données ne soit pas excessivement élevée et que par ailleurs les informations relatives au couplage thermo-élastique (cf. §2.1.3) ne soient pas perdues. Celui-ci est obtenu par effet stroboscopique étant donné que la fréquence de chargement est toujours un nombre entier.

La figure 4.6 montre un exemple de la variation de la température<sup>3</sup> dans la zone utile d'une éprouvette Dogbone 45° pendant le chargement et le refroidissement. Nous pouvons observer que l'état stationnaire est atteint après environ 1000 cycles. Comme la variation de température arrive à une valeur constante, cela signifie que l'énergie dissipée par cycle est elle aussi constante. Le temps caractéristique thermique est identifié en utilisant la cinétique de refroidissement et le temps caractéristique trouvé est d'environ 200 s. L'énergie dissipée par cycle peut alors être calculée à partir du temps caractéristique et de la variation de température à l'état stationnaire selon l'équation 2.30. La figure 4.7 montre la comparaison entre l'énergie dissipée par cycle obtenue par une analyse transitoire (analyse globale) et celle obtenue par une analyse stationnaire. Il faut remarquer que pour l'analyse transitoire chaque point est obtenu pour la même éprouvette. Par contre, pour l'analyse stationnaire, chaque point correspond à une éprouvette différente (éprouvettes utilisées pour la fatigue). Nous pouvons observer une bonne correspondance entre les deux analyses, ce qui permet de conclure que l'énergie dissipée par cycle moyennée sur la surface, obtenue sur un état transitoire, est représentative de celle moyennée dans le volume, obtenue sur un état stationnaire.



(a) Zones considérées.



(b) Variation de température pendant le chargement et le refroidissement.

FIGURE 4.6 – Exemple de la variation de température dans la zone utile d'une éprouvette Dogbone 45°, RH50,  $f=1\text{Hz}$  et  $R=0$ . Environ 1300 cycles pendant le chargement.

### 4.1.4 Obtention des cartographies d'énergie dissipée

#### Définition du protocole

La méthode décrite dans le §4.1.3, permet d'obtenir l'énergie dissipée par cycle de manière moyenne sur une zone définie. Pour aller plus loin et avoir accès au champ d'énergie dissipée par cycle, une méthode est illustrée sur la figure 4.8. Cette méthode est basée sur l'analyse sur un état transitoire avec une approche 2D (cf. §2.1.4). Dans cet exemple la température est d'abord moyennée sur une portion de l'éprouvette (rectangle noir sur la figure 4.8), ce qui permet de déterminer les images correspondant aux quatrième et dixième cycles de chargement (images 1

<sup>3</sup>Définie comme la différence entre la température moyennée de la zone d'analyse et celle de la zone utilisée pour la mesure de la température ambiante.

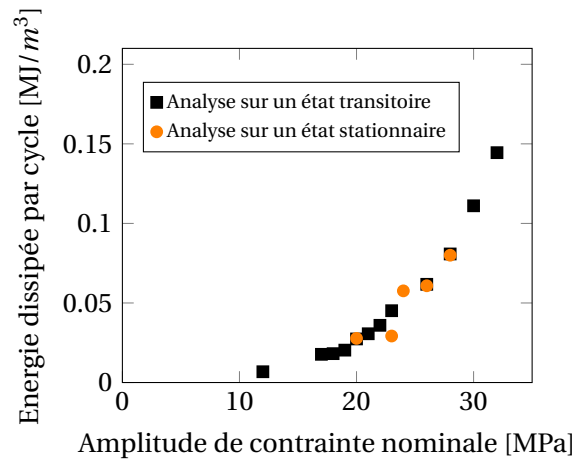


FIGURE 4.7 – Comparaison entre une analyse transitoire et une analyse stationnaire, éprouvettes Dogbone 45°, RH50,  $f=1\text{Hz}$  et  $R=0$ .

et 2 de la figure 4.8) à partir des pics observés (même configuration mécanique). La soustraction des champs de température de ces deux images donne alors accès au champ de variation de température (image 3 de la figure 4.8). Enfin, cette dernière image est utilisée pour estimer le champ d'énergie dissipée par cycle (image 4 de la figure 4.8) grâce à l'équation 4.1, c'est-à-dire, en divisant par le temps écoulé entre les images 1 et 2 et la fréquence de chargement et en multipliant par la masse volumique et la chaleur spécifique.

### Discussion sur le choix des images (stabilisation mécanique et analyse des transferts thermiques)

Le choix des pics (images 1 et 2 sur la figure 4.8) affecte bien évidemment l'estimation de l'énergie dissipée par cycle. Le principe est ici d'effectuer l'estimation dans un état quasi adiabatique, c'est-à-dire sur une courte durée (initiale) tout en se plaçant dans le régime du comportement stabilisé de l'aire de la boucle d'hystérèse (à partir du quatrième cycle). Il est donc très important de comparer les temps caractéristiques thermiques avec le temps mécanique (par exemple, au minimum 1s entre deux configurations mécaniques comparables, pour une fréquence de chargement de 1Hz). Comme nous l'avons déjà montré, le temps caractéristique de retour à l'équilibre thermique est d'environ 200 secondes. L'hypothèse adiabatique semble donc être respectée (ratio de 30 entre les temps caractéristiques mécanique et thermique pour une fréquence de 1Hz) pour un temps de 6 secondes entre les cycles 4 et 10. La dimension caractéristique liée à la conduction thermique peut ensuite être évaluée en utilisant les paramètres physiques du matériau (masse volumique, chaleur spécifique et conductivité thermique). Pour une durée de 6 secondes, une valeur d'environ 0.85mm est trouvée. Celle-ci peut ainsi être considérée comme la résolution spatiale maximale des champs évalués et aussi comme la profondeur du volume dont la réponse thermomécanique est captée par une mesure de surface.



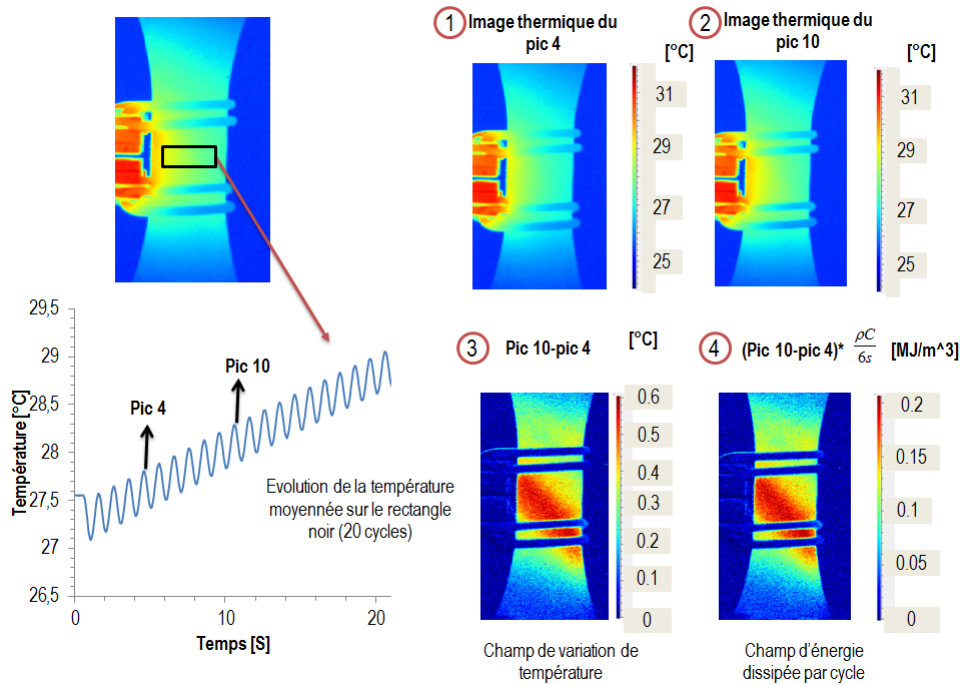


FIGURE 4.8 – Champ d'énergie dissipée par cycle, exemple sur une éprouvette Dogbone 45°, RH50, f=1Hz, R=0 et pour une amplitude de contrainte de 31.5MPa.

### 4.1.5 Protocole d'identification de la courbe d'endurance déterministe

#### Définition et premières validations sur les résultats de fatigue

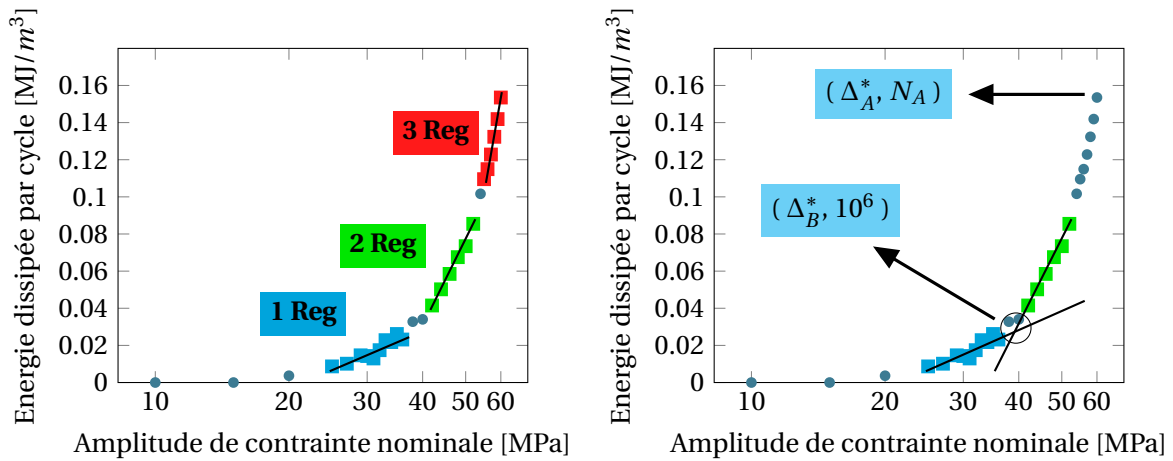
Sur le graphique présentant l'énergie dissipée par cycle (analyse locale) en fonction de l'amplitude de contrainte nominale, 3 régimes semblent apparaître, tel que montré sur la figure 4.9a (graphique en échelle semi-logarithmique pour mieux apprécier les régimes). Un critère de fatigue énergétique est proposé qui relie par une loi puissance le nombre de cycles menant à la ruine (initiation) de l'éprouvette, noté  $N$ , à l'énergie dissipée par cycle (analyse locale) :

$$\Delta^* = CN^{-b} \quad (4.2)$$

où  $C$  et  $b$  sont les paramètres à identifier. Il nous faut donc connaître deux couples  $(\Delta^*, N)$  pour identifier les paramètres du critère. Le premier couple  $(\Delta_A^*, N_A)$  est obtenu à partir du dernier palier de chargement, lequel est mené jusqu'à la rupture de l'éprouvette (cf. Fig. 4.9b). Le deuxième couple est obtenu à partir du graphique traçant l'énergie dissipée par cycle en fonction de l'amplitude de la contrainte nominale, à l'aide du protocole suivant :

- les régimes sont identifiés, en commençant par le régime 3 ;
- chaque régime est décrit à l'aide d'une droite, tel que montré dans la figure 4.9a ;
- nous supposons que le point de transition entre les régimes 1 et 2, déterminé par l'intersection des droites montrées sur la figure 4.9b, correspond à l'énergie dissipée par cycle qui mène à la ruine de l'éprouvette après  $10^6$  cycles (cette hypothèse forte est arbitraire).





(a) Régimes observés dans la graphique présentant l'énergie dissipée par cycle en fonction de l'amplitude de la contrainte nominale.

(b) Identification du critère de fatigue.

FIGURE 4.9 – Exemple de l'identification du critère de fatigue pour une éprouvette Dogbone 0°, RH50,  $f=1\text{Hz}$ ,  $R=0$  et à température ambiante.

La figure 4.10 montre le critère de fatigue identifié sur des éprouvettes Dogbone 0° RH50 et quelques essais de fatigue classiques pour tester la validité du critère. Les points utilisés pour l'identification du critère sont également montrés. Une bonne corrélation entre le critère de fatigue et les essais de fatigue classiques est observée pour ce premier exemple. Il faut remarquer que pour les essais de fatigue classiques l'énergie dissipée par cycle est systématiquement mesurée au début de l'essai (analyse sur un état transitoire).

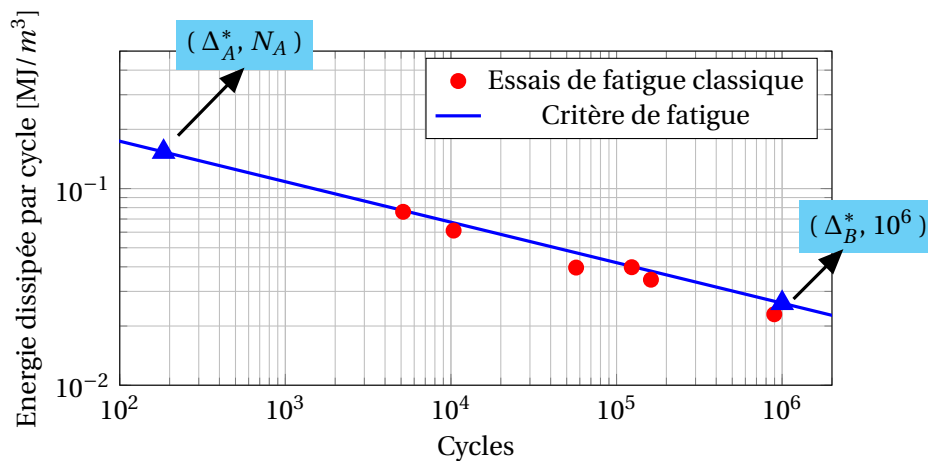


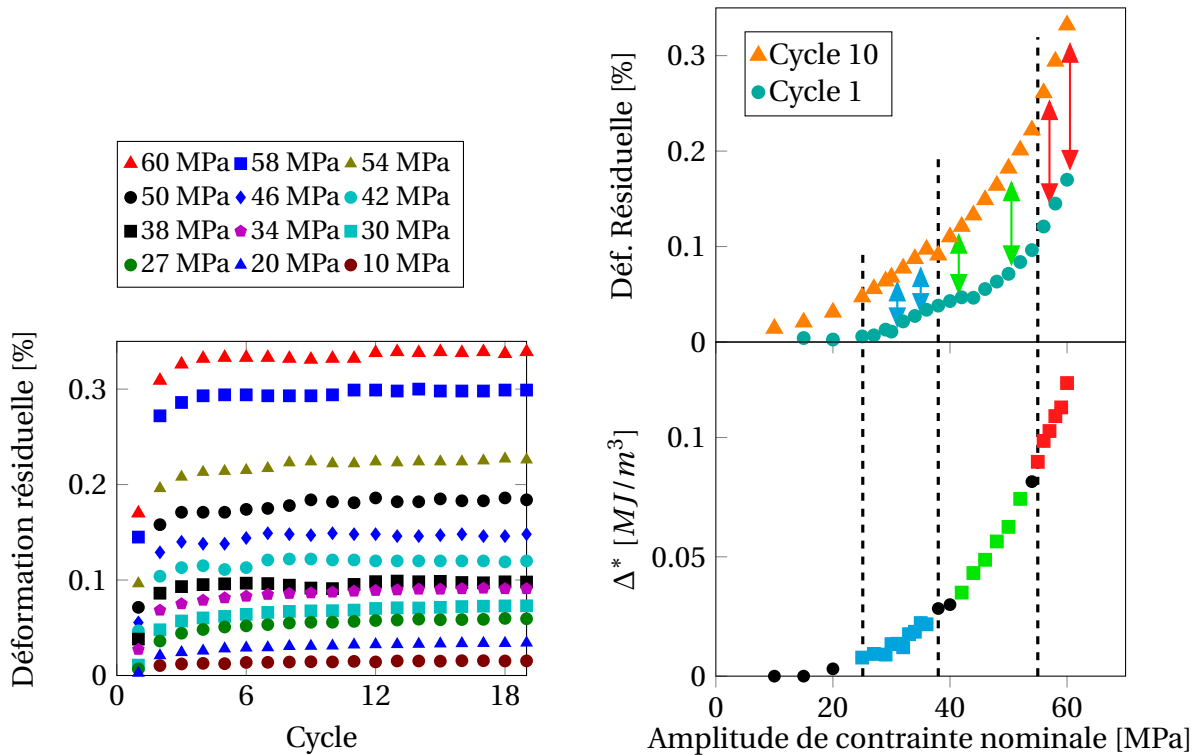
FIGURE 4.10 – Premier exemple de la corrélation entre le critère de fatigue identifié à partir des mesures énergétiques et les essais de fatigue classique avec mesure de l'énergie dissipée par cycle au début de l'essai. Éprouvettes Dogbone 0°, RH50,  $f=1\text{Hz}$ ,  $R=0$  et à température ambiante.

### Discussion sur l'identification des régimes

L'identification des régimes sur le graphique traçant l'énergie dissipée par cycle en fonction de l'amplitude de la contrainte nominale est purement empirique. Idéalement il faudrait mettre en place un modèle de comportement puissant capable de décrire avec précision le comportement cyclique du matériau (lequel est en cours de développement chez d'autres partenaires du projet DURAFIP) de façon à pouvoir associer les régimes de comportement aux phénomènes mécaniques (visco-élasticité, visco-plasticité, endommagement, etc.). La transition entre les régimes serait alors comparée à l'apparition des phénomènes physiques. Les données mécaniques peuvent donner quelques pistes sur cette correspondance. Par exemple, la figure 4.11a montre l'évolution de la déformation résiduelle (déplacement de la boucle d'hystérèse) au cours de plusieurs paliers de chargement. Nous pouvons remarquer que celle-ci est quasi constante après le quatrième cycle pour n'importe quel niveau d'amplitude de contrainte nominale et également qu'elle n'est pas complètement recouverte entre deux paliers de chargement (valeur au cycle 1 différente de zéro). Si nous mettons en parallèle l'évolution de la déformation résiduelle (par exemple au cycle 10 et au cycle 1 pour chaque niveau d'amplitude de contrainte nominale) et l'énergie dissipée par cycle (analyse globale) nous pouvons voir que l'apparition des régimes de comportement semble être corrélée à l'évolution de la cinétique de recouvrement (différence entre la déformation résiduelle au cycle 10 et au cycle 1), tel qu'illustré sur la figure 4.11b. Cette analyse est une première justification du choix des régimes. La figure 4.12 montre que l'apparition des régimes est également visible sur la courbe traçant le module sécant (mesuré sur le cycle 10) en fonction de l'amplitude de contrainte nominale pendant un essai d'auto-échauffement (la façon de calculer le module sécant est illustré sur la figure 4.16a). Ceci peut être considéré comme une deuxième justification du choix des régimes.

### Analyse de la sensibilité du dépouillement graphique

L'influence de l'évaluation graphique est un point discutable du protocole proposé pour l'obtention de la limite d'endurance à  $10^6$  cycles. Cette évaluation dépend de l'appréciation de l'expérimentateur quant à l'existence des régimes. En outre, le sens physique des régimes n'est pas prouvé et le choix d'une endurance limitée à  $10^6$  cycles est arbitraire. Pour illustrer cette sensibilité, nous proposons des cas où les régimes sont surestimés ou sous-estimés par rapport au dépouillement proposé. Il est important de noter que le régime trois est le premier régime identifié. Les régimes les plus difficiles à identifier sont donc le premier et le deuxième. Si nous reprenons l'exemple de la figure 4.9 nous pouvons imaginer que le premier ou le deuxième régime sont surestimés tel que montré sur les figures 4.13a et 4.13b. Les cas présentés sont considérés extrêmes dans la mesure où les droites utilisées pour décrire les régimes considèrent les points extrêmes des deux régimes. La figure 4.13c montre l'évolution du critère de fatigue pour chaque modification des régimes. Nous constatons qu'il peut y avoir une influence non négligeable sur les prédictions du critère. L'écart maximum constaté par rapport aux essais de fatigue classique reste inférieur à une demi-décade.



(a) Évolution de la déformation résiduelle au cours de plusieurs paliers de chargement.

(b) Déformation résiduelle au cycle 10 et au cycle 1 en parallèle de l'énergie dissipée par cycle ( $\Delta^*$ ).

FIGURE 4.11 – Évolution de la déformation résiduelle pendant un essai d'auto-échauffement. Éprouvette Dogbone 0°, RH50,  $f=1\text{Hz}$ ,  $R=0$  et à température ambiante.

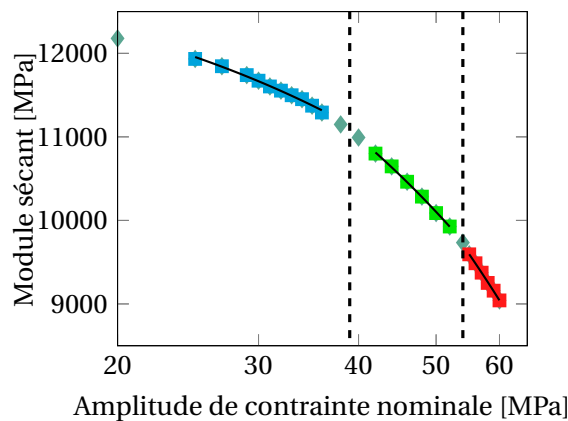
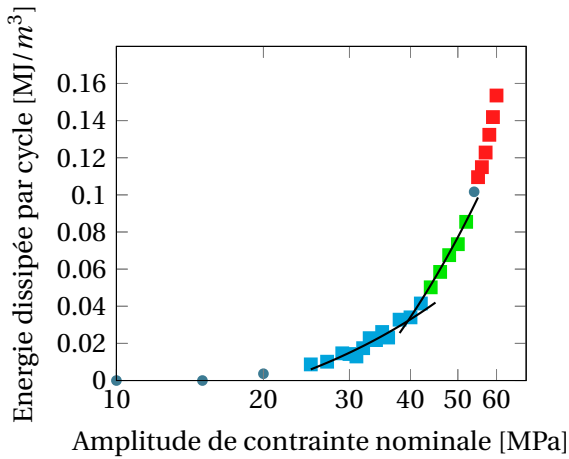


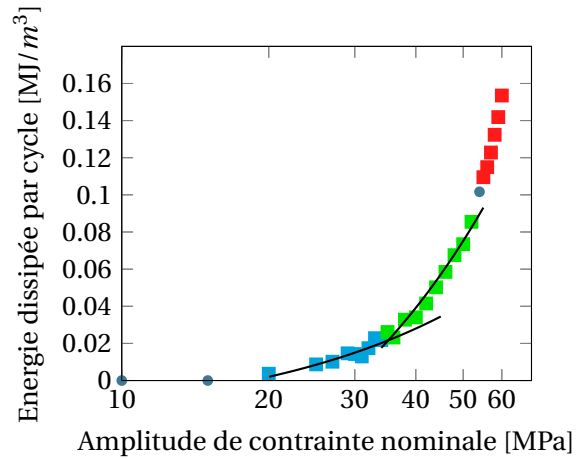
FIGURE 4.12 – Régimes observés dans le graphique traçant le module sécant en fonction de l'amplitude de contrainte nominale pendant un essai d'auto-échauffement. Éprouvette Dogbone 0°, RH50,  $f=1\text{Hz}$ ,  $R=0$  et à température ambiante.

### Discussion sur l'évolution du terme source au cours du chargement de fatigue

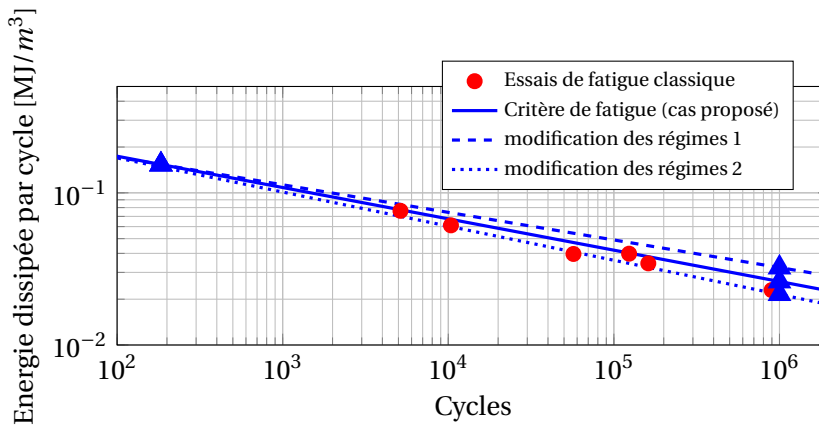
La question ici est : est-ce que l'énergie dissipée par cycle calculée sur les premiers cycles de chargement est représentative de l'ensemble d'un essai de fatigue? Le premier élément de réponse à cette question est donné par l'analyse de l'évolution de l'aire de la boucle d'hystérèse pendant les essais de fatigue. La figure 4.14 montre l'évolution de l'aire de la boucle d'hystérèse au cours des essais de fatigue en fonction de l'amplitude de contrainte nominale. Nous pouvons



(a) Cas où le premier régime est surestimé par rapport au cas proposé (modification des régimes 1).



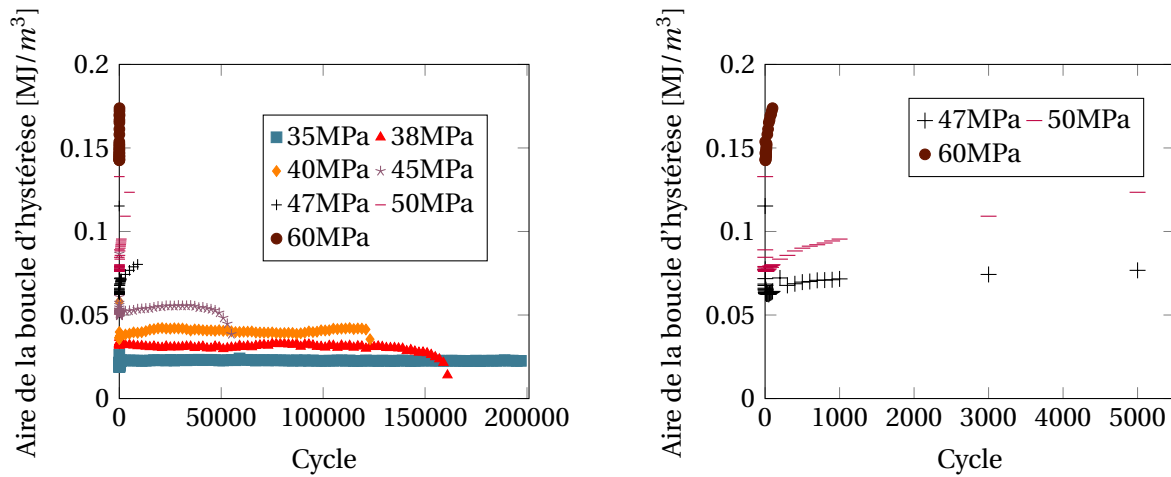
(b) Cas où le deuxième régime est surestimé par rapport au cas proposé (modification des régimes 2).



(c) Critère de fatigue pour chaque cas considéré.

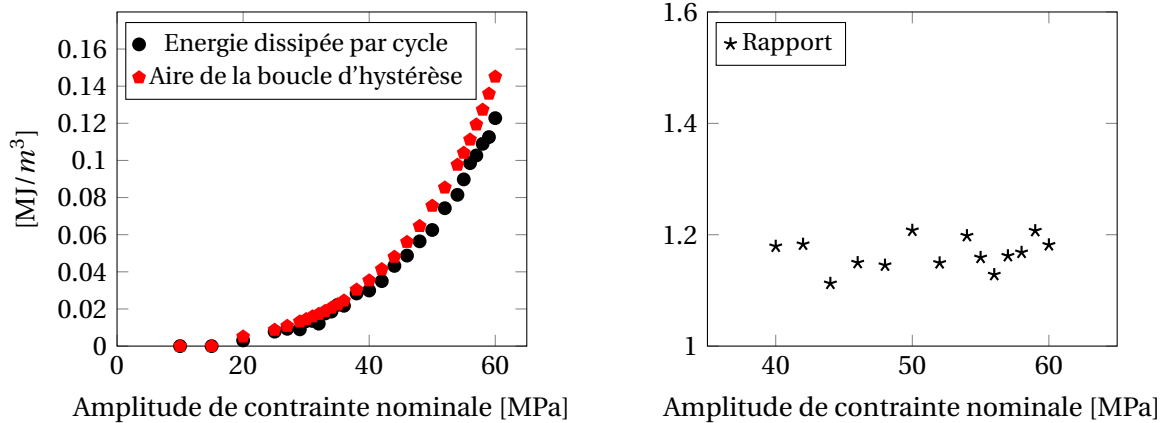
FIGURE 4.13 – Analyse de la sensibilité du dépouillement graphique. Éprouvettes Dogbone 0°, RH50,  $f=1\text{Hz}$ ,  $R=0$  et à température ambiante.

observer que l'aire de la boucle d'hystérèse pour des durées de vie importantes (au-delà d'environ 10000 cycles) est quasi-constante, sauf pour les derniers cycles où l'initiation a déjà eu lieu (constat qui sera montré par la suite). Pour des durées de vie moins importantes, nous pouvons observer une augmentation de l'aire de la boucle d'hystérèse comprise entre 20 et 50% par rapport à la valeur initiale. La figure 4.15 montre la comparaison entre l'énergie dissipée par cycle (analyse globale) et l'aire de la boucle d'hystérèse initiale (entre le quatrième et le vingtième cycle où celle-ci est quasi constante). Nous pouvons observer que l'énergie dissipée par cycle est très proche de l'aire de la boucle d'hystérèse. Ces premiers constats nous permettent de conclure, d'une part, qu'au moins au début des essais de fatigue, la plupart de l'énergie est dissipée sous forme de chaleur, et que d'autre part, pour des durées de vie importantes, celle-ci sera constante pendant l'ensemble de l'essai. Pour compléter la réponse il faut vérifier si l'évolution de l'énergie dissipée par cycle pour des durées de vie moins importantes est similaire à celle de l'aire de la boucle d'hystérèse, et si c'est le cas, quelle sera l'influence de cette évolution vis-à-vis du critère de fatigue considéré. Cette question sera abordée dans la suite de ces travaux de thèse.



(a) Évolution entre 0 et 200000 cycles. 35MPa rupture après 896484 cycles, 38MPa rupture après 161374 cycles, 40MPa rupture après 123532 cycles, 45MPa rupture après 56933 cycles. (b) Évolution entre 0 et 5500 cycles. 47MPa rupture après 10378 cycles, 50MPa rupture après 5143 cycles, 60MPa rupture après 184 cycles.

FIGURE 4.14 – Évolution de l’aire de la boucle d’hystérèse pendant les essais de fatigue en fonction de l’amplitude de contrainte nominale. Éprouvettes Dogbone 0°, RH50, f=1Hz et R=0.



(a) Comparaison de l’aire de la boucle d’hystérèse (cycle 10) avec l’énergie dissipée par cycle (analyse globale). (b) Rapport entre l’aire de la boucle d’hystérèse et l’énergie dissipée par cycle.

FIGURE 4.15 – Comparaison de l’aire de la boucle d’hystérèse avec l’énergie dissipée par cycle. Éprouvettes Dogbone 0°, RH50, f=1Hz et R=0.

## 4.2 Schéma de présentation des résultats

L’objectif dans cette partie est de décrire la façon de montrer les résultats obtenus sur les éprouvettes Dogbone. Les résultats seront toujours divisés en deux parties, ceux associés au comportement et ceux associés à la ruine par fatigue.

### 4.2.1 Données associées au comportement

Les données associées au comportement peuvent être mécaniques ou thermiques.

- **Données mécaniques**

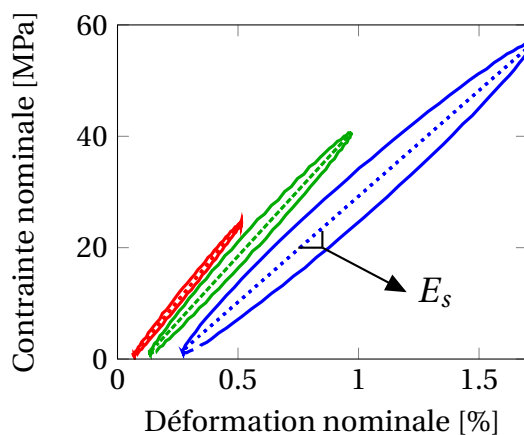
L'aire de la boucle d'hystérèse (notée  $h$ ), le module sécant (noté  $E_s$ ) et la déformation résiduelle (notée  $\varepsilon_r$ ) sont les données mécaniques à présenter. Celles-ci peuvent être présentées en fonction du nombre de cycles ou en fonction de l'amplitude de contrainte nominale (notée  $\sigma_a$ ). Quelques exemples ont déjà été présentés : pour  $h$  sur la figure 4.15a et pour  $\varepsilon_r$  sur la figure 4.11a. La façon de calculer le module sécant est illustrée sur la figure 4.16a.

- **Données thermiques**

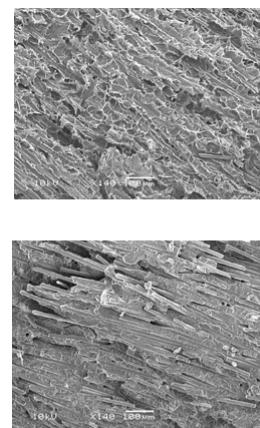
L'énergie dissipée par cycle (noté  $\Delta^*$ ) est la donnée thermique principale à présenter. Celle-ci sera présentée en fonction de  $\sigma_a$  (courbe d'auto-échauffement). Le type d'analyse considéré sera toujours spécifié. La figure 4.4b est un exemple de ce type de courbe. La cartographie de  $\Delta^*$  sera aussi montrée, obtenue avec la méthode illustrée dans la figure 4.8.

### 4.2.2 Données associées à la ruine

Les données associées à la ruine par fatigue des éprouvettes sont les courbes de Wöhler en fonction de  $\Delta^*$  (analyse locale) ou en fonction de  $\sigma_a$ . Le critère de fatigue énergétique en spécifiant les points utilisés pour l'identification et les régimes considérés sera montré avec les courbes de Wöhler en fonction de  $\Delta^*$ , tel que montré sur la figure 4.10. Finalement, les faciès de rupture seront aussi présentés dans le but d'étudier les différents modes d'endommagement observés et leur relation avec la zone d'initiation observée par mesures thermiques (point chaud). La figure 4.16b montre des exemples de faciès de rupture.



(a) Façon de calculer le module sécant  $E_s$ .



(b) Exemples de faciès de rupture.

FIGURE 4.16 – Calcul du module sécant et exemples de faciès de rupture.

## 4.3 Influence de l'orientation

### 4.3.1 Éprouvettes Dogbone

Dans cette partie, les données de comportement et de ruine pour chaque orientation considérée ( $0^\circ$ ,  $45^\circ$  et  $90^\circ$ ) seront montrées. L'ensemble des essais est réalisé avec un rapport de charge  $R=0$ , la fréquence de chargement considérée pour les essais d'auto-échauffement est toujours de 1Hz. Pour les essais de fatigue classique, celle-ci peut être augmentée à 2Hz uniquement pour des durées de vie plus importantes que  $10^5$  cycles. La figure 4.17 montre l'évolution de  $h$ , de  $E_s$  et de  $\Delta^*$  (analyse globale) pour chaque orientation considérée. Il faut remarquer que  $h$  et  $E_s$  sont quasi constants après le quatrième cycle. Nous prendrons toujours dans la suite leur valeur au cycle 10 pour chaque palier de chargement. Sur cette figure nous pouvons remarquer que, pour les éprouvettes Dogbone  $0^\circ$  et  $45^\circ$ ,  $\Delta^*$  est proche de  $h$  ce qui indique la plupart de l'énergie est dissipée en forme de chaleur. Pour les trois cas d'éprouvettes Dogbone,  $E_s$  décroît avec l'augmentation du niveau d'amplitude de contrainte imposée. La comparaison en terme de  $\Delta^*$  des éprouvettes Dogbone est présentée sur la figure 4.17d. Le classement observé semble corrélé vis-à-vis de la raideur des échantillons, ce qui est logique car les essais sont contrôlés en effort et que le module sécant dépend de l'orientation.

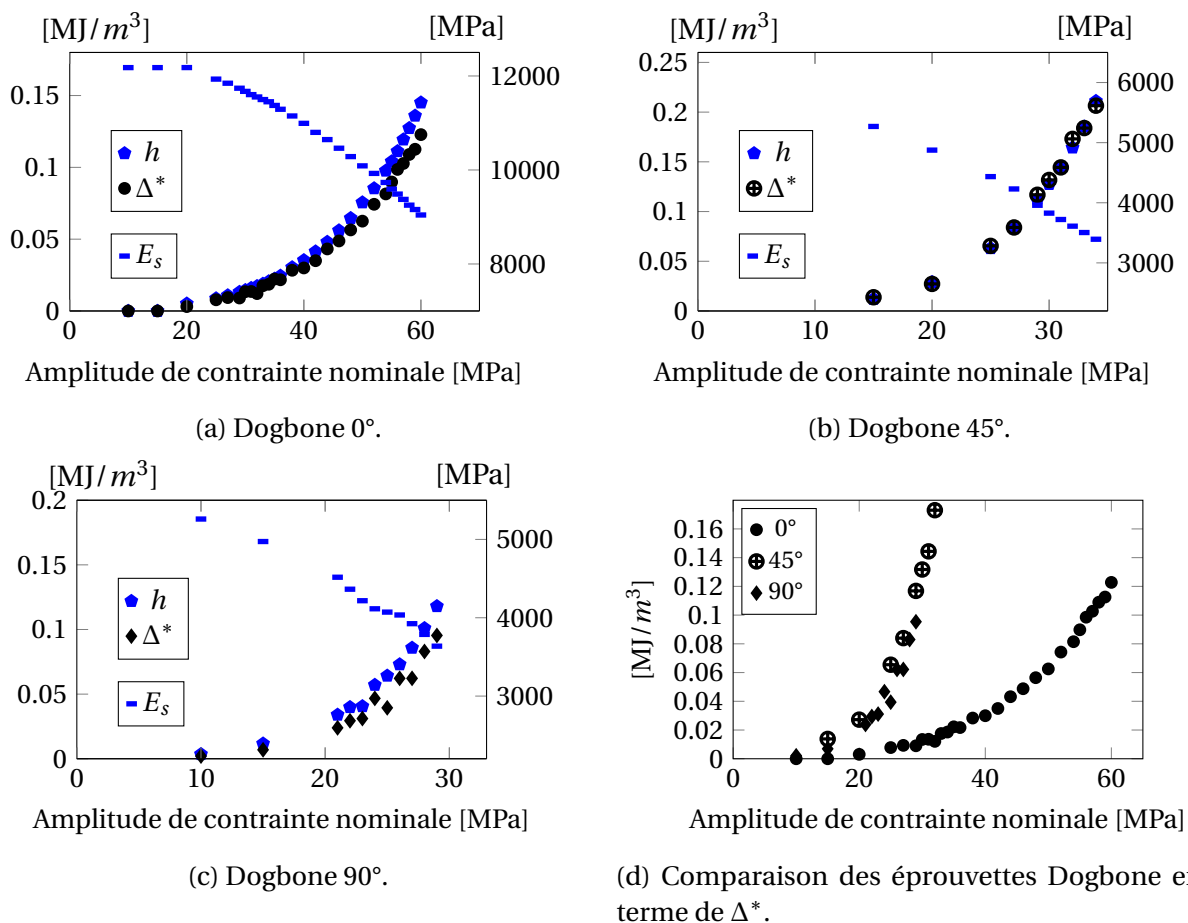


FIGURE 4.17 – Évolution de l'aire de la boucle d'hystérèse, du module sécant et de l'énergie dissipée par cycle, pendant les essais d'auto-échauffement (analyse globale). RH50,  $f=1\text{Hz}$ ,  $R=0$  et température ambiante.

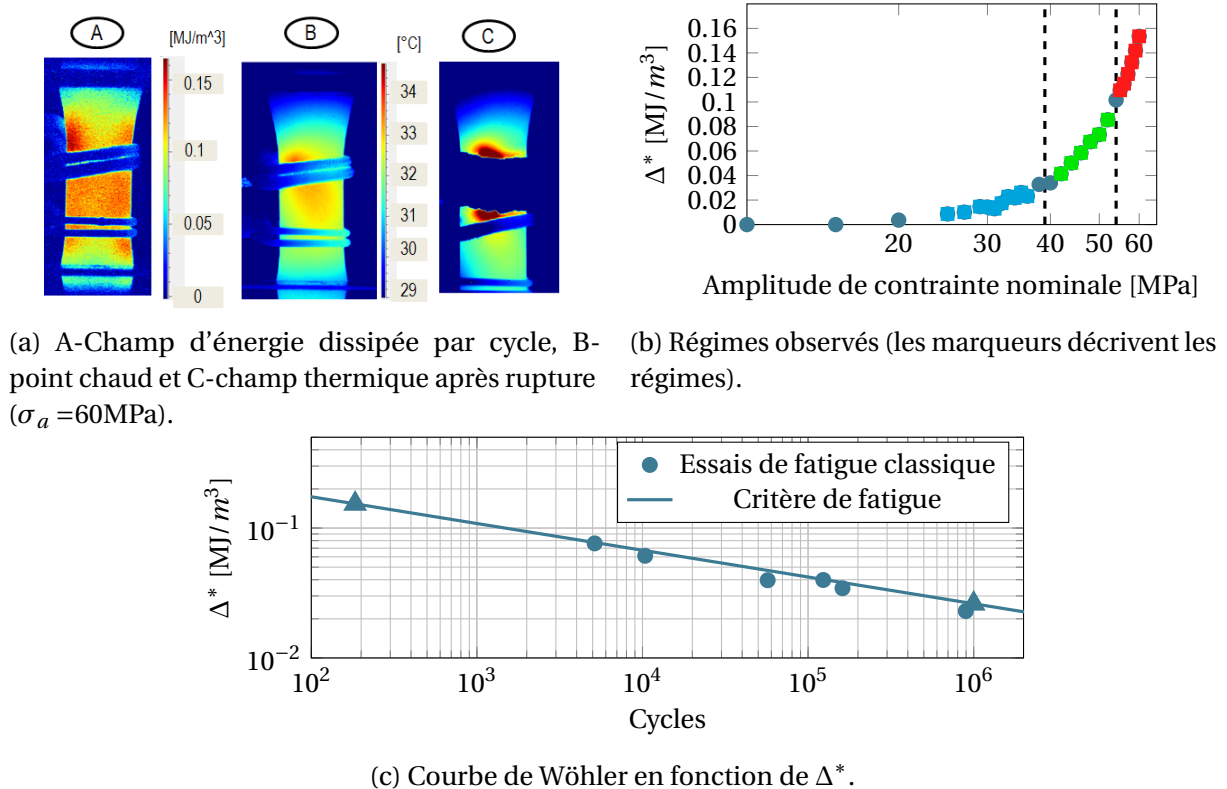


FIGURE 4.18 – Identification du critère de fatigue. Éprouvettes Dogbone  $0^\circ$ , RH50,  $f=1\text{Hz}$ ,  $R=0$  et température ambiante.

Les figures 4.18, 4.19 et 4.20 montrent les données relatives à l'identification du critère de fatigue. Les courbes présentant  $\Delta^*$  (analyse locale) en fonction de  $\sigma_a$  sont en échelle semi-logarithmique pour mieux apprécier les régimes et ceux-ci sont marqués de façon similaire à l'exemple montré sur la figure 4.9a. Il faut remarquer que les courbes d'auto-échauffement montrées sont obtenues à partir de plusieurs éprouvettes (pour vérifier la répétabilité des essais). La zone de rupture (point chaud) semble être plus visible sur les éprouvettes Dogbone  $0^\circ$  et  $45^\circ$  par rapport aux éprouvettes Dogbone  $90^\circ$  qui présentent un champ de température plus homogène (constat vérifié sur plusieurs éprouvettes). La cause de ce point chaud plus diffus dans le cas des éprouvettes Dogbone  $90^\circ$  peut être le signe d'une initiation plus en profondeur.

Nous pouvons remarquer que, pour les éprouvettes Dogbone  $0^\circ$  et  $45^\circ$ , les essais de fatigue classiques sont bien corrélés au critère de fatigue (moins d'une demi-décade d'écart par rapport au critère). Pour les éprouvettes Dogbone  $90^\circ$  nous observons quelques points ayant un écart de plus d'une demi-décade. Cela est dû au fait que ce cas d'éprouvettes Dogbone est le plus dispersé en termes de fatigue. Cette dispersion a été vérifiée sur les essais de fatigue classiques réalisés à Solvay *engineering plastics*, lesquels seront montrés par la suite (cf. §4.4.1). L'évolution de  $h$  pendant les essais de fatigue pour les éprouvettes Dogbone  $45^\circ$  et  $90^\circ$  présente un comportement similaire à celui des éprouvettes Dogbone  $0^\circ$  (cf. Fig.4.14a), c'est-à-dire que celle-ci est quasi-constante pour des durées de vie au-delà d'environ 10000 cycles et augmente de façon considérable pour des durées de vie moins importantes, tel que montré sur la figure 4.21.



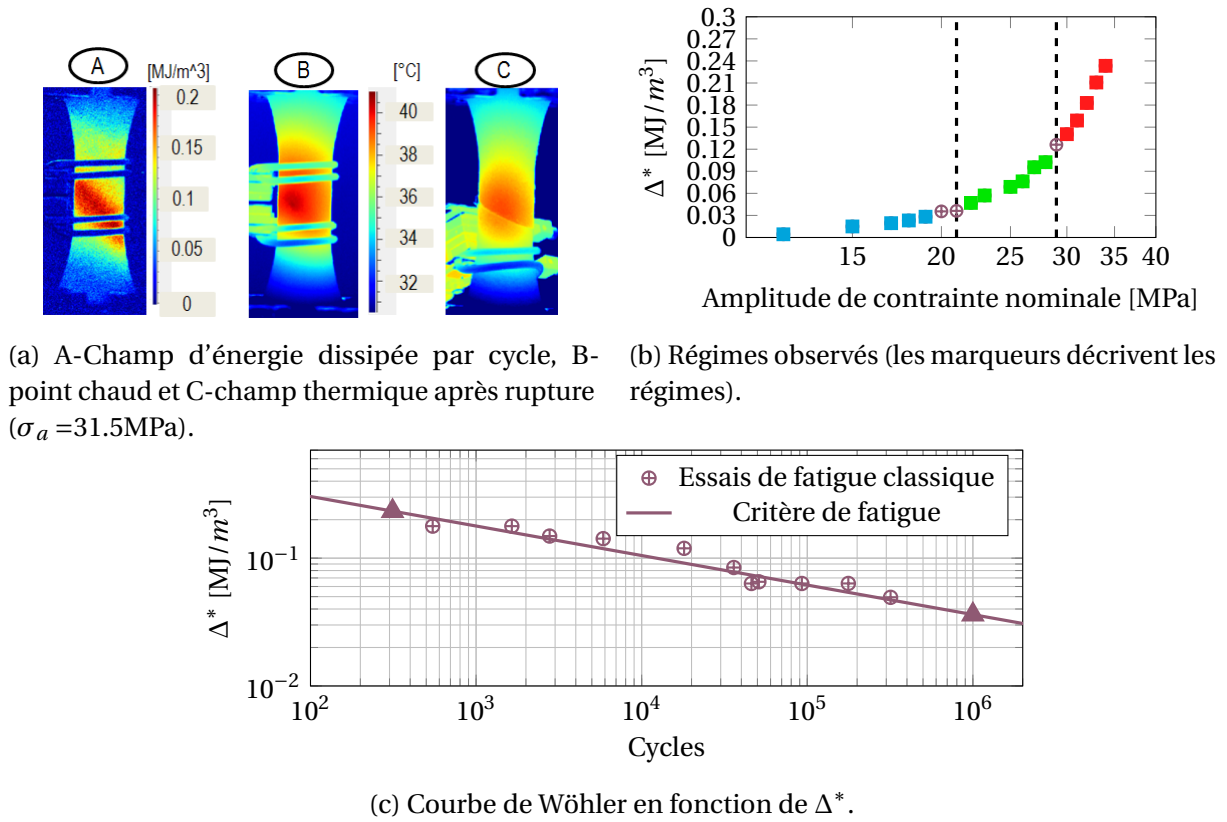
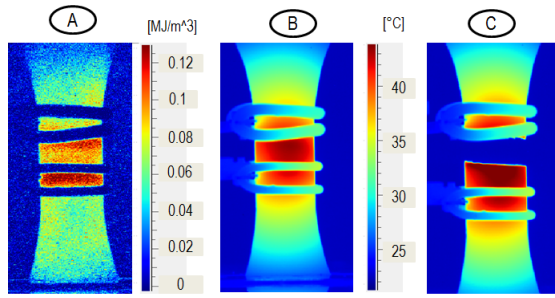
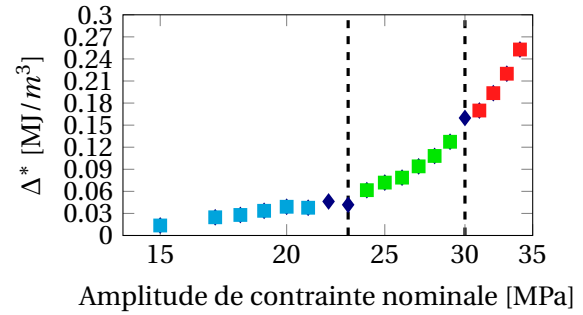


FIGURE 4.19 – Identification du critère de fatigue. Éprouvettes Dogbone 45°, RH50,  $f=1\text{Hz}$ ,  $R=0$  et température ambiante.

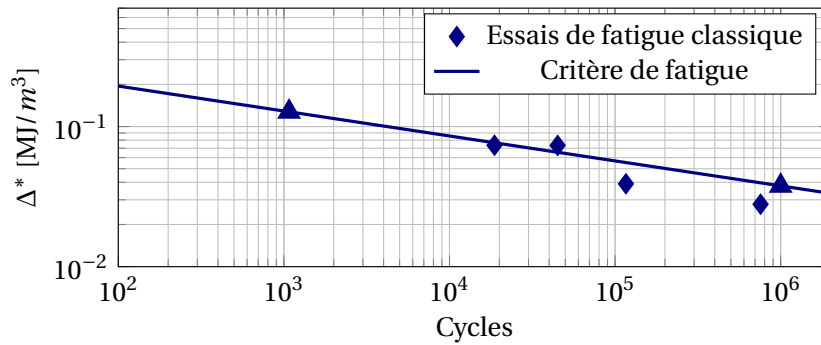
### 4.3. Influence de l'orientation



(a) A-Champ d'énergie dissipée par cycle, B-point chaud et C-champ thermique après rupture ( $\sigma_a = 29\text{MPa}$ ).

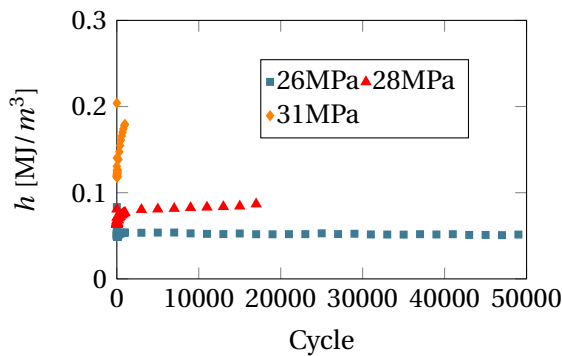


(b) Régimes observés (les marqueurs décrivent les régimes).

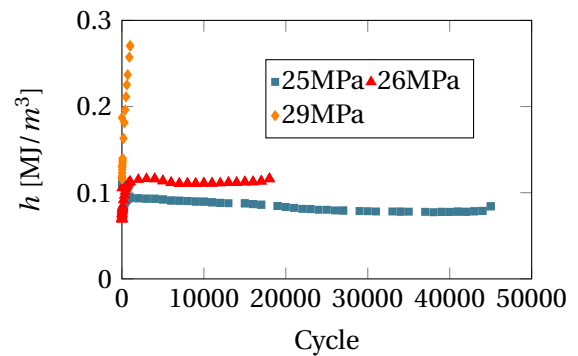


(c) Courbe de Wöhler en fonction de  $\Delta^*$ .

FIGURE 4.20 – Identification du critère de fatigue. Éprouvettes Dogbone 90°, RH50,  $f=1\text{Hz}$ ,  $R=0$  et température ambiante.



(a) Dogbone 45°. 26MPa rupture après 51016 cycles, 28MPa rupture après 18039 cycles, 31MPa rupture après 2781 cycles.



(b) Dogbone 90°. 25MPa rupture après 45273 cycles, 26MPa rupture après 18702 cycles, 29MPa rupture après 1075 cycles.

FIGURE 4.21 – Évolution de l'aire de la boucle d'hystérèse pendant quelques essais de fatigue. RH50,  $f=1\text{Hz}$ ,  $R=0$  et température ambiante.

### Comparaison des courbes de Wöhler des éprouvettes Dogbone

La figure 4.22 montre les courbes de Wöhler et les essais de fatigue classique pour les trois cas d'éprouvettes Dogbone. Nous pouvons observer que le critère de fatigue énergétique semble dépendre de l'orientation considérée. Pour la même durée de vie, les éprouvettes Dogbone 45° ont l'énergie dissipée par cycle la plus importante et les Dogbone 0° ont l'énergie dissipée par cycle la moins importante. Les éprouvettes Dogbone 90° semblent avoir une dissipation comprise entre les deux autres cas avec une dispersion plus importante. Cette comparaison a aussi été réalisée pour les essais de fatigue en fonction de  $\sigma_a$ , tel que montré sur la figure 4.23. Nous pouvons observer que les essais de fatigue des éprouvettes Dogbone 45° sont très proches de ceux des éprouvettes Dogbone 90°. Pour le même niveau de  $\sigma_a$  les éprouvettes Dogbone 0° ont une durée de vie beaucoup plus importante (environ trois décades de différence). Ceci paraît logique car la raideur des éprouvettes Dogbone 0° est plus importante. Cette différence est bien plus importante que celle constatée sur la comparaison des essais de fatigue en fonction de  $\Delta^*$  (moins d'une décade pour le même niveau de  $\Delta^*$ ). La comparaison à d'autres critères de ruine (plasticité cumulée, énergie élastique) serait évidemment très intéressante. Elle est malheureusement limitée dans le cas des éprouvettes utilisées par la localisation de la rupture en dehors de la zone utile pour les éprouvettes Dogbone 0° et par l'apparition de bandes de localisation pour les éprouvettes Dogbone 45° et Dogbone 90°, qui limitent fortement l'utilisation des données obtenues par l'extensomètre pour évaluer ces critères de ruine. Une analyse complémentaire par suivi de champ de déformation sera nécessaire dans les études futures.

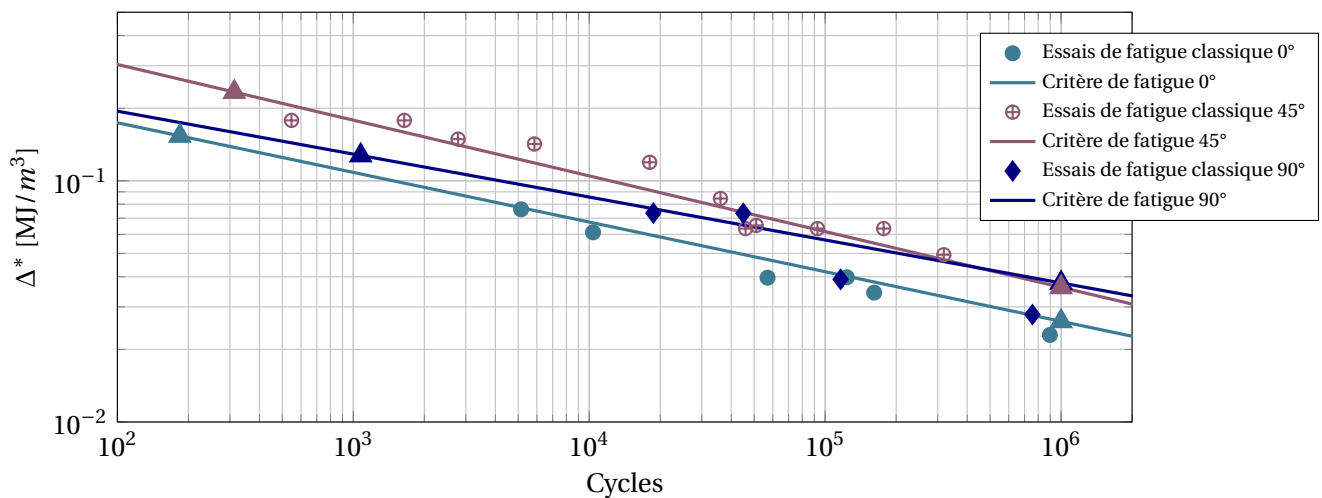


FIGURE 4.22 – Comparaison du critère de fatigue et des essais de fatigue pour chaque cas d'éprouvette Dogbone considérée. RH50, f=1Hz, R=0 et température ambiante.

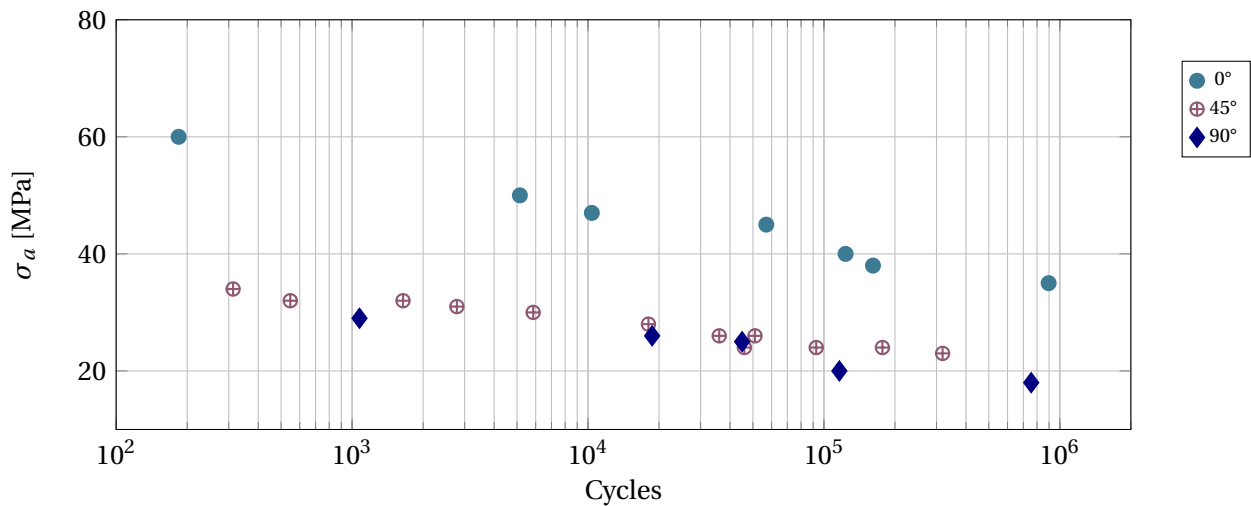


FIGURE 4.23 – Comparaison des essais de fatigue (en fonction de  $\sigma_a$ ) pour chaque cas d'éprouvette Dogbone considérée. RH50,  $f=1\text{Hz}$ ,  $R=0$  et température ambiante.

### Faciès de rupture

Les faciès de rupture ont été observés au microscope électronique à balayage dans le but d'identifier les types de rupture (ductile ou fragile), leur localisation et leur relation avec la zone d'initiation détectée par les mesures thermiques. La figure 4.24 montre la reconstruction complète de la surface d'une éprouvette Dogbone 45°. Le premier constat réalisé est la présence d'un mode de rupture ductile caractérisé par des étirements dans la matrice thermoplastique et d'un mode de rupture fragile caractérisé par le déchaussements des fibres. Sur la figure 4.25 sont identifiés le cœur de l'éprouvette, la zone où la rupture ductile a été observée et le point chaud. Nous pouvons observer que la zone de rupture ductile semble apparaître à la même position que le point chaud. En regardant plus en détail, nous pouvons diviser la surface de l'éprouvette en trois zones, tel que montré sur la figure 4.26, où la zone ductile est identifiée comme la zone d'initiation et de propagation (fissure observée par les mesures thermiques) et où le point chaud correspond à la zone présentant les étirements les plus importants (forte ductilité).

La figure 4.27 montre un zoom au niveau du point chaud, où nous pouvons remarquer que les zones présentant la plus forte ductilité apparaissent à l'interface cœur-peau. Cette zone semble être le site d'initiation de la rupture par fatigue. Les faciès de rupture ont aussi été observés sur des éprouvettes ayant une durée de vie plus importante, tel que montré sur la figure 4.28. Nous pouvons observer que pour des durées de vie plus importantes, la zone de rupture ductile augmente. Sur ces éprouvettes il est également observé que la plus forte ductilité apparaît à l'interface cœur-peau. Les analyses présentées ont également été réalisées sur des éprouvettes Dogbone 90°. La figure 4.29 présente le cœur de l'éprouvette, la zone où la rupture ductile a été observée et le point chaud. Pour ce cas d'éprouvette, l'initiation semble apparaître à la fois au niveau du cœur et de l'interface cœur-peau (cf. Fig.4.30).

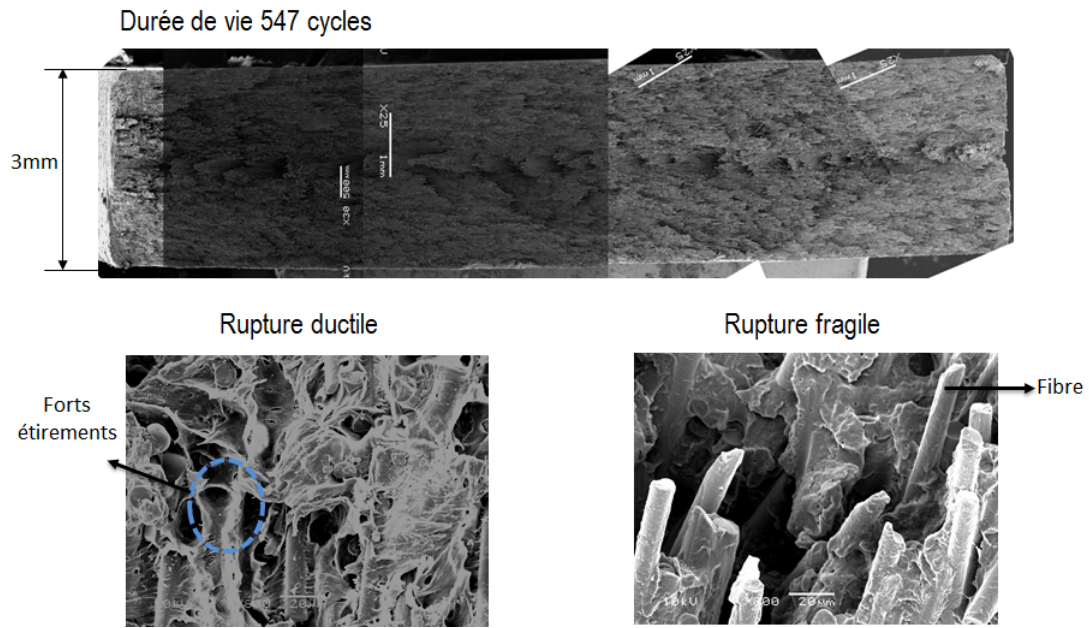


FIGURE 4.24 – Exemples de faciès de rupture observés au microscope électronique à balayage (MEB). Éprouvette Dogbone 45°, RH50, f=1Hz, R=0 et température ambiante.

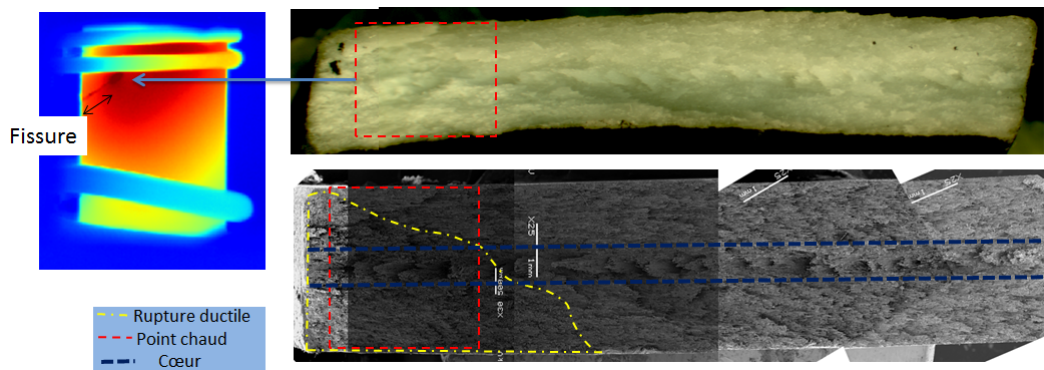


FIGURE 4.25 – Repérage du point chaud, de la rupture ductile et du coeur dans les faciès de rupture. Éprouvette Dogbone 45°, RH50, f=1Hz, R=0 et température ambiante.

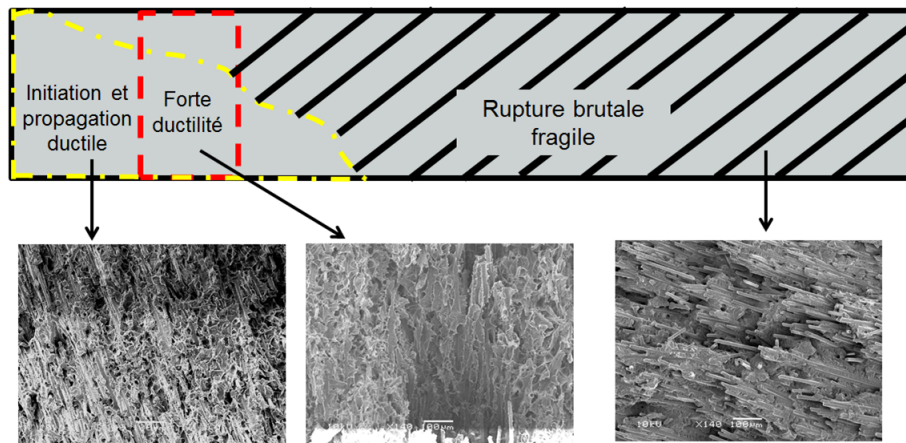


FIGURE 4.26 – Zones identifiées sur les faciès de rupture. Éprouvette Dogbone 45°, RH50, f=1Hz, R=0 et température ambiante.

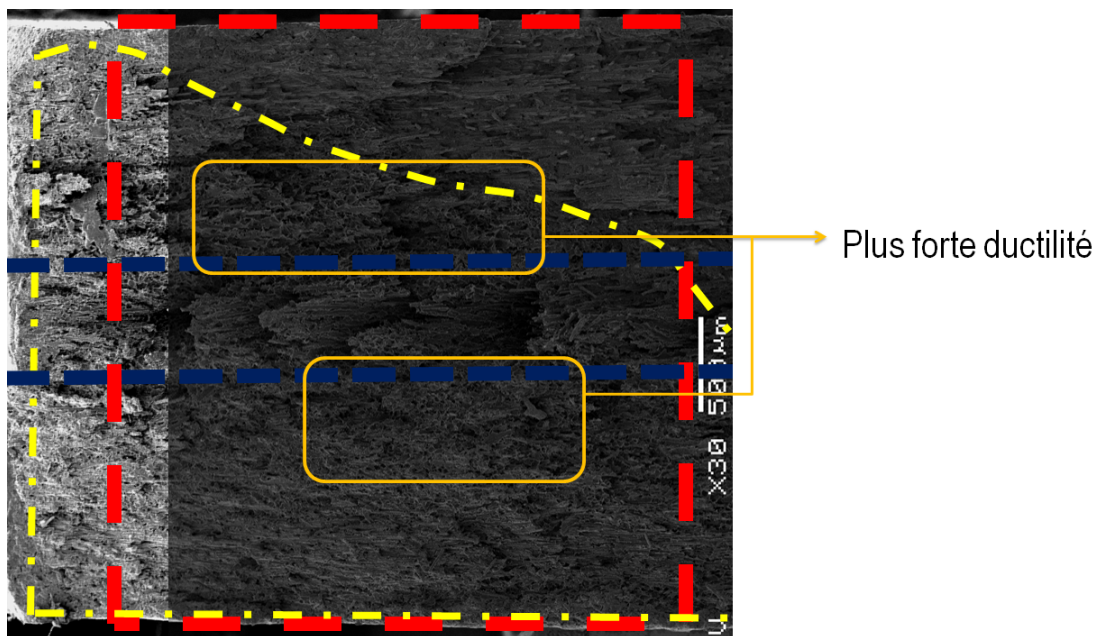


FIGURE 4.27 – Zoom au niveau du point chaud. Éprouvette Dogbone 45°, RH50, f=1Hz, R=0 et température ambiante.



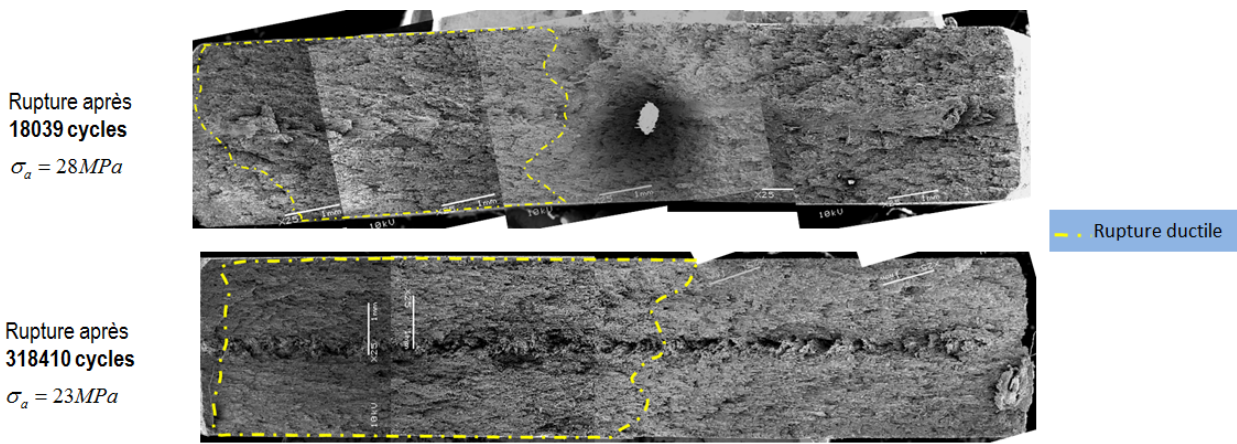


FIGURE 4.28 – Faciès de rupture pour des éprouvettes ayant une durée de vie  $> 10^4$  cycles. Éprouvette Dogbone 45°, RH50,  $f=1Hz$ ,  $R=0$  et température ambiante.

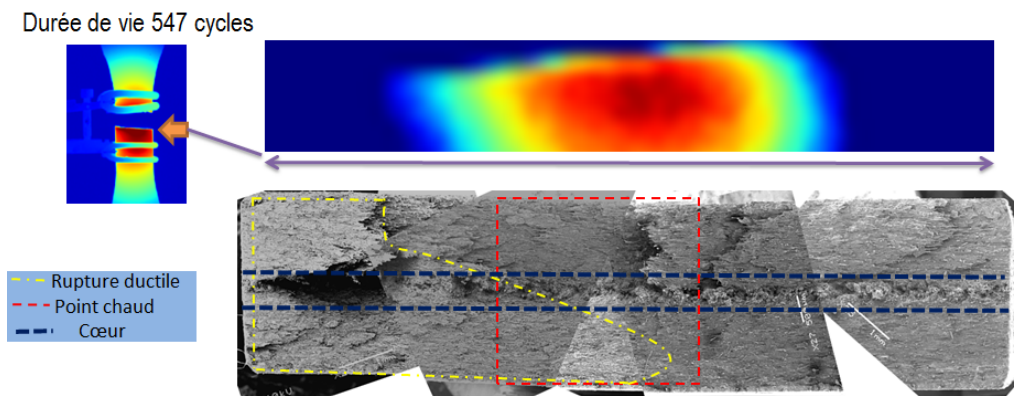


FIGURE 4.29 – Repérage du point chaud, de la rupture ductile et du coeur dans les faciès de rupture. Éprouvette Dogbone 90°, RH50,  $f=1Hz$ ,  $R=0$  et et température ambiante.

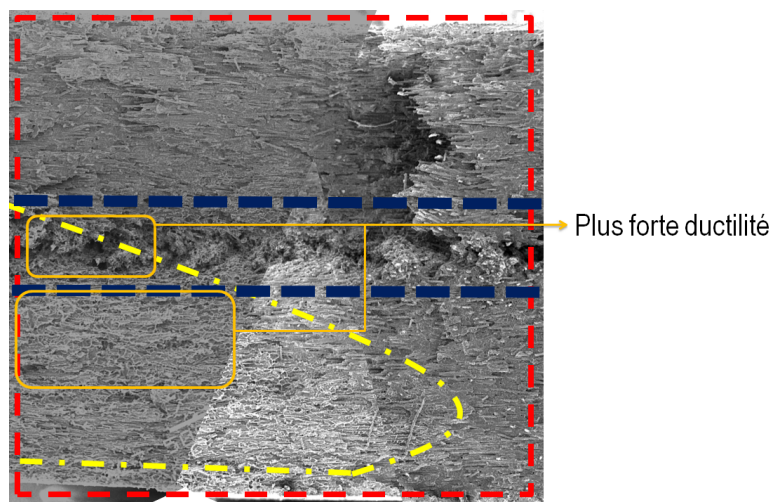


FIGURE 4.30 – Zoom au niveau du point chaud. Éprouvette Dogbone 90°, RH50,  $f=1Hz$ ,  $R=0$  et et température ambiante.

Dans le cas des éprouvettes Dogbone 0°, il s'avère plus difficile de démarquer les zones ductiles et fragiles car nous ne voyons que le diamètre de la plupart des fibres. Il est donc plus difficile de

définir la localisation des étirements dans la matrice. Cependant, nous pouvons observer les mêmes modes de rupture que ceux observés pour le cas des éprouvettes Dogbone 45° et 90° à l'échelle des fibres, tel que montré sur la figure 4.31. Pour le cas des éprouvettes Dogbone 0° le mode de rupture ductile a été observé au niveau de la peau.

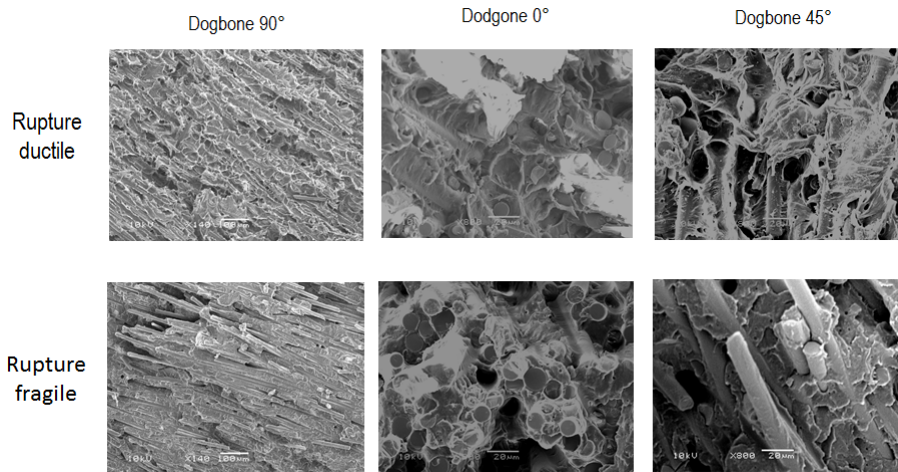


FIGURE 4.31 – Rupture ductile et rupture fragile observées pour chaque cas d'éprouvette Dogbone. RH50, f=1Hz, R=0 et température ambiante.

#### 4.3.2 Éprouvettes amincies

Comme nous avons pu le constater lors de la présentation des résultats sur les éprouvettes Dogbone, il y a une dépendance entre le critère de fatigue énergétique et l'orientation des fibres. Pour mieux comprendre la relation entre la durée de vie en fatigue et l'énergie dissipée par cycle, des essais d'auto-échauffement et de fatigue ont été réalisés sur des éprouvettes ayant un état d'orientation plus homogène dans l'épaisseur, ce sont les éprouvettes amincies (cf. §3.2.2). Les éprouvettes amincies sont nommées en fonction de l'éprouvette Dogbone dont elles proviennent et de la couche à tester, par exemple, une éprouvette « peau » 0° est la peau d'une éprouvette Dogbone 0°. Les éprouvettes « peau » ont une épaisseur minimale comprise entre 1 et 1.2mm et les éprouvettes « cœur » ont une épaisseur minimale comprise entre 0.7 et 1mm. A partir de la figure 3.4b qui montre l'évolution de l'orientation dans l'épaisseur d'une éprouvette Dogbone 0°, nous pouvons observer que, pour le cas des éprouvettes « peau », l'orientation est homogène dans l'épaisseur (appelée orientation intense). Pour le cas des éprouvettes « cœur » l'orientation évolue jusqu'à une valeur minimale et ensuite elle remonte (appelée orientation diffuse).

La figure 4.32 montre les champs d'énergie dissipée de chaque type d'éprouvette amincie considéré. Nous pouvons observer que les champs sont plus hétérogènes que ceux des éprouvettes Dogbone. Cela est dû au fait que le procédé d'obtention (râpage et polissage) de ces éprouvettes entraîne une évolution de l'épaisseur dans la longueur, tel qu'illustré sur la figure 3.5a. Cependant, nous pouvons détecter précisément les zones dans les éprouvettes ayant la dissipation la plus importante (et aussi le point chaud). Nous pouvons donc appliquer les analyses évoquées précédemment. La figure 4.33 montre les comparaisons entre les courbes d'auto-échauffement (obtenues sur un état transitoire avec l'analyse locale) des éprouvettes amincies avec celles des



éprouvettes Dogbone. Nous pouvons voir que pour le cas des éprouvettes Dogbone 0°, l'énergie dissipée par cycle est très proche de celle des éprouvettes peau 0°. Pour le cas des éprouvettes Dogbone 90° l'énergie dissipée par cycle est très proche de celle des éprouvettes cœur 90°. Pour les éprouvettes Dogbone 45° l'énergie dissipée par cycle est comprise entre celle des éprouvettes cœur 45° et peau 45°.

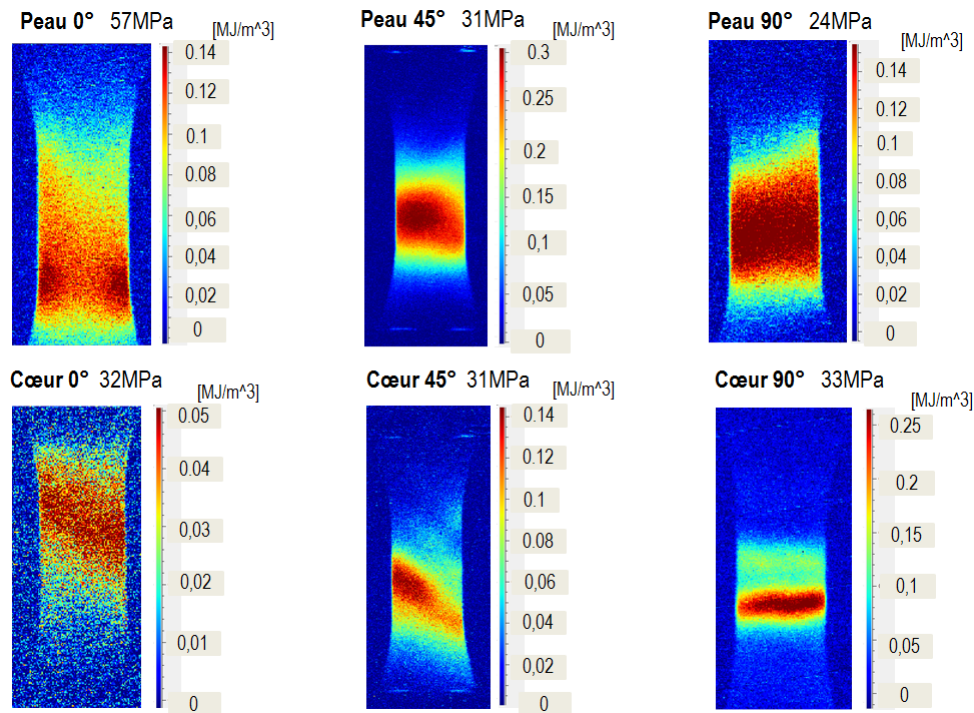


FIGURE 4.32 – Champs d'énergie dissipée par cycle des éprouvettes amincies pour le dernier niveau de contrainte lors des essais d'auto-échauffement. RH50,  $f=1\text{Hz}$ ,  $R=0$  et température ambiante.

Ces résultats montrent que l'énergie dissipée par cycle d'une éprouvette Dogbone pour une amplitude de contrainte nominale donnée est contrôlée par la couche la plus raide de l'éprouvette (cœur d'une éprouvette Dogbone 90° ou peau d'une éprouvette Dogbone 0°). Pour le cas des éprouvettes Dogbone 45°, les observations sont probablement liées à la nature intense ou diffuse de l'orientation puisque les couches de peau et cœur devraient avoir des orientations moyennes similaires. Pour les éprouvettes peau 45° toutes les fibres sont bien orientées à 45° par rapport à la direction du chargement, par contre pour les éprouvettes cœur 45° il y a quelques fibres qui sont mieux orientées par rapport à la direction du chargement. C'est pourquoi nous observons que pour le même niveau d'amplitude de contrainte nominale, les éprouvettes peau 45° dissipent plus que les éprouvettes cœur 45°.

L'objectif est maintenant d'étudier l'effet de l'orientation sur les courbes d'auto-échauffement. La figure 4.34a montre les courbes d'auto-échauffement pour des orientations intenses (éprouvettes peau). Nous pouvons observer que pour le même niveau d'amplitude de contrainte nominale, la dissipation augmente lorsque les fibres sont moins bien alignées par rapport à la direction de chargement. La figure 4.34b montre la comparaison entre les cas d'orientation intense et diffuse. Nous pouvons observer que pour une amplitude de contrainte nominale donnée, la dissipation

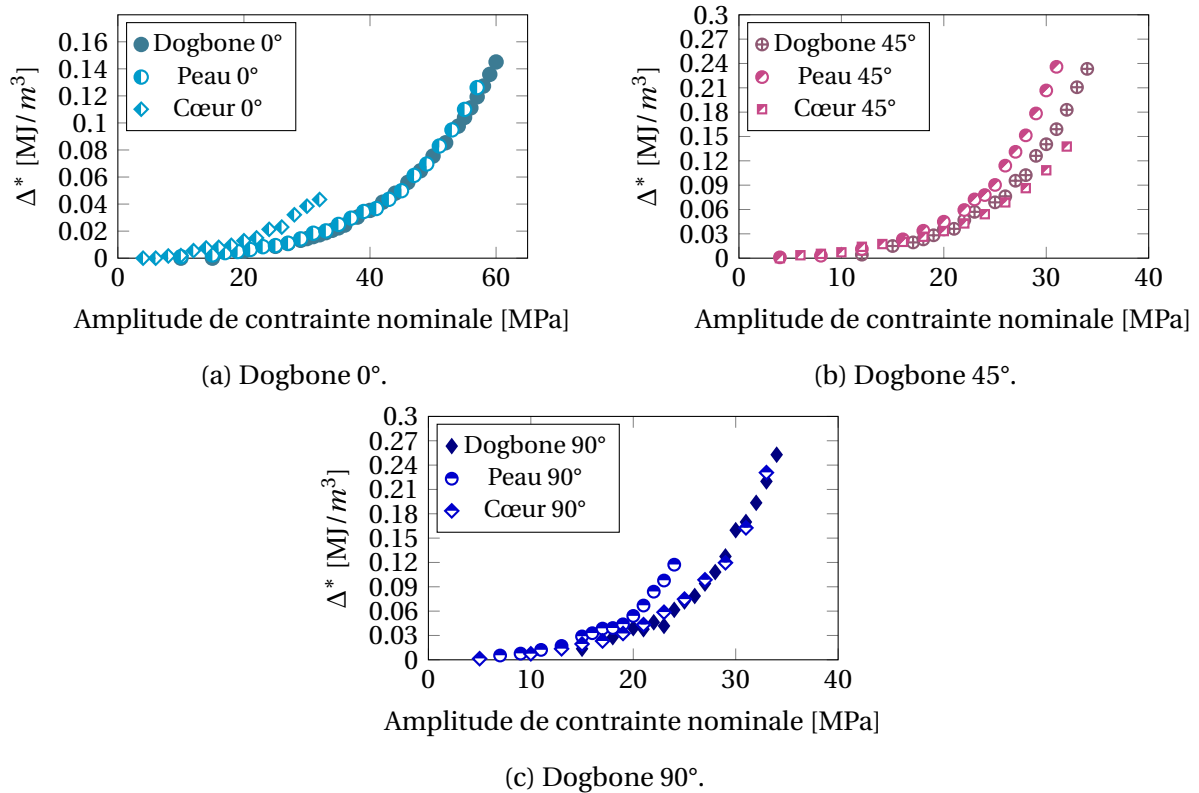


FIGURE 4.33 – Comparaison des essais d'auto-échauffement entre les éprouvettes amincies et les éprouvettes Dogbone (analyse locale). RH50, f=1Hz et R=0.

des éprouvettes ayant une orientation diffuse est comprise entre celle des éprouvettes ayant une orientation intense. Ceci est un résultat logique par rapport à l'alignement des fibres selon la direction de chargement. En effet, un meilleur alignement implique une raideur plus importante. Donc, la déformation et la dissipation seront moins importantes.

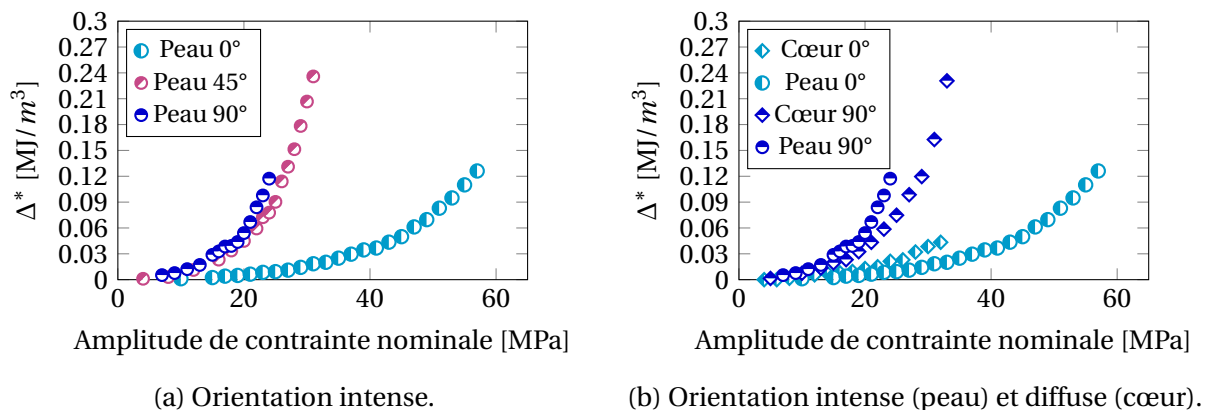


FIGURE 4.34 – Comparaisons entre les cas d'orientation intense et d'orientation diffuse (analyse locale). RH50, f=1Hz, R=0 et température ambiante.

Quelques essais de fatigue ont été réalisés sur les éprouvettes amincies. La figure 4.35 montre les points de fatigue en fonction de  $\Delta^*$  ainsi que les critères de fatigue identifiés sur les éprouvettes Dogbone. Nous observons que les éprouvettes peau 45° et cœur 45° sont très proches du critère identifié sur les éprouvettes Dogbone 45° et que les éprouvettes Peau 0°, peau 90°, cœur 0° et

cœur 90° sont plus proches des critères identifiées sur les éprouvettes Dogbone 0° et Dogbone 90°. Ces résultats (qui restent à conforter pour d'autres essais de fatigue) permettent de mieux comprendre les observations réalisées sur les éprouvettes Dogbone, car les éprouvettes ayant une orientation majoritaire à 45° ont toujours une énergie dissipée par cycle plus importante que les éprouvettes ayant une orientation majoritaire à 0° ou 90° pour la même durée de vie. Ceci montre qu'il peut y avoir une partie de la dissipation liée au cisaillement (élevées pour une orientation à 45°), laquelle n'aurait pas d'influence sur le comportement en fatigue. Les éprouvettes peau 45° et cœur 45° ont une durée de vie légèrement plus importante pour le même niveau de  $\Delta^*$  que les éprouvettes Dogbone 45°. Ceci pourrait être un signe de l'influence de l'interface cœur-peau sur le comportement en fatigue. En second lieu, la figure 4.36 montre les points de fatigue en fonction de  $\sigma_a$  où nous pouvons voir que le fait de changer d'orientation entraîne un écart très important sur la durée de vie (environ 3 décades) pour le même niveau de  $\sigma_a$  par rapport à celle constatée sur la courbe en fonction de  $\Delta^*$  (environ 1 décade).

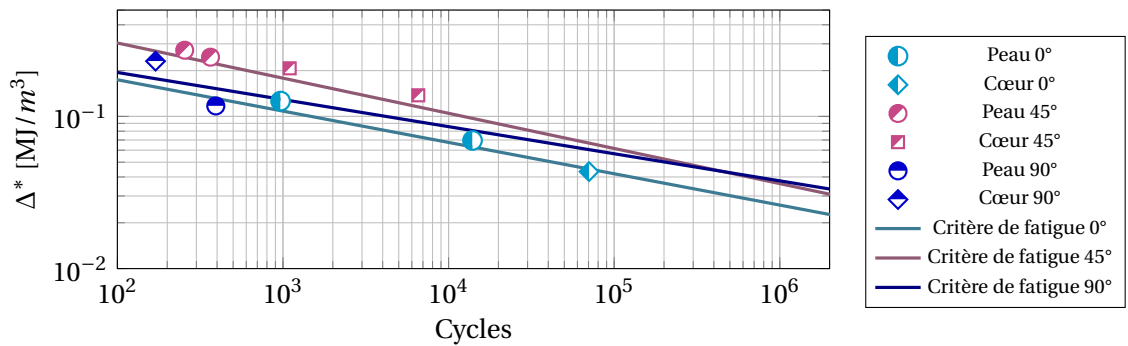


FIGURE 4.35 – Comparaison des critères de fatigue (identifiés sur les éprouvettes Dogbone) et des essais de fatigue sur les éprouvettes amincies. RH50, f=1Hz, R=0 et température ambiante.

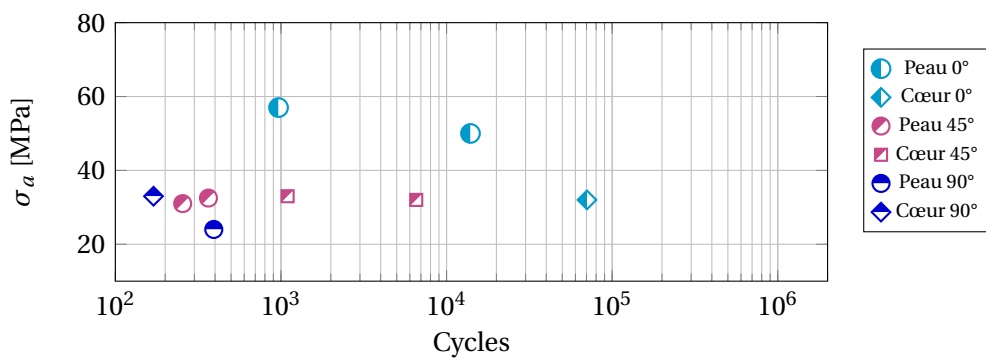
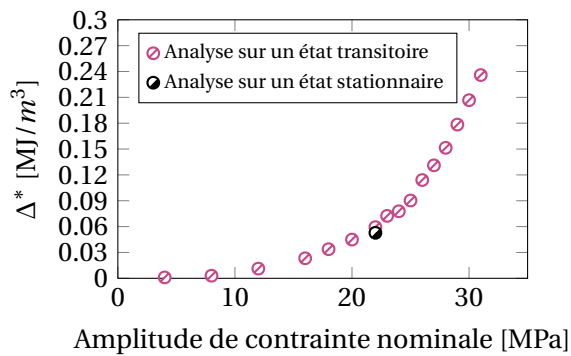
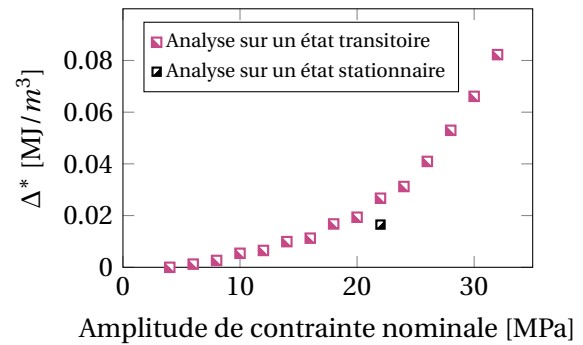


FIGURE 4.36 – Comparaison des essais de fatigue (en fonction de  $\sigma_a$ ) des éprouvettes amincies. RH50, f=1Hz, R=0 et température ambiante.

Comme pour le cas des éprouvettes Dogbone, l'équivalence entre une analyse sur un état transitoire et sur un état stationnaire pour l'obtention de  $\Delta^*$  a été vérifiée sur les éprouvettes amincies, tel que montré sur la figure 4.37. La vérification a été réalisée pour un seul niveau de  $\sigma_a$  et le temps caractéristique thermique trouvé pour les éprouvettes amincies est autour de la centaine de secondes. Nous constatons que les deux types d'analyses donnent des résultats proches.



(a) Éprouvettes peau 45°.



(b) Éprouvettes cœur 45°.

FIGURE 4.37 – Comparaison entre l'analyse sur un état transitoire (analyse globale) et l'analyse sur un état stationnaire des éprouvettes amincies. RH50, f=1Hz, R=0 et température ambiante.

#### 4.3.3 Bilan

Les résultats présentés dans cette section nous permettent d'effectuer un certain nombre d'observations, les plus importantes sont :

##### Analyse de la réponse thermo-mécanique

##### -Données thermo-mécaniques globales :

- Pour les conditions testées (Fréquence de 1 Hz, R=0) il y a une bonne corrélation entre l'aire de la boucle d'hystérèse et l'énergie dissipée par cycle (analyse globale) et l'écart maximum constaté est autour de 20% pour les 3 orientations considérées ;
- le choix des régimes dans la courbe présentant l'énergie dissipée par cycle en fonction de l'amplitude de contrainte semble cohérent avec les régimes observés pour les courbes représentant l'évolution de la déformation résiduelle ou du module sécant en fonction de l'amplitude de contrainte.

##### -Influence de l'orientation moyenne :

- l'énergie dissipée par cycle au même niveau d'amplitude de contrainte nominale dépend du cas d'orientation considéré. Le classement des courbes est corrélé vis à vis de la raideur des échantillons, ce qui est logique car les essais sont contrôlés en effort et que le module sécant dépend de l'orientation.

##### -Éprouvettes Dogbone et éprouvettes amincies :

- en général, nous constatons une différence claire entre les éprouvettes Dogbone et les éprouvettes amincies en terme d'énergie dissipée par cycle en fonction de l'amplitude de contrainte nominale. Cette observation est là encore logique du fait de l'évolution de la raideur des éprouvettes en fonction des orientations et des couches considérées ;
- pour le même niveau d'amplitude de contrainte nominale, l'énergie dissipée par cycle d'une éprouvette Dogbone est très proche de celle de sa couche la plus raide (cœur

ou peau). Ceci est compréhensible en imaginant les éprouvettes Dogbone comme des éprouvettes stratifiées ;

- la comparaison entre les éprouvettes Dogbone et les éprouvettes amincies nécessite d'être abordée par des simulations numériques (à l'aide d'un modèle de comportement pertinent) afin de mieux comprendre les gradients de contrainte et donc de dissipation induits. Cette analyse numérique permettra ainsi de mieux évaluer la correspondance entre l'énergie dissipée mesurée en peau et l'énergie moyenne dissipée dans le volume ;
- d'après les résultats sur les orientations intenses (cas des éprouvettes « peaux »), nous vérifions que pour le même niveau d'amplitude de contrainte nominale, l'énergie dissipée par cycle est minimale lorsque les fibres sont orientées longitudinalement et que celle-ci est maximale lorsque les fibres sont orientées transversalement ;
- les courbes d'auto-échauffement des orientations diffuses sont toujours comprises entre les cas extrêmes des orientations intenses.

### Analyse de la ruine

#### -Données thermo-mécaniques globales :

- l'utilisation des données mécaniques globales tels que le module sécant ou la déformation résiduelle pour la mise en place de critères de fatigue s'avère difficile. En effet, soit la rupture est localisée en dehors de la zone utile de l'éprouvette (observation systématique pour les Dogbone 0°, occasionnelle pour les cas à 90° et 45°) et nous constatons des bandes de localisation (Dogbone 45° et 90°). C'est pourquoi il est important d'utiliser les mesures de champs, qui dans notre étude sont uniquement thermiques, mais des mesures de champs de déformation seraient également précieuses. Nous les mettrons à profit dans le chapitre suivant sur les éprouvettes de structure ;
- d'après le suivi de l'aire de la boucle d'hystérèse pendant les essais de fatigue, nous observons que l'énergie dissipée par cycle peut augmenter pendant un essai de fatigue lorsque la durée de vie est inférieure à quelques  $10^4$  cycles. Pour des durées de vie plus importantes, l'aire de la boucle d'hystérèse est quasi constante pendant l'essai (après une stabilisation rapide en quelques cycles et jusqu'à une augmentation quelques cycles avant la rupture).

#### -Initiation et propagation :

- l'étape de propagation pour tous les cas d'éprouvettes peut être considérée comme négligeable vis-à-vis de la durée de vie en fatigue (<1% de la durée de vie jusqu'à rupture) ;
- pour chaque cas d'orientation considéré des modes de rupture ductiles et fragiles sont visibles sur les faciès de rupture et la zone de rupture ductile semble être corrélée à la localisation de l'initiation mesurée thermiquement (appelée "point chaud" dans ce manuscrit) ;
- la localisation de la rupture ductile dans l'épaisseur se situe au niveau de l'interface cœur-peau pour les éprouvettes Dogbone 45°, au niveau du cœur et de l'interface pour les

éprouvettes Dogbone 90° et au niveau de la peau pour les éprouvettes Dogbone 0° ;

- la taille de la zone de rupture ductile est proportionnelle à la durée de vie ;
- pour le même niveau d'énergie dissipée par cycle, la durée de vie des éprouvettes amincies est comparable à celle des éprouvettes Dogbone. Cela tend à montrer que l'influence de l'interface cœur-peau sur la tenue en fatigue est du deuxième ordre. Le comportement en fatigue des éprouvettes Dogbone semble donc être piloté par la matrice au niveau de la couche la plus raide (peau pour 0°, cœur pour 90°, interface pour 45°).

##### -Critère de fatigue :

- le critère de fatigue énergétique est bien corrélé aux essais de fatigue classique pour chaque cas d'orientation considérée, pour les éprouvettes Dogbone ou amincies ;
- le critère de fatigue semble unifié lorsque l'orientation est longitudinale ou transversale. Ce résultat est visible à la fois pour des orientations combinées (Dogbone 0° et 90°) mais également pour des orientations simples (éprouvettes amincies, par exemple, les éprouvettes de peau et de cœur issues des Dogbones 0°). Cela semble montrer que le comportement en fatigue est principalement contrôlé par celui de la matrice ;
- pour une orientation à 45°, qu'il s'agisse d'éprouvettes amincies (peau 45° ou cœur 45°) ou complètes (Dogbone 45°) un seul critère énergétique s'applique, qui est différent de celui identifié pour les éprouvettes à 0° et 90°. Il y a visiblement une contribution à l'énergie dissipée par cycle liée au cisaillement qui pourrait expliquer le fait qu'une orientation à 45° induit une dissipation supérieure aux orientations à 0° et 90°, pour une même durée de vie ;
- de manière attendue, l'énergie dissipée par cycle permet d'unifier les résultats de fatigue, obtenus pour les trois cas d'orientation moyenne, de manière plus satisfaisante qu'une représentation en fonction de l'amplitude de contrainte nominale ;
- l'analyse basé sur les éprouvettes amincies paraît très intéressante car l'orientation est mieux maîtrisée et que la durée de vie semble identique à celle des éprouvettes complètes. Cette configuration permet donc de simplifier l'analyse de l'effet de l'orientation des fibres sur les relations entre comportement et tenue en fatigue.

## 4.4 Influence du chargement mécanique

Le premier objectif abordé dans cette partie est d'étudier l'évolution de la courbe d'auto-échauffement et des propriétés en fatigue pour plusieurs rapport de charge, pour chaque cas d'éprouvette Dogbone. Le deuxième objectif est d'étudier les changements des propriétés mécaniques, de la dissipation et de la tenue en fatigue entraînés par l'histoire de chargement sur les éprouvettes Dogbone. Ces types d'essais ont été réalisés uniquement sur les éprouvettes Dogbone 45°, car ce sont les éprouvettes les moins dispersées en termes de fatigue. Cette propriété permet de mieux quantifier l'influence de l'histoire de chargement sur la tenue en fatigue.

### 4.4.1 Variation du rapport de charge

#### Analyse de l'auto-échauffement et critère de fatigue

##### - Rapports de charge positifs (R=0.1 et R=0.3)

Ces premiers cas de rapport de charge ont pour objectif d'augmenter la contrainte moyenne nominale et de diminuer l'amplitude de contrainte nominale (pour la même contrainte nominale maximale) par rapport au cas déjà présenté (R=0). Les figures 4.38, 4.39 et 4.40 montrent, dans la colonne de gauche, les courbes d'auto-échauffement (analyse locale) pour les rapports de charge R=0, R=0.1 et R=0.3 des 3 cas d'éprouvette Dogbone. Dans la colonne de droite, les figures montrent les comparaisons entre les essais de fatigue à un rapport de charge R=0.1 ou R=0.3 avec les essais de fatigue et le critère de fatigue identifié pour un rapport de charge R=0 pour chaque cas d'éprouvette Dogbone. Les courbes d'auto-échauffement sont présentées par rapport à la contrainte nominale maximale (notée  $\sigma_{max}$ ) pour mieux apprécier l'influence de l'amplitude de contrainte nominale qui diminue lorsque le rapport de charge augmente. L'évolution de la courbe d'auto-échauffement peut donc être associée de manière logique aux changements de l'amplitude de contrainte. Nous observons une forte diminution de l'énergie dissipée par cycle lorsque le rapport de charge augmente pour les éprouvettes Dogbone 0° et 45° (environ 60% entre R=0 et R=0.3 pour le dernier niveau de  $\sigma_{max}$  considéré). Pour le cas des éprouvettes Dogbone 90° cette diminution est moins prononcée (environ 40% entre R=0 et R=0.3 pour le dernier niveau de  $\sigma_{max}$  considéré). Notons que l'identification des critères énergétiques à partir des courbes d'auto-échauffement est tout à fait possible (et donne des résultats cohérents), mais le nombre d'essais de fatigue n'est pas suffisant pour en discuter ici. Cette analyse ne sera donc pas détaillée ici. Nous pouvons voir que les résultats des essais de fatigue sont proches du critère de fatigue énergétique identifiée pour un rapport de charge R=0, et ce pour les trois cas d'orientation considérés. Cette observation donne un espoir certain sur la possibilité d'identifier un critère de fatigue énergétique capable de prendre en compte une plage de rapports de charge. En effet, la diminution de l'énergie dissipée par cycle avec le rapport de charge est accompagnée d'une augmentation de la durée de vie proche de la prédiction du critère. Il faudrait tester d'autres cas de rapport de charge et réaliser plus d'essais de fatigue pour confirmer ces observations.

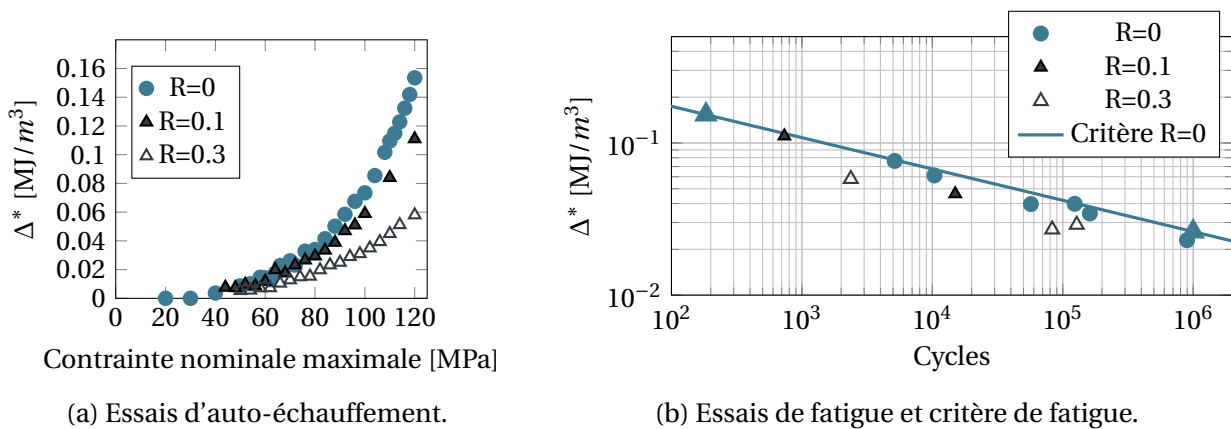


FIGURE 4.38 – Comparaison des essais d'auto-échauffement et de fatigue pour des rapports de charge R=0,0.1 et 0.3. Dogbone 0°, RH50, f=1Hz et température ambiante.



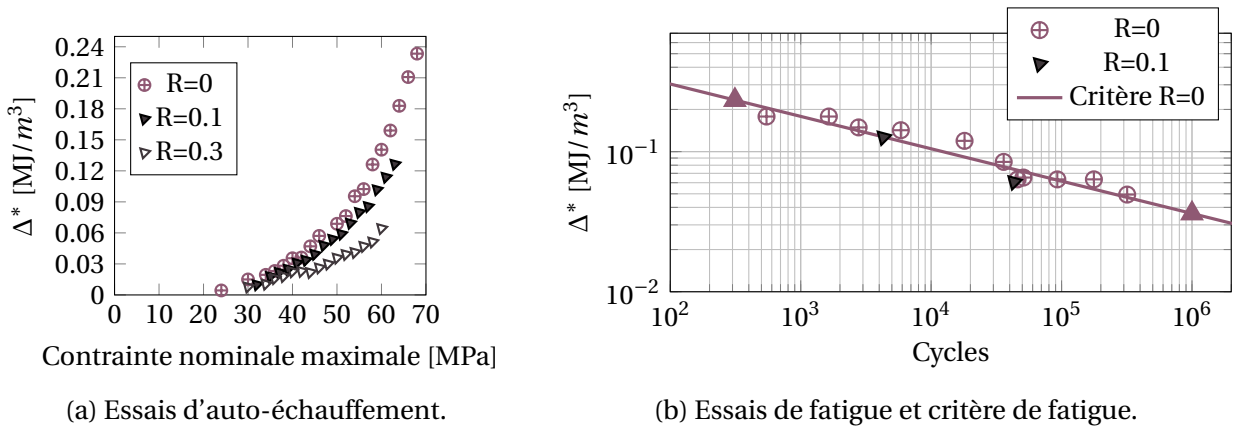


FIGURE 4.39 – Comparaison des essais d'auto-échauffement et de fatigue pour des rapports de charge  $R=0,0.1$  et  $0.3$ . Dogbone  $45^\circ$ , RH50,  $f=1\text{Hz}$  et température ambiante.

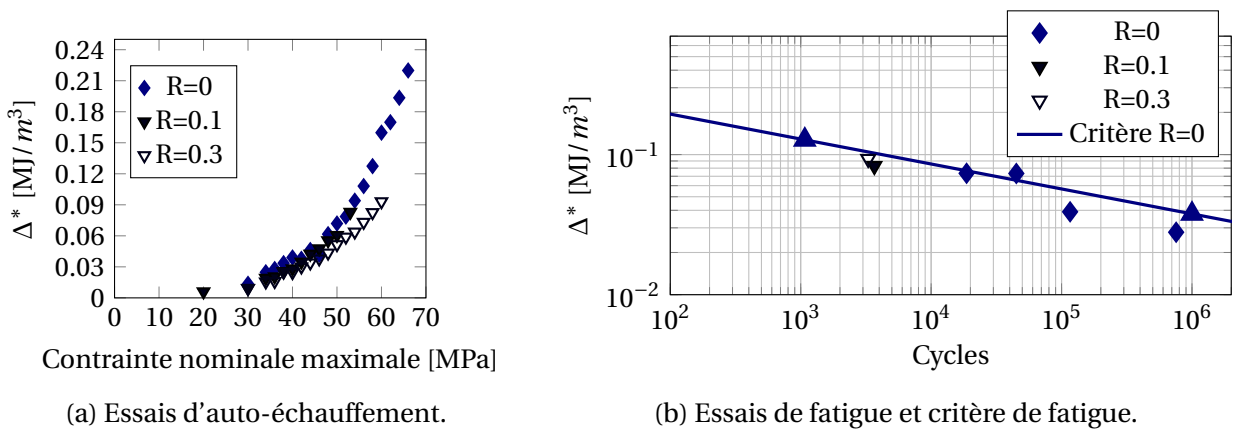


FIGURE 4.40 – Comparaison des essais d'auto-échauffement et de fatigue pour des rapports de charge  $R=0,0.1$  et  $0.3$ . Dogbone  $90^\circ$ , RH50,  $f=1\text{Hz}$  et température ambiante.

Dans le cadre du projet DURAFIP des campagnes d'essais de fatigue sur les éprouvettes Dogbone ont aussi été réalisées à Solvay *engineering plastics*. Les caractéristiques des essais sont un rapport de charge  $R=0.1$  et une fréquence de  $3\text{Hz}$ . L'ensemble des essais est réalisé dans une enceinte climatique permettant de générer une convection forcée (pour limiter l'augmentation de température). La figure 4.41 montre les comparaisons entre les essais de fatigue réalisés à Solvay avec ceux réalisés à l'ENSTA Bretagne ( $R=0.1$  et  $f=1\text{Hz}$ ) pour chaque cas d'éprouvettes Dogbone. Nous observons que pour le même niveau de  $\sigma_{max}$  les essais réalisés à l'ENSTA Bretagne sont au moins une demi décade à gauche de la courbe moyenne des essais réalisés à Solvay *engineering plastics*. Cette différence vient probablement de la variation de la fréquence de chargement entre les essais. En effet, lorsque celle-ci est augmentée, les essais sont plus courts pour la même durée de vie, donc la composante associée au fluage pendant les chargements cycliques sera moins sévère pour une fréquence plus importante. Le nombre d'essais réalisés à Solvay *engineering plastics* permet néanmoins de mieux apprécier la dispersion des essais de fatigue. Les éprouvettes Dogbone  $45^\circ$  présentent ainsi la dispersion la moins importante et les éprouvettes Dogbone  $90^\circ$  montrent la dispersion la plus importante.



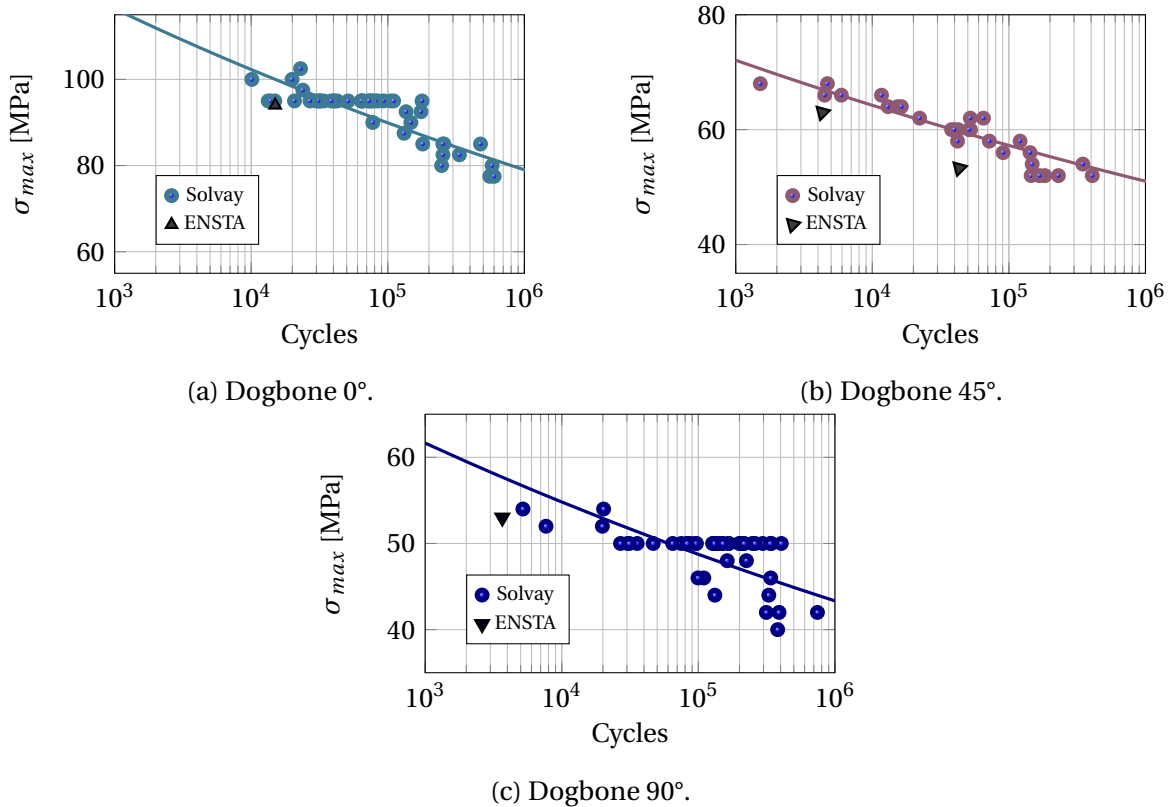


FIGURE 4.41 – Comparaison des essais de fatigue réalisés à Solvay *engineering plastics* et ceux réalisés à l’ENSTA Bretagne. RH50 et R=0.1.

**- Rapport de charge négatif (R=-1)**

Ce cas de rapport de charge a pour effet d’enlever la contrainte moyenne nominale. La figure 4.42 montre les courbes d’auto-échauffement (analyse locale) pour les rapports de charge R=0 et R=-1 pour les 3 cas d’orientation d’éprouvette Dogbone. Ces courbes sont présentées en fonction de  $\sigma_a$  pour mieux apprécier l’effet de l’annulation de la contrainte moyenne sur la dissipation. Pour le même niveau de  $\sigma_a$  une diminution très importante de l’énergie dissipée par cycle est constatée entre le cas R=0 et R=-1. Il faut remarquer que, comme il ne faut que 20 cycles de chargement pour calculer l’énergie dissipée par cycle pour chaque niveau de  $\sigma_a$ , le risque de flambement dû à l’adoucissement des éprouvettes ou au cumul de plasticité pour les hauts niveaux de  $\sigma_a$  et R=-1 est limité. Sur les niveaux présentés, aucun flambement n’a été noté. Par contre, pendant les essais de fatigue classiques le risque de flambement est bien plus important pour les courtes durées de vie. Les essais de fatigue considérés pour le rapport de charge R=-1 ont donc une durée de vie minimale de l’ordre de quelques dizaines de milliers de cycles.

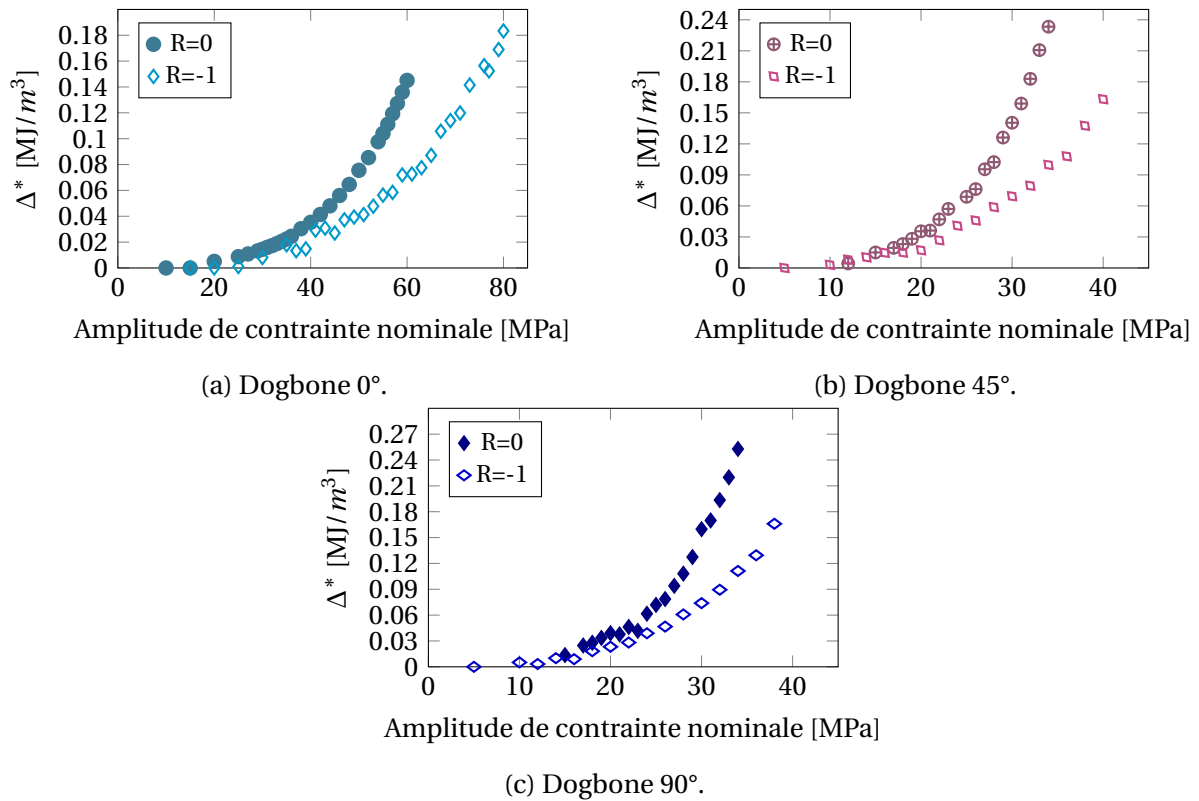


FIGURE 4.42 – Courbes d’auto-échauffement (analyse locale) pour un rapport de charge  $R=0$  et un rapport de charge  $R=-1$ . RH50,  $f=1\text{Hz}$  et température ambiante.

De la même façon que pour le cas  $R=0$ , l’aire de la boucle d’hystérèse ( $h$ ) et le module sécant ( $E_s$ ) ont été étudiés pendant les essais d’auto-échauffement avec un rapport de charge  $R=-1$ . La figure 4.43 montre les évolutions de  $h$ , de  $E_s$  et de  $\Delta^*$  (analyse globale) pour chaque orientation considérée. Nous pouvons observer qu’il y a une très bonne correspondance entre  $h$  et  $\Delta^*$  pour les trois cas d’éprouvette Dogbone et aussi une diminution continue de  $E_s$ . Cela montre que la presque totalité de l’énergie est transformée en chaleur. Cette correspondance semble meilleure que celle constatée avec un rapport de charge  $R=0$  (cf. Fig.4.17). Cette amélioration peut être liée au fait que, pour un rapport de charge  $R=-1$ , la contrainte nominale maximale considérée est moins importante que celle considérée pour un rapport de charge  $R=0$ . La composante visco-plastique sera donc elle aussi moins importante. Par exemple pour le cas d’éprouvettes Dogbone  $0^\circ$ , l’amplitude de contrainte la plus importante considérée pour  $R=0$  a été de  $60\text{MPa}$  ( $\sigma_{max}=120\text{MPa}$ ) et pour  $R=-1$  elle a été de  $80\text{MPa}$  ( $\sigma_{max}=80\text{MPa}$ ).

Les essais de fatigue avec un rapport de charge  $R=-1$  ont été réalisés uniquement sur les éprouvettes Dogbone  $0^\circ$ , car ce sont les éprouvettes Dogbone les plus raides. Il y a donc moins de risque de flambement pendant les essais de fatigue. La figure 4.44 montre les régimes observés sur la courbe d’auto-échauffement pour  $R=-1$  ainsi que les points de fatigue et les critères de fatigue pour les rapports de charge  $R=0$  et  $R=-1$ . Il faut remarquer que l’identification du critère de fatigue pour le cas  $R=-1$  a été réalisée en utilisant deux éprouvettes. La première a été utilisée pour faire l’essai d’auto-échauffement et déterminer les régimes, mais, le dernier niveau de  $\sigma_a$  considéré étant de  $80\text{MPa}$ , il pourrait entraîner du flambement au cours de l’essai mené jusqu’à rupture. Ce niveau de chargement n’est donc pas pris en compte pour l’identification du critère,

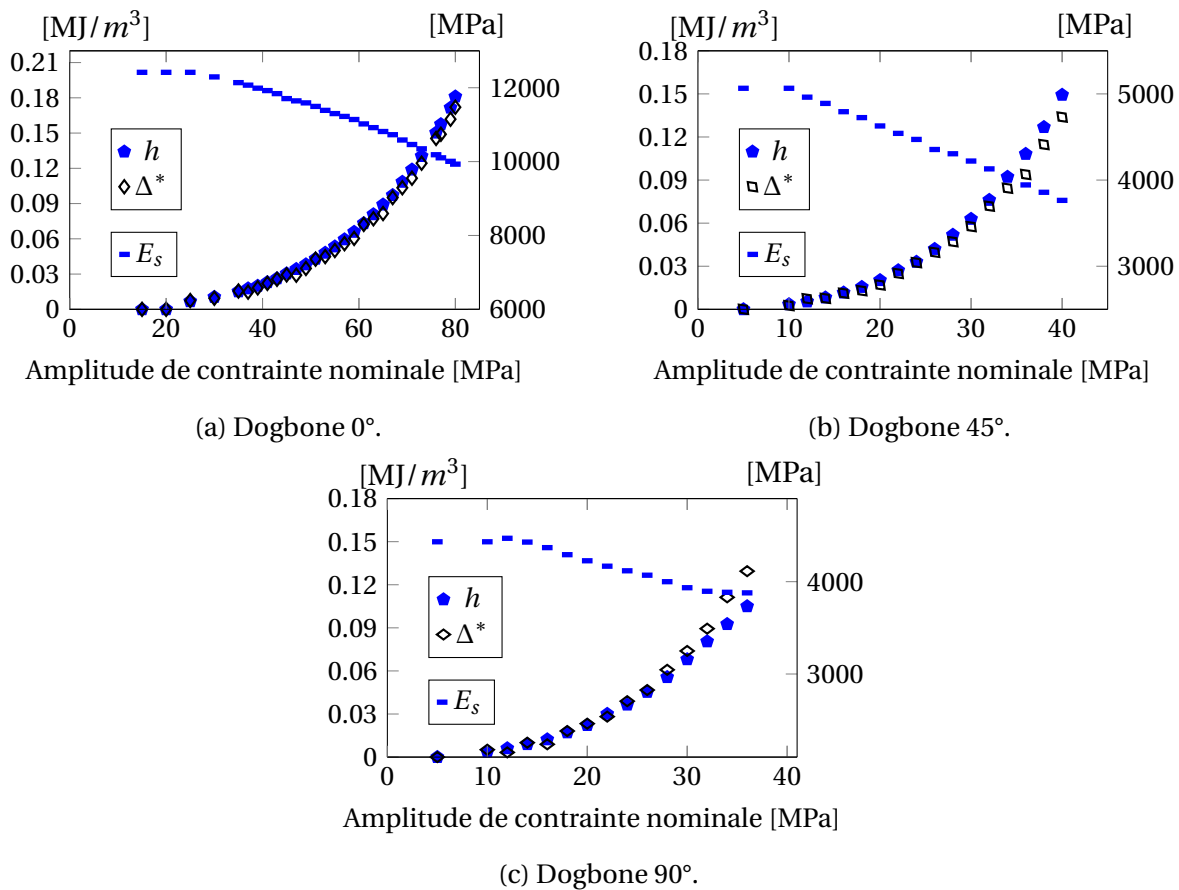


FIGURE 4.43 – Évolution de l’aire de la boucle d’hystérèse, du module sécant et de l’énergie dissipée par cycle, pendant les essais d’auto-échauffement (analyse globale). RH50,  $f=1\text{Hz}$ ,  $R=-1$  et température ambiante.

et une deuxième éprouvette a été testée avec un  $\sigma_a=64\text{MPa}$  menant à une durée de vie de 40376 cycles. Pendant l’essai de fatigue aucun flambement n’a été observé et cette éprouvette fournit le deuxième point pour l’identification du critère de fatigue. Nous observons que, comme pour le cas  $R=0$ , il y a une bonne correspondance entre les essais de fatigue et le critère de fatigue identifié avec un rapport de charge  $R=-1$ . Nous observons aussi que, pour le même niveau de  $\Delta^*$ , il y a environ une décade de différence entre les deux cas de rapport de charge, c’est-à-dire que les éprouvettes testées avec un rapport de charge  $R=-1$  ont une durée de vie plus importante pour le même niveau de  $\Delta^*$ .

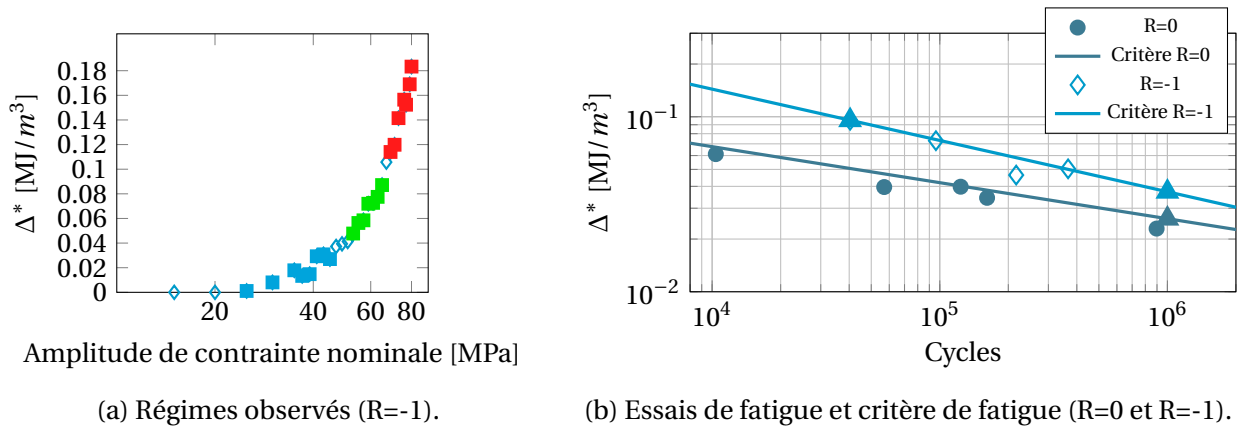


FIGURE 4.44 – Identification du critère de fatigue sur les éprouvettes Dogbone 0° avec un rapport de charge R=-1 et comparaison avec le cas R=0. RH50, f=1Hz et température ambiante.

**Suivi des variables mécaniques durant les essais de fatigue**

L'aire de la boucle d'hystérèse et le module sécant ont été mesurés pendant les essais de fatigue pour chaque cas de rapport de charge, tel que montré dans les figures 4.45, 4.46 et 4.47. D'un côté nous pouvons observer au cours des premiers 1000 cycles (cf. Fig.4.45) une stabilisation rapide de l'aire de la boucle d'hystérèse pour la plupart des essais (sauf ceux qui ont une durée de vie très courte). De l'autre côté, à partir de l'évolution de l'aire de la boucle d'hystérèse pour une plage de cycles plus importante (cf. Fig.4.46) nous observons que celle-ci est quasi constante durant la majorité de l'essai lorsque la durée de vie est suffisamment longue (plus de 10000 cycles pour R=0 et plus de 50000 cycles pour R=-1). Le module sécant évolue de façon inverse à l'aire de la boucle d'hystérèse (cf. Fig.4.47). Ceci paraît compréhensible au moins en terme d'énergie élastique, pour un pilotage en effort. En termes de stabilisation le comportement des deux variables est similaire.

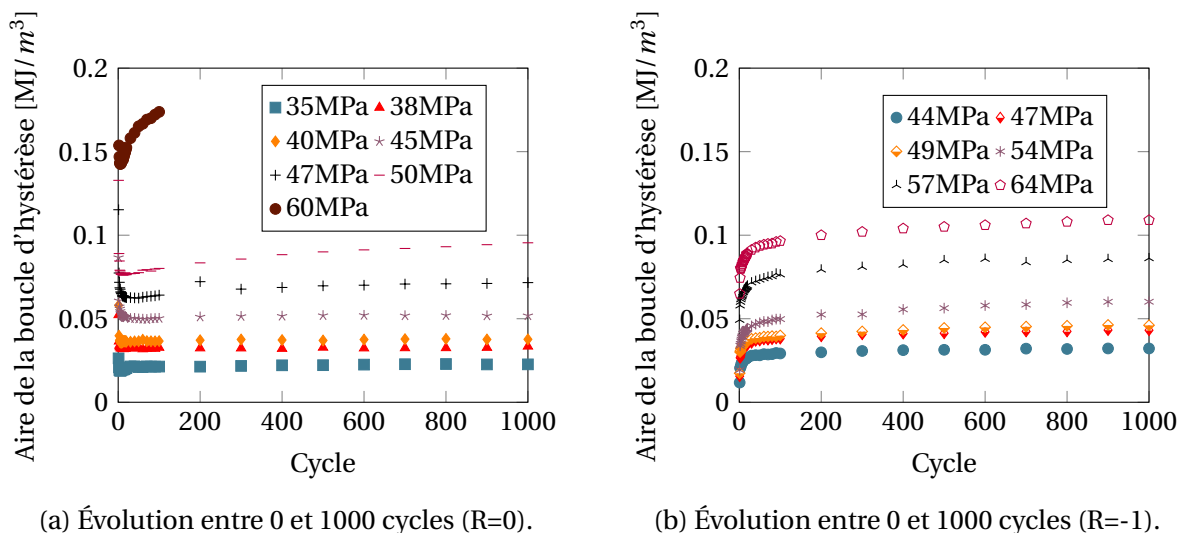
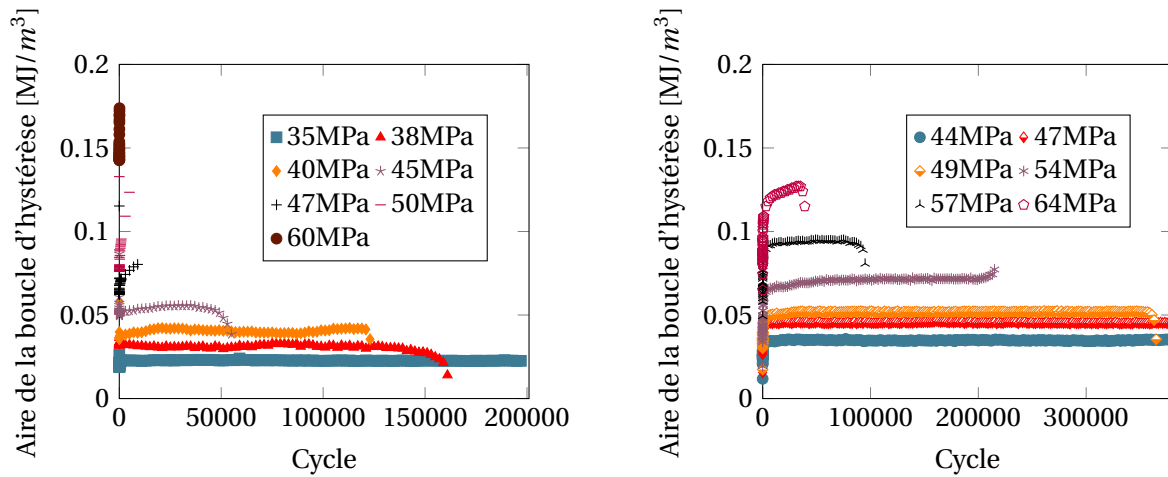


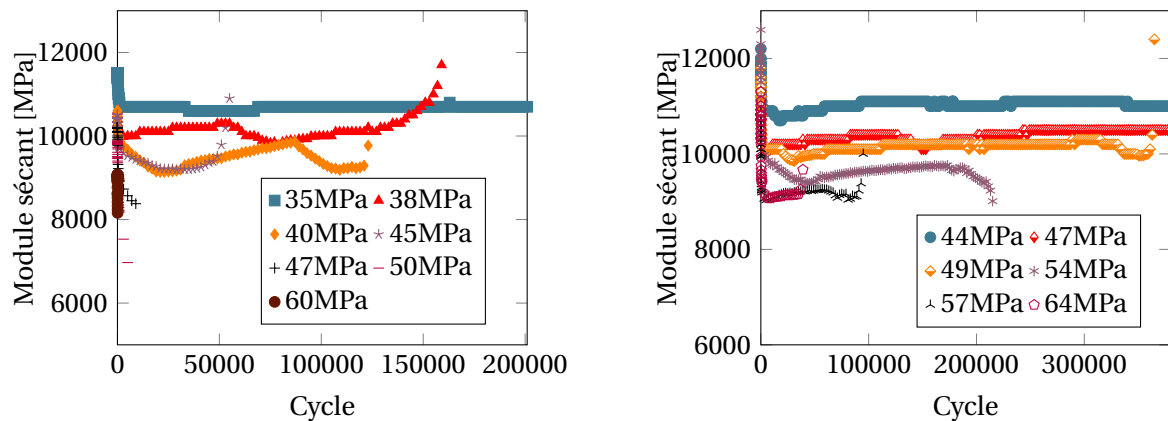
FIGURE 4.45 – Évolution de l'aire de la boucle d'hystérèse pendant les essais de fatigue en fonction de l'amplitude de contrainte nominale. Éprouvettes Dogbone 0°, RH50, f=1Hz et température ambiante.



(a) Évolution entre 0 et 200000 cycles (R=0). 35MPa rupture-896484 cycles, 38MPa rupture-161374 cycles, 40MPa rupture-123532 cycles, 45MPa rupture-56933 cycles, 47MPa rupture-10378 cycles, 50MPa rupture-5143 cycles, 60MPa rupture-184 cycles.

(b) Évolution entre 0 et 350000 cycles (R=-1). 44MPa pas de rupture, 47MPa pas de rupture, 49MPa rupture-366282 cycles, 54MPa rupture-216602 cycles, 57MPa rupture-96177 cycles, 64MPa rupture-40376 cycles.

FIGURE 4.46 – Évolution de l’aire de la boucle d’hystérèse pendant les essais de fatigue en fonction de l’amplitude de contrainte nominale. Éprouvettes Dogbone 0°, RH50, f=1Hz et température ambiante.

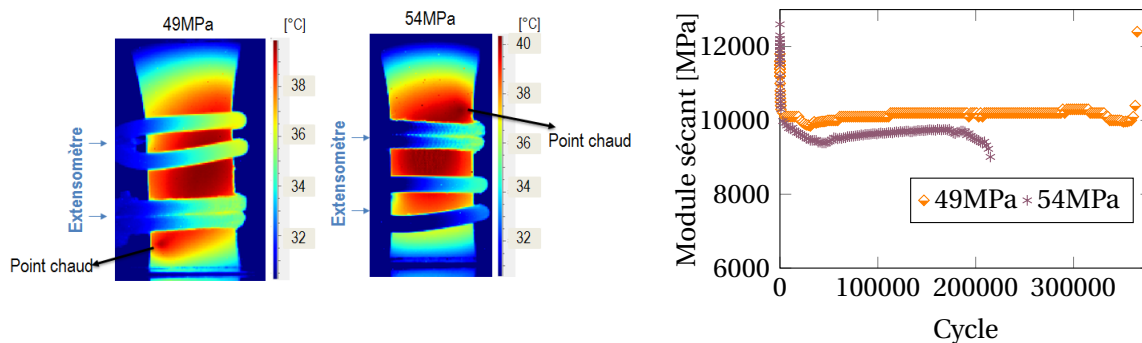


(a) Évolution entre 0 et 200000 cycles (R=0). (b) Évolution entre 0 et 350000 cycles (R=-1).

FIGURE 4.47 – Évolution du module sécant pendant les essais de fatigue en fonction de l’amplitude de contrainte nominale. Éprouvettes Dogbone 0°, RH50, f=1Hz et température ambiante.

La dernière observation réalisée sur l’évolution de ces deux variables au cours des essais de fatigue est leur évolution quelques cycles avant la rupture. Nous pouvons observer, par exemple sur l’évolution du module sécant, quelques cas où une augmentation est constatée avant la rupture et d’autres cas où une diminution est constatée. Nous savons que cette évolution avant la rupture est liée à l’initiation, mais pourquoi le module sécant augmenterait-il avant la rupture (puisque l’endommagement serait plutôt traduit par une diminution de celui-ci) ? L’explication de ce phénomène est donnée par la localisation de la zone d’initiation par rapport à l’extensomètre. Tel qu’illustré sur la figure 4.18a, le point chaud pour les éprouvettes Dogbone 0° apparaît

en dehors de la zone utile des éprouvettes. La figure 4.48 montre deux éprouvettes Dogbone 0° en spécifiant la localisation du point chaud et aussi l'évolution du module sécant pour chacune des éprouvettes. Il est observé que lorsque le point chaud apparait du même côté que l'extensomètre (éprouvette à 49MPa) le module sécant semble augmenter avant la rupture de l'éprouvette et lorsque celui-ci apparait du côté opposé à l'extensomètre (éprouvette à 54MPa) le module sécant semble diminuer avant la rupture de l'éprouvette. Ce comportement est lié au fait que la déformation mesurée par l'extensomètre sera bien évidemment modifiée par l'apparition d'une fissure (point chaud) en dehors de la zone d'analyse, entraînant une augmentation ou une diminution locale de la déformation mesurée par l'extensomètre et liée uniquement à l'emplacement de la fissure.



(a) Position du point chaud.

(b) Évolution du module sécant pour les deux cas présentés.

FIGURE 4.48 – Corrélation entre la position du point chaud et l'évolution du module sécant. Éprouvettes Dogbone 0°, RH50,  $f=1\text{Hz}$ ,  $R=-1$  et température ambiante.

#### 4.4.2 Essais de fatigue interrompus

L'objectif de ce premier type de chargement complexe est de connaître l'évolution de l'énergie dissipée par cycle au cours d'un essai de fatigue. Cela permettra de vérifier si la corrélation entre l'aire de la boucle d'hystérèse et l'énergie dissipée par cycle continue à être observée au cours de l'essai (corrélation vérifiée au début de l'essai). Le protocole expérimental de ce type d'essai est illustré sur la figure 4.49. Tout d'abord, un essai d'auto-échauffement est mené jusqu'à un certain niveau d'amplitude de contrainte nominale. Ensuite, pour le dernier niveau de  $\sigma_a$  considéré, l'éprouvette est sollicitée jusqu'à un certain pourcentage de la durée de vie (appelé palier de fatigue). Puis, l'essai est stoppé et l'éprouvette est maintenue à effort nul et dès que l'éprouvette revient à l'équilibre thermique un nouvel essai d'auto-échauffement est réalisé. Ce processus est répété pour un certain nombre de pourcentages de la durée de vie. Finalement, après avoir fait les essais pour chaque pourcentage souhaitée de la durée de vie souhaité, l'éprouvette est menée jusqu'à la rupture.

Un seul essai de ce type a été réalisé, l'amplitude de contrainte nominale du palier de fatigue considérée est de 26.65MPa ( $R=0$  et  $f=1\text{Hz}$ ), la durée de vie estimée pour ce niveau de chargement est autour de 10000 cycles. Les pourcentages de la durée de vie considérés sont : 10%, 25%, 50%, 60%, 80% et 100%. Il faut remarquer que 100% de la durée de vie est associé à la durée de vie

estimée (10000 cycles). Celui-ci a été testé parce que la durée de vie réelle de l'éprouvette a dépassé la valeur estimée.

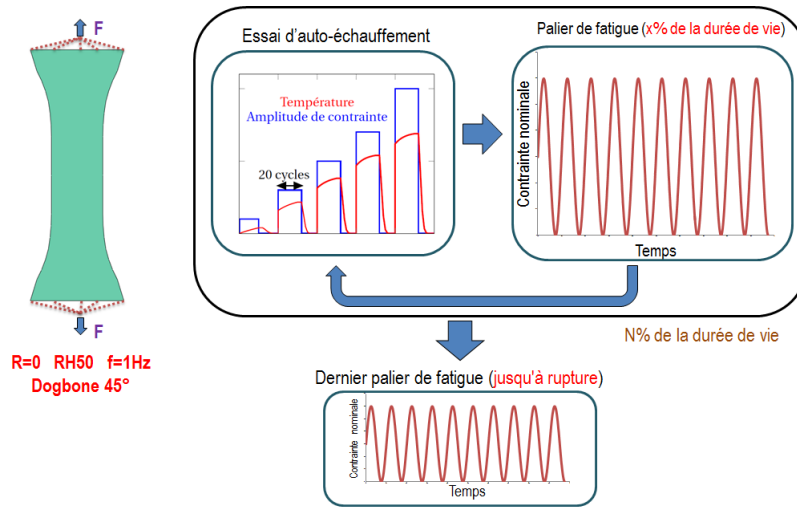
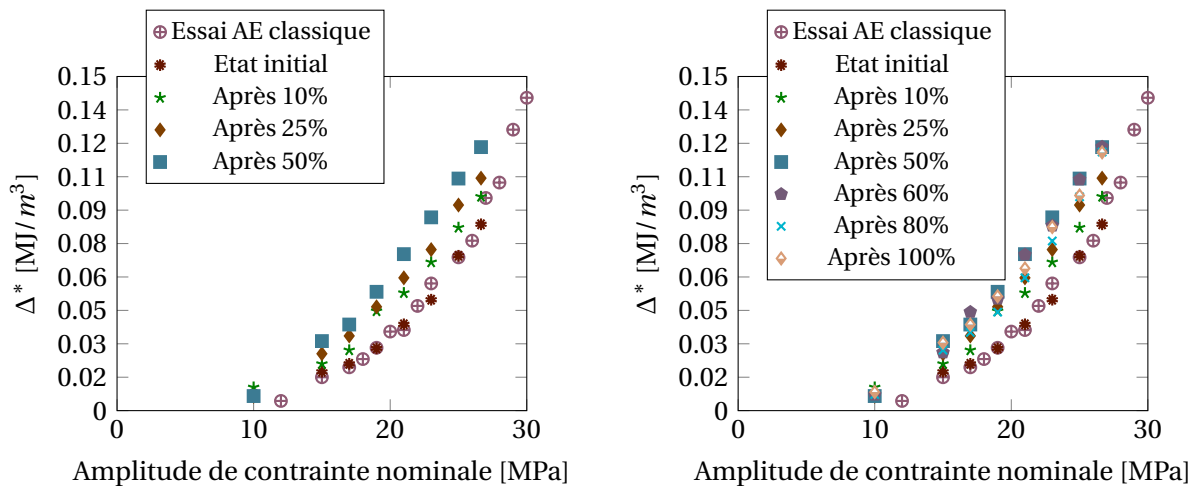


FIGURE 4.49 – Protocole expérimental des essais de fatigue interrompus.



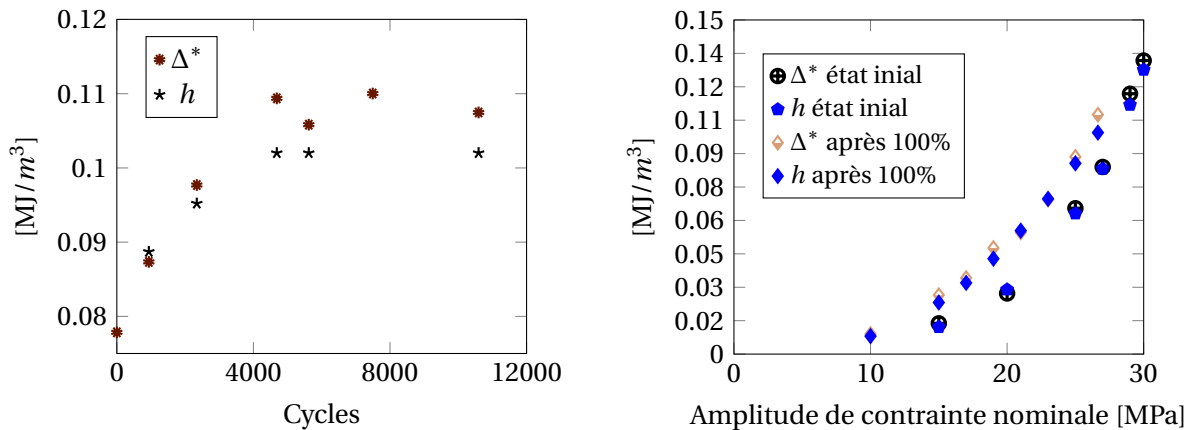
(a) Augmentation de  $\Delta^*$  jusqu'à 50% de la durée de vie estimée.

(b) Stabilisation de  $\Delta^*$  à partir de 50% de la durée de vie estimée.

FIGURE 4.50 – Évolution de l'énergie dissipée par cycle en fonction du pourcentage de la durée de vie estimée considéré. Éprouvettes Dogbone 45°, RH50,  $f=1\text{Hz}$ ,  $R=0$  et température ambiante.

Il est constaté que l'énergie dissipée par cycle (analyse locale) augmente jusqu'à 50% de la durée de vie estimée, tel que montré sur la figure 4.50a. Pour des pourcentages plus importants de la durée de vie, il semble que l'énergie dissipée par cycle tend à se stabiliser, tel que montré sur la figure 4.50b. Ce résultat montre que l'énergie dissipée par cycle peut augmenter au cours d'un essai de fatigue. Pour mieux apprécier cette évolution, la figure 4.51a montre l'évolution de  $\Delta^*$  en fonction du nombre de cycles de sollicitation. Nous pouvons observer que la stabilisation commence autour de 5000 cycles (50% de la durée de vie estimée) et que  $h$  est toujours proche de  $\Delta^*$ . Finalement, la figure 4.51b montre que l'aire de la boucle d'hystérèse et l'énergie dissipée par cycle sont très proches pour une éprouvette à l'état initial comme pour l'éprouvette ayant été sollicitée à 100% de la durée de vie estimée. Ce dernier résultat répond à la question sur la

correspondance entre  $h$  et  $\Delta^*$  au cours des essais de fatigue, donc nous pouvons supposer que l'évolution de  $h$  lors des essais de fatigue classique permet d'évaluer l'évolution de  $\Delta^*$ .



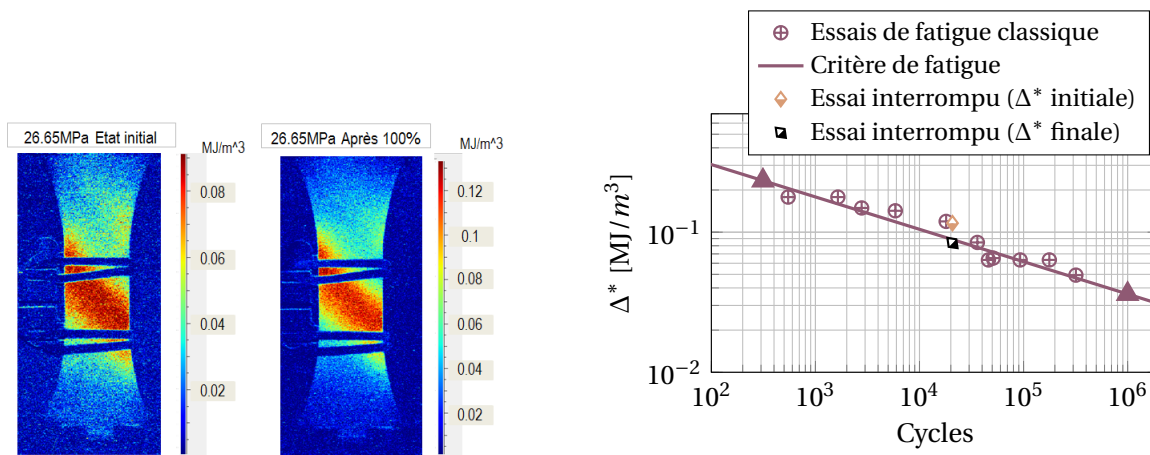
(a) Évolution  $\Delta^*$  et  $h$  en fonction du nombre de cycles considéré pour  $\sigma_a=26.65\text{MPa}$ .

(b) Correspondance entre  $h$  et  $\Delta^*$  (analyse globale) à l'état initial et après 100% de la durée de vie estimée.

FIGURE 4.51 – Évolution de  $\Delta^*$  et de  $h$  lors de l'essai interrompu. Éprouvettes Dogbone 45°, RH50,  $f=1\text{Hz}$ ,  $R=0$  et température ambiante.

Au niveau du champ d'énergie dissipée par cycle, il est observé que l'allure du champ de dissipation est la même pour l'état initial et après 100% de la durée de vie, tel que montré sur la figure 4.52a. Cela veut dire que l'augmentation de l'énergie dissipée par cycle est homogène dans l'éprouvette. La rupture lors du dernier palier de fatigue a eu lieu après 10153 cycles. Donc, la durée de vie réelle de l'éprouvette est autour de 20000 cycles. Cette durée de vie semble haute par rapport à celle estimée, mais il faut prendre en compte le fait que les périodes d'interruption considérées pour faire les essais d'auto-échauffement peuvent avoir une influence sur la durée de vie finale de l'éprouvette. La figure 4.52b montre le point de fatigue par rapport à l'énergie dissipée à l'état initial et celle après 100% de la durée de vie estimée. Il est observé que pour les deux valeurs de  $\Delta^*$ , le point de fatigue est proche du critère de fatigue énergétique. Pour ce niveau de durée de vie, l'augmentation de  $\Delta^*$  est donc négligeable vis-à-vis du critère de fatigue. La variation de  $\Delta^*$  ne remet pas en cause la construction du critère.





(a) Champ d'énergie dissipée par cycle à l'état initial et après 100% de la durée de vie estimée.

(b) Point de fatigue de l'essai interrompu par rapport à  $\Delta^*$  initiale et à  $\Delta^*$  après 100% de la durée de vie estimée.

FIGURE 4.52 – Champ d'énergie dissipée par cycle et point de fatigue de l'essai interrompu. Éprouvettes Dogbone 45°, RH50, f=1Hz, R=0 et température ambiante.

### 4.4.3 Enchaînement de blocs

Ce type d'essai est composé de plusieurs blocs de chargement ayant une amplitude de contrainte nominale différente. Dans le cadre de cette étude nous ne considérons que le cas avec deux blocs, où l'un des blocs a une amplitude de contrainte nominale très importante (durée de vie autour de 1000 cycles) et l'autre bloc a une amplitude de contrainte nominale beaucoup moins importante (durée de vie autour de 300000 cycles). L'objectif de ce type d'essai est, d'une part, de mesurer l'évolution de la courbe d'auto-échauffement après avoir soumis l'éprouvette à un certain pourcentage de la durée de vie du premier bloc de chargement. D'autre part, il permet de mesurer le changement des propriétés en fatigue sur le deuxième bloc de chargement dûs à l'application du premier bloc. Le protocole expérimental de ce type d'essai est illustré sur la figure 4.53. Un essai d'auto-échauffement est tout d'abord réalisé. Puis, le bloc ayant un haut niveau d'amplitude de contrainte nominale (appelé palier HA) est lancé jusqu'à un certain pourcentage de la durée de vie. L'essai est stoppé à zéro effort et dès que l'éprouvette retourne à l'équilibre thermique un nouvel essai d'auto-échauffement est réalisé. Finalement, l'éprouvette est soumise au bloc ayant un bas niveau d'amplitude de contrainte (appelé palier BA) jusqu'à la rupture.

L'amplitude de contrainte nominale choisie pour le palier HA est de 31.5MPa (durée de vie moyenne de 1350 cycles) et celle du palier BA est de 23MPa (durée de vie moyenne de 300000 cycles). Le nombre de cycles du palier HA est de 500 cycles (environ 40% de la durée de vie moyenne). La figure 4.54a montre la courbe d'auto-échauffement avant et après le palier HA. Par rapport à un essai d'auto-échauffement classique, cette courbe permet de voir la répétabilité de la réponse pour les éprouvettes à l'état initial, et l'augmentation de l'énergie dissipée par cycle après le palier HA. La figure 4.54b montre l'évolution des courbes d'auto-échauffement par rapport à un essai classique après le palier HA pour trois essais identiques. Cette figure montre que l'évolution de l'énergie dissipée par cycle peut varier en fonction de l'éprouvette, même si le

palier HA est identique pour toutes. Ce comportement est représentatif de la dispersion induite par les cycles de fatigue et nous supposons que l'endommagement entraîné par le palier HA n'est pas le même pour chacune des éprouvettes.

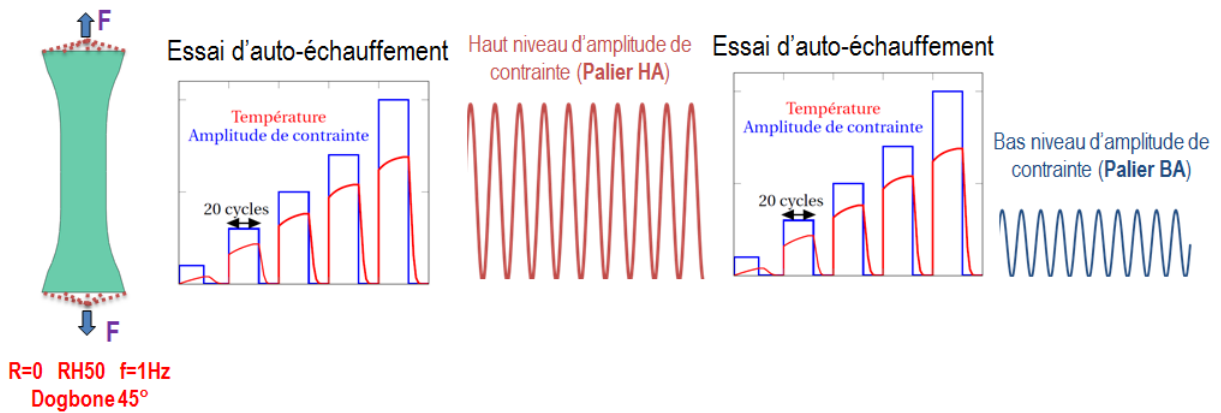
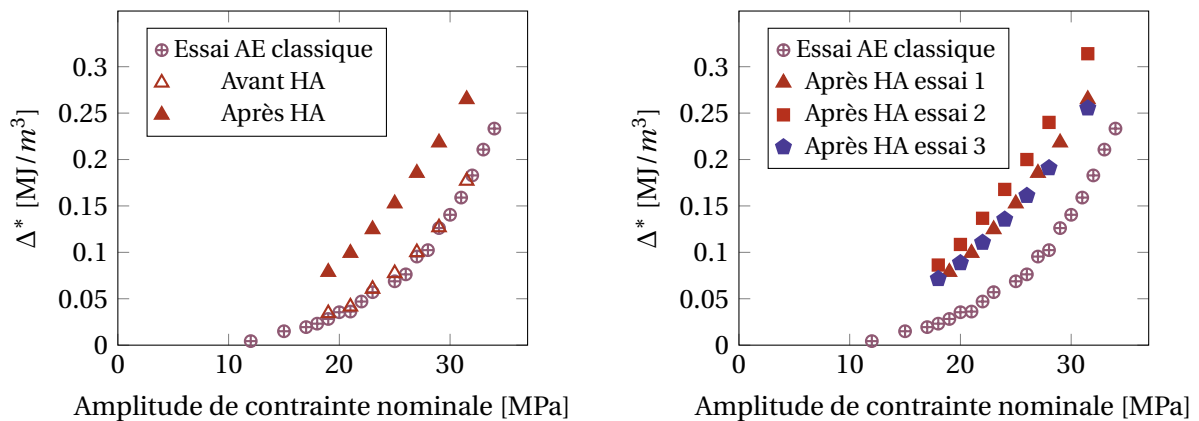


FIGURE 4.53 – Protocole expérimental des essais en deux blocs.



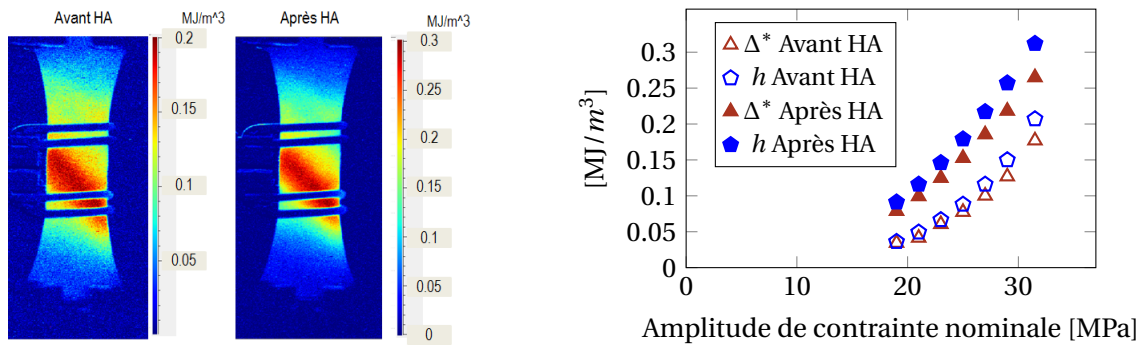
(a) Courbe d'auto-échauffement avant et après le palier HA (essai 1).

(b) Courbe d'auto-échauffement après le palier HA (trois essais).

FIGURE 4.54 – Évolution de la courbe d'auto-échauffement lors des enchainements de blocs. Éprouvettes Dogbone 45°, RH50, f=1Hz, R=0 et température ambiante.

La figure 4.55a montre que le champ d'énergie dissipée par cycle a la même allure avant et après le palier HA, donc l'augmentation de l'énergie dissipée par cycle semble être homogène. La correspondance entre l'aire de la boucle d'hystérèse et l'énergie dissipée par cycle avant et après le palier HA est illustré sur la figure 4.55b. Nous observons qu'il y a une bonne correspondance après le palier HA.

La figure 4.56 met en place l'ensemble des résultats sur la courbe de fatigue des éprouvettes Dogbone 45° en fonction de  $\Delta^*$ . Nous pouvons voir la position du palier HA par rapport à sa durée de vie estimée. Nous pouvons aussi voir l'emplacement des points de fatigue du palier BA des trois éprouvettes considérées et leur comparaison par rapport à un essai de fatigue classique à la même amplitude de contrainte nominale. L'influence du palier HA en termes d'énergie dissipée par cycle et de durée de vie sur le palier BA est très claire. Deux remarques



(a) Champ d'énergie dissipée par cycle avant et après le palier HA. (b) Correspondance entre  $h$  et  $\Delta^*$  (analyse globale) avant et après le palier HA.

FIGURE 4.55 – Champ d'énergie dissipée par cycle et correspondance entre  $h$  et  $\Delta^*$  avant et après le palier HA. Éprouvettes Dogbone 45°, RH50,  $f=1\text{Hz}$ ,  $R=0$  et température ambiante.

intéressantes peuvent être réalisées : par rapport aux paliers BA, si l'énergie dissipée par cycle est plus importante, la durée de vie sera plus courte, pour le même niveau de  $\Delta^*$  les points de fatigue des paliers BA sont éloignés d'environ une décade à droite par rapport au critère de fatigue. Ces deux observations montrent que la dispersion en termes de fatigue des éprouvettes est captée par l'énergie dissipée par cycle et que le critère de fatigue énergétique capte la tendance et est conservatif par rapport aux points de fatigue des paliers BA.

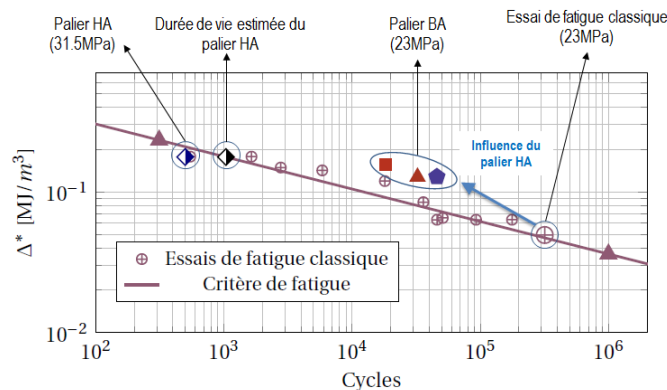


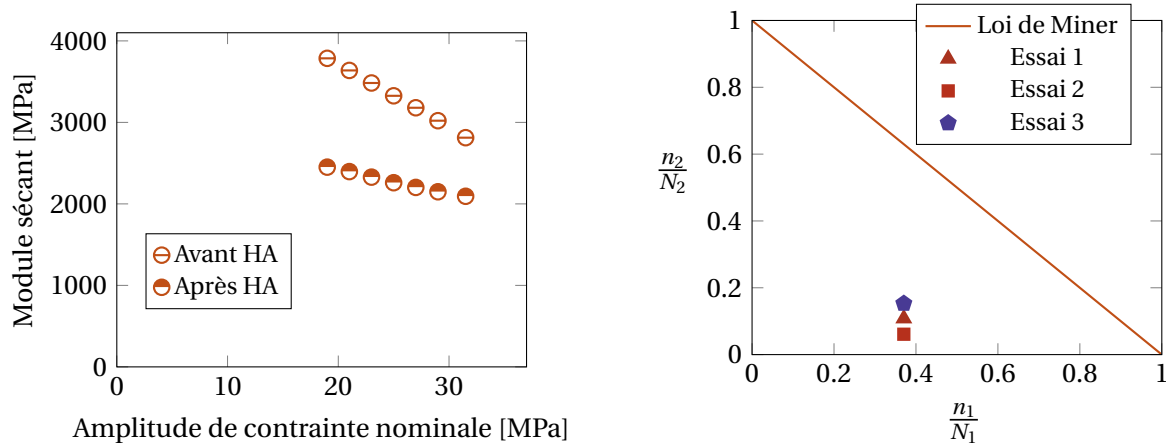
FIGURE 4.56 – Résultats en termes de fatigue en fonction de  $\Delta^*$  pour les enchainements de blocs. Éprouvettes Dogbone 45°, RH50,  $f=1\text{Hz}$ ,  $R=0$  et température ambiante.

La figure 4.57a montre l'évolution du module sécant avant et après le palier HA. Nous pouvons remarquer que la valeur du module sécant chute de façon importante après le palier HA et que la dépendance du module sécant à l'amplitude de contrainte nominale est moins marquée pour les points après le palier HA.

La figure 4.57b montre l'emplacement des essais réalisés par rapport à une loi de Miner classique, c'est-à-dire :

$$\sum_{i=1}^k \frac{n_i}{N_i} = 1 \quad (4.3)$$

où  $n_i$  est le nombre de cycles auxquels l'éprouvette a été soumise pour un niveau d'amplitude de contrainte nominale  $\sigma_i$  pour laquelle la durée de vie moyenne est de  $N_i$  cycles. Dans les cas étudiés,  $n_1=500$  cycles et  $N_1=1350$  cycles (palier HA).  $N_2=300000$  cycles et  $n_2$  est le nombre de cycles à rupture du palier BA pour chaque éprouvette. Nous observons qu'il n'y a pas une bonne correspondance entre les essais et la loi de Miner classique (et que cette loi de cumul est non conservative).



(a) Évolution du module sécant avant et après le palier HA.

(b) Comparaisons des points de fatigue des paliers BA par rapport à la loi de Miner classique.

FIGURE 4.57 – Évolution du module sécant et comparaison par rapport à la loi de Miner classique des enchainements de blocs. Éprouvettes Dogbone 45°, RH50,  $f=1\text{Hz}$ ,  $R=0$  et température ambiante.

#### 4.4.4 Essais de fatigue après fluage

Ce type d'essai est réalisé en deux temps : tout d'abord les éprouvettes sont soumises à un palier de fluage (contrainte constante pendant un certain temps). Cette étape est réalisée par Solvay *engineering plastics*. Ensuite, les éprouvettes sont envoyées à l'ENSTA Bretagne, où des essais d'auto-échauffement suivis d'un palier de fatigue jusqu'à la rupture de l'éprouvette sont réalisés. Le protocole expérimental de ce type d'essai est illustré sur la figure 4.58. L'objectif de ces essais est d'étudier l'influence d'un palier de fluage sur la courbe d'auto-échauffement et sur les propriétés en fatigue des éprouvettes.

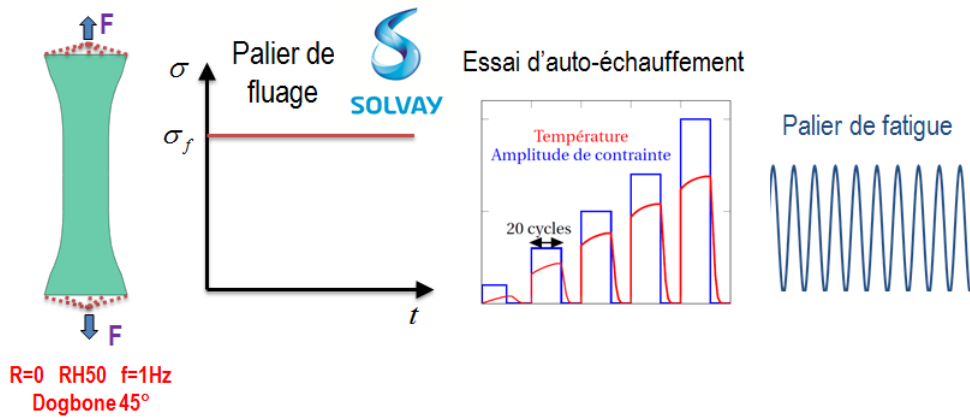
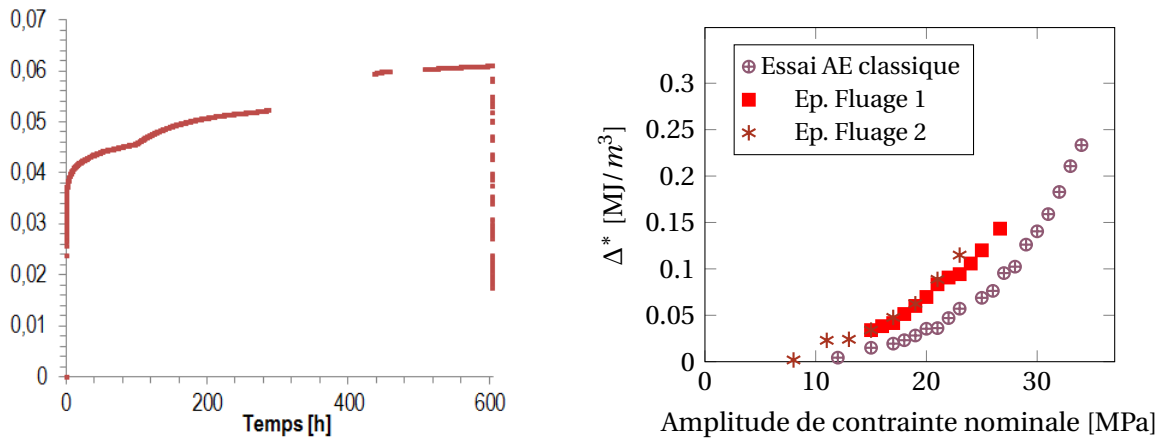


FIGURE 4.58 – Protocole expérimental des essais avec palier de fluage.

Deux éprouvettes ayant subi un palier de fluage ont été testées. La première a été soumise à une contrainte constante de 53.3MPa pendant trois semaines et la deuxième a été soumise à une contrainte constante de 54.2MPa pendant trois semaines. L'évolution de la déformation pendant le palier de fluage de la première éprouvette est montrée sur la figure 4.59a, cette déformation a été mesurée à l'aide d'une jauge de déformation collée dans la zone utile de l'éprouvette. Nous pouvons observer que la déformation augmente pendant tout le palier de fluage, la valeur maximale observée est d'environ 0.06. L'éprouvette est déchargée après environ 600h et une bonne partie de la déformation est recouverte très rapidement (en atteignant une valeur d'environ 0.015).

La figure 4.59b montre l'évolution des courbes d'auto-échauffement des éprouvettes ayant subi un palier de fluage par rapport à la courbe classique. Une augmentation de l'énergie dissipée par cycle est observée. Les courbes d'auto-échauffement des deux éprouvettes ayant subi un palier de fluage semblent être répétables, ce constat est un indicateur que l'endommagement dû au fluage pour chaque éprouvette est similaire. La figure 4.60 montre les résultats associés à la fatigue des éprouvettes ayant subi un palier de fluage (ep. fluage 1 et ep. fluage 2) par rapport au critère de fatigue et aux essais de fatigue classiques. Nous observons que l'éprouvette de fluage 1 testée avec une contrainte maximale nominale égale à la contrainte lors du palier du fluage ne présente pas une évolution remarquable en termes de durée de vie en fatigue par rapport à des essais de fatigue classique au même niveau de sollicitation (quatre essais de fatigue classiques ont été réalisés au même niveau d'amplitude de contrainte). L'éprouvette de fluage 2 a été testée avec une contrainte nominale maximale moins importante que celle du palier de fluage, nous observons une forte influence du palier de fluage par rapport à un essai de fatigue classique au même niveau de sollicitation. Comme dans le cas des enchaînements de blocs, le critère de fatigue énergétique est conservatif par rapport aux points de fatigue après le palier de fluage. Ces résultats montrent que l'influence de l'endommagement par fluage sur la durée de vie en fatigue sera importante pour les niveaux inférieurs à la contrainte de fluage. Mais lorsque la contrainte maximale de sollicitation cyclique est proche de la contrainte de fluage, l'influence semble moins marquée. Il faudrait réaliser une série d'essais avec palier de fluage pour vérifier si la dispersion des éprouvettes ayant un palier de fluage est similaire à celle des éprouvettes classiques.



(a) Déformation lors d'un palier de fluage.

(b) Courbes d'auto-échauffement des éprouvettes ayant un palier de fluage.

FIGURE 4.59 – Déformation lors d'un palier de fluage et courbes d'auto-échauffement des éprouvettes ayant un palier de fluage. Éprouvettes Dogbone 45°, RH50, f=1Hz, R=0 et température ambiante.

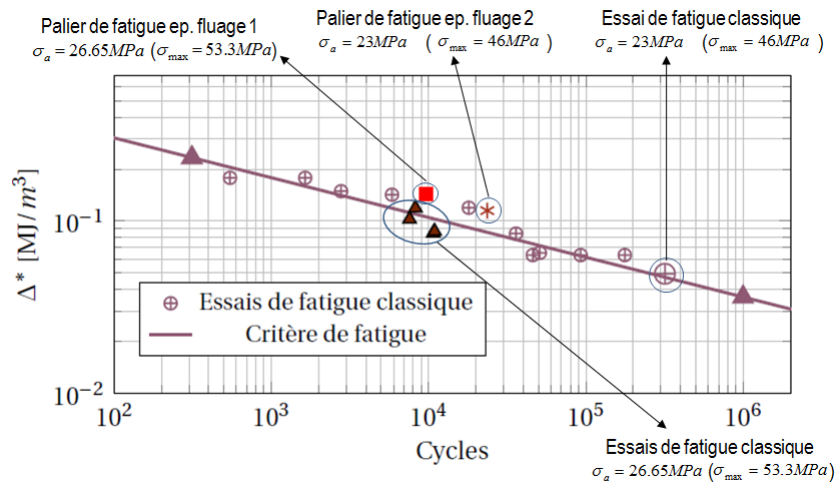
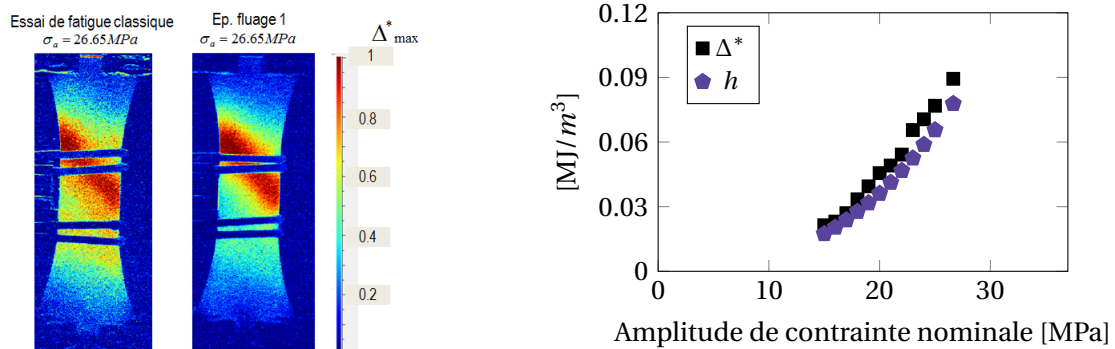


FIGURE 4.60 – Résultats en termes de fatigue en fonction de  $\Delta^*$  pour les essais après fluage. Éprouvettes Dogbone 45°, RH50, f=1Hz, R=0 et température ambiante.

Une autre observation intéressante sur les éprouvettes ayant subi un palier de fluage est l'évolution du champ d'énergie dissipée par cycle par rapport à une éprouvette de fatigue classique. La figure 4.61a montre le champ d'énergie dissipée par cycle de l'éprouvette fluage 1 et celui d'une éprouvette de fatigue classique au même niveau d'amplitude de contrainte nominale. Les champs ont été normalisés par rapport à la valeur maximale de  $\Delta^*$  mesurée sur chacune des éprouvettes. Nous remarquons que la distribution de  $\Delta^*$  est plus « localisée » dans le cas de l'éprouvette « fluage 1 ». Il semble ainsi que l'endommagement est plus localisé dans le cas d'un palier de fluage par rapport à l'endommagement produit par un chargement de fatigue. La correspondance entre l'aire de la boucle d'hystérèse et l'énergie dissipée par cycle pour l'éprouvette fluage 1 est illustrée sur la figure 4.61b. Nous observons qu'il y a une bonne correspondance entre les évolutions de  $h$  et  $\Delta^*$ .



(a) Allure du champ d'énergie dissipée par cycle de l'éprouvette fluage 1 et d'une éprouvette de fatigue classique au même niveau d'amplitude de contrainte nominale.

(b) Correspondance entre  $h$  et  $\Delta^*$  (analyse globale) pour l'éprouvette fluage 1.

FIGURE 4.61 – Champ d'énergie dissipée par cycle et correspondance entre  $h$  et  $\Delta^*$  des éprouvettes ayant subi un palier de fluage. Éprouvettes Dogbone 45°, RH50,  $f=1\text{Hz}$ ,  $R=0$  et température ambiante.

#### 4.4.5 Bilan

Les observations les plus importantes sur les chargements mécaniques complexes sont :

##### Variation du rapport de charge

- la courbe d'auto-échauffement dépend de manière logique du rapport de charge ;
- les paramètres du critère de fatigue énergétique semblent être constants pour les trois rapports de charge positifs considérés ;
- les essais de fatigue réalisés à Solvay *engineering plastics* ( $f=3\text{Hz}$ ,  $R=0.1$  et convection forcée) ont une durée de vie plus importante pour le même niveau contrainte maximale que les essais réalisés à l'ENSTA Bretagne ( $f=1\text{Hz}$ ,  $R=0.1$  et convection naturelle). Ceci pourrait être lié au fait que le fluage est plus important lorsque la fréquence diminue ;
- pour le rapport de charge  $R=-1$  une bonne correspondance entre l'aire de la boucle d'hystérèse et l'énergie dissipée par cycle a également été observée ;
- les paramètres du critère de fatigue énergétique évoluent fortement entre un rapport de charge  $R=0$  et  $R=-1$  ;
- l'évolution de l'aire de la boucle d'hystérèse pendant les essais de fatigue a un comportement similaire pour les rapports de charge  $R=0$  et  $R=-1$ .

##### Essais de fatigue interrompus

La question était ici de valider si l'utilisation de l'énergie dissipée par cycle évaluée sur quelques cycles initiaux du palier de chargement pouvait être représentative de l'énergie dissipée tout au long de l'essai de fatigue. Pour répondre à cette question, nous avons réalisé des essais de



fatigue interrompus et mesuré les courbes d'auto-échauffement et l'aire de la boucle d'hystérèse pour différents nombres de cycles, correspondant à différents pourcentages de la durée de vie attendue.

- la première conclusion est que les évolutions de l'aire de la boucle d'hystérèse et de l'énergie dissipée par cycle sont bien corrélées sur les essais d'auto-échauffement effectués lors des interruptions de l'essai de fatigue. Il semble donc que la corrélation entre ces deux valeurs ne soit pas impactée de manière sensible par une variable d'histoire de fatigue (plasticité, endommagement). Comme l'aire de la boucle d'hystérèse stabilise lors des essais de fatigue continus, cela paraît indiquer que l'énergie dissipée par cycle stabilise également lors des essais de fatigue continus ;
- par ailleurs, l'évolution constatée sur la valeur de l'énergie dissipée par cycle entre la valeur initiale et celle stabilisée, que ce soit pour des essais continus ou interrompus, n'impacte pas de manière importante la pertinence du critère de fatigue identifié et il ne semble donc pas nécessaire, en première approximation, de décrire l'évolution de l'énergie dissipée par cycle lors de l'essai de fatigue. Il nous semble donc qu'une évaluation initiale de l'énergie dissipée par cycle est pertinente ;
- nous observons également des différences intéressantes entre les essais de fatigue interrompus et les essais continus. Nous constatons tout d'abord une augmentation sensible de la durée de vie pour l'essai de fatigue interrompu (facteur 2) par rapport à la prédiction obtenue pour un essai de fatigue continu. D'autre part, les cinétiques d'évolution de l'aire de la boucle d'hystérèse observées pour des essais de fatigue continus ou interrompus ne semblent pas être identiques. En effet, dans le cas des essais de fatigue continus (menant à une durée de vie égale ou supérieure à  $10^4$  cycles), la stabilisation s'effectue en moins de 10% de la durée de vie. Pour l'essai interrompu considéré, cette stabilisation s'opère beaucoup plus progressivement, après environ 25% de la durée de vie effectivement observée (50% de la durée de vie prédite pour un essai continu). Il semble donc que les paliers de recouvrement aient un rôle bénéfique sur la durée de vie en retardant l'atteinte d'un état de dissipation stabilisé. Cette conclusion reste clairement à étoffer au travers d'une campagne expérimentale plus large.

#### Enchaînement de blocs

- après le palier HA les éprouvettes présentent une augmentation importante de l'énergie dissipée par cycle (pour le même niveau de  $\sigma_a$ ) ;
- la durée de vie du palier BA est très réduite par rapport à un essai de fatigue classique au même niveau de  $\sigma_a$  ;
- l'énergie dissipée par cycle après le palier HA est inversement proportionnelle à la durée de vie du palier BA ;
- le critère de fatigue est conservatif par rapport aux points de fatigue des paliers BA.
- l'approche par loi de Miner donne des résultats non conservatifs.



### Essais de fatigue après fluage

- après le palier de fluage les éprouvettes présentent une augmentation importante de l'énergie dissipée par cycle (pour le même niveau de  $\sigma_a$ ) ;
- lorsque la valeur maximale de la contrainte cyclique est égale à la contrainte du palier de fluage, il semble avoir peu d'influence du palier de fluage sur la durée de vie en fatigue. Ceci semble montrer que l'endommagement causé par le chargement cyclique est prépondérant par rapport à celui causé par le chargement statique ;
- lorsque la valeur maximale de la contrainte cyclique est moins importante que la contrainte du palier de fluage, l'influence du palier de fluage est visible ;
- les points de fatigue après le palier de fluage sont bien corrélés au critère de fatigue énergétique.

## 4.5 Chargements mécaniques simples pour différentes conditions thermo-hygrométriques (température et teneur en humidité)

### 4.5.1 Dispositif expérimental

Ce type d'essais est réalisé dans l'enceinte thermo-hygrométrique pour maîtriser la température et l'humidité relative des éprouvettes. Le dispositif expérimental est montré sur la figure 4.62. Pour pouvoir mesurer la température de l'éprouvette à l'intérieur de l'enceinte, une vitre avec une transmittance très élevée est utilisée, de façon que le rayonnement émis par l'éprouvette arrive aux capteurs de la caméra en limitant au maximum les pertes dues à l'absorption et aux réflexions de la vitre. Tel que montré sur la figure 4.62, la caméra est inclinée par rapport à la vitre, cette configuration est nécessaire pour éviter l'effet Narcisse lors des mesures infrarouges. L'effet Narcisse apparaît lorsque l'objectif de la caméra est parallèle à la vitre. A cause des réflexions dans la vitre, la caméra mesure la température de son propre capteur reflété dans la vitre. Le protocole expérimental pour l'obtention de la courbe d'auto-échauffement est inchangé. Il faut remarquer que pour les essais réalisés avec la vitre, la calibration constructeur pour la caméra infrarouge est utilisée parce que la calibration pixel-à-pixel n'a pas été identifiée pour des mesures avec la vitre.

## 4.5. Chargements mécaniques simples pour différentes conditions thermo-hygrométriques (température et teneur en humidité)

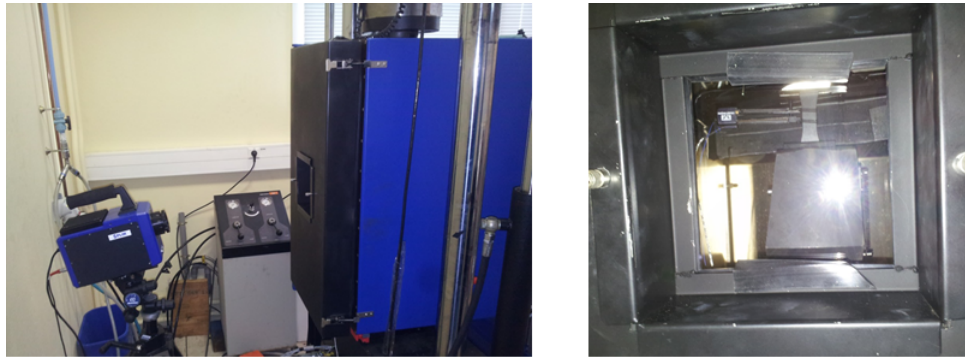
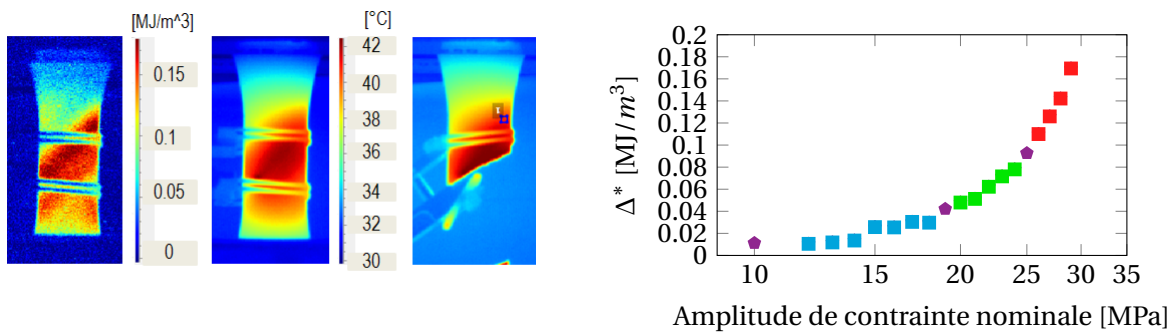


FIGURE 4.62 – Dispositif expérimental des essais avec température et humidité contrôlées.

### 4.5.2 Résultats

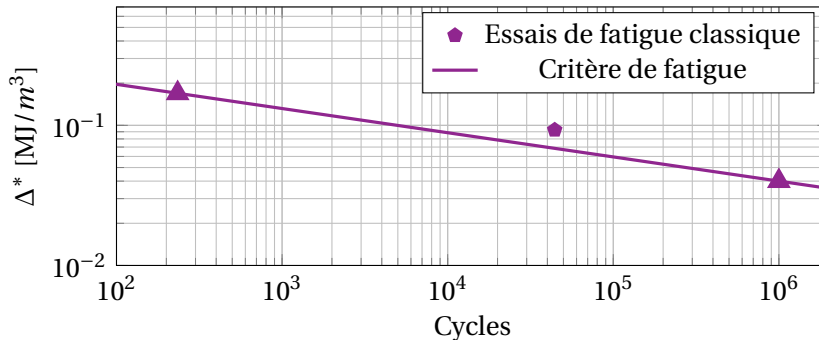
Pour l'identification du critère de fatigue, deux conditions thermo-hygrométriques ont été considérées. La première utilise des éprouvettes Dogbone 45° ayant une teneur en humidité de RH80 et testées à température ambiante. La deuxième utilise des éprouvettes Dogbone 45° ayant une teneur en humidité de RH50 et testées à une température de 60°C. Les données relatives à l'identification du critère de fatigue sont montrées sur les figures 4.63 et 4.64. Il n'y a qu'un seul point de fatigue pour chaque condition thermo-hygrométrique. Dans les deux cas le point est proche du critère de fatigue. Comme les éprouvettes Dogbone 45° RH80 ont été testées à température ambiante, la vitre n'a pas été utilisée pour l'essai d'auto-échauffement. C'est pourquoi les champs mesurés sur ce cas d'éprouvettes sont plus nets par rapport à ceux des éprouvettes Dogbone RH50 testées à 60°C (le champ devient un peu flou à cause de la vitre). La figure 4.65 montre, d'une part, les comparaisons des courbes d'auto-échauffement de toutes les conditions thermo-hygrométriques des éprouvettes Dogbone 45° à R=0 et, d'autre part, les comparaisons des critères de fatigue et des points de fatigue de chacune des conditions. Nous pouvons observer que pour les éprouvettes RH50 à température ambiante ou à 60°C, les courbes d'auto-échauffement sont très proches. Pour les éprouvettes RH80 à température ambiante, la courbe d'auto-échauffement est légèrement décalée vers le haut.

Comme l'illustre la figure 4.65b, le critère identifié pour RH50 à 60°C et RH80 à température ambiante sont très proches et celui identifié pour RH50 à température ambiante est légèrement décalé vers le haut. Un essai de fatigue réalisé à 80°C et RH50 est également présenté (le critère de fatigue n'a pas été identifiée pour ces conditions thermo-hygrométriques). Pour mieux comprendre ces résultats, il faut déterminer l'écart à la  $T_g$  de chaque condition. Le but est de savoir si l'équivalence en terme de fatigue observée est traduite par un écart à la  $T_g$  similaire (cf. §1.4.4). D'après la figure 1.23a, nous pouvons déterminer que pour le cas RH50 la température de transition vitreuse est autour de 20°C et pour le cas RH80 celle-ci est autour de -10°C. L'écart à la température de transition vitreuse ( $T - T_g$ ) des éprouvettes RH50 à température ambiante est donc autour de 5°C. Pour les éprouvettes RH80 à température ambiante, il est autour de 35°C, pour les éprouvettes RH50 à une température de 60°C, il est autour de 40°C et pour l'éprouvette RH50 à une température de 80°C, il est autour de 60°C. Pour mieux apprécier l'écart à la température transition vitreuse pour chacune des conditions thermo-hygrométriques, la figure 4.66 montre l'évolution de la  $T_g$  en fonction de la teneur en humidité en parallèle des points correspondants à chacune des conditions thermo-hygrométriques.



(a) Champ d'énergie dissipée par cycle, point chaud et rupture ( $\sigma_a=29\text{MPa}$ ).

(b) Régimes observés (les marqueurs décrivent les régimes).



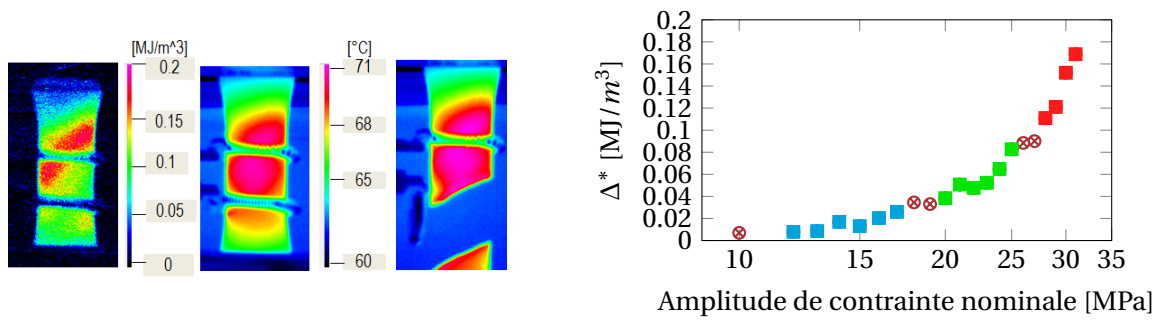
(c) Courbe de Wöhler en fonction de  $\Delta^*$ .

FIGURE 4.63 – Identification du critère de fatigue à température ambiante et RH80. Éprouvettes Dogbone 45°,  $f=1\text{Hz}$  et  $R=0$ .

Nous pouvons voir ainsi que l'équivalence ( $T - T_g$ ) semble expliquer les résultats observés en termes de fatigue puisque le seul cas qui est légèrement décalé (RH50 à température ambiante) est aussi le cas qui a un écart à la  $T_g$  différent (cf. Fig.4.65a). Par ailleurs, le critère de fatigue énergétique est raisonnablement unifié pour toutes les conditions thermo-hygrométriques considérées (cf. Fig.4.65b).

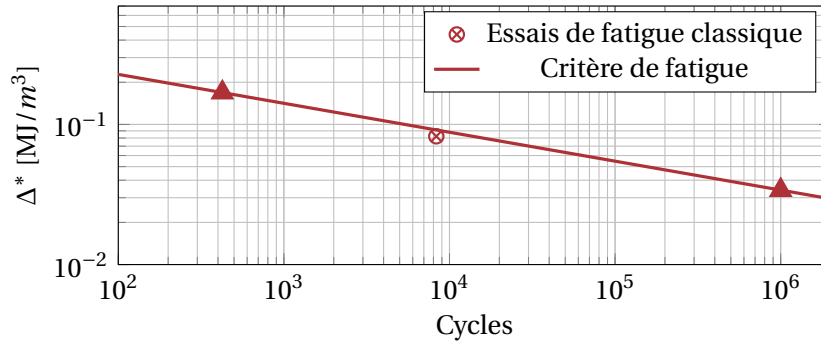
La figure 4.67a montre la comparaison de la mesure de l'énergie dissipée par cycle dans des conditions thermo-hygrométriques similaires, mais avec et sans la vitre. Cette figure montre que l'influence de la vitre est négligeable dans la mesure de l'énergie dissipée par cycle. La figure 4.67b montre la comparaison entre le cas de RH50 à température ambiante avec quelques paliers réalisés pour le cas RH50 à 80°C. Nous pouvons observer que l'augmentation de l'énergie dissipée n'est pas très importante (autour de 35%) même si la différence des écarts à la  $T_g$  des deux conditions est de l'ordre de 55°C.

#### 4.5. Chargements mécaniques simples pour différentes conditions thermo-hygrométriques (température et teneur en humidité)



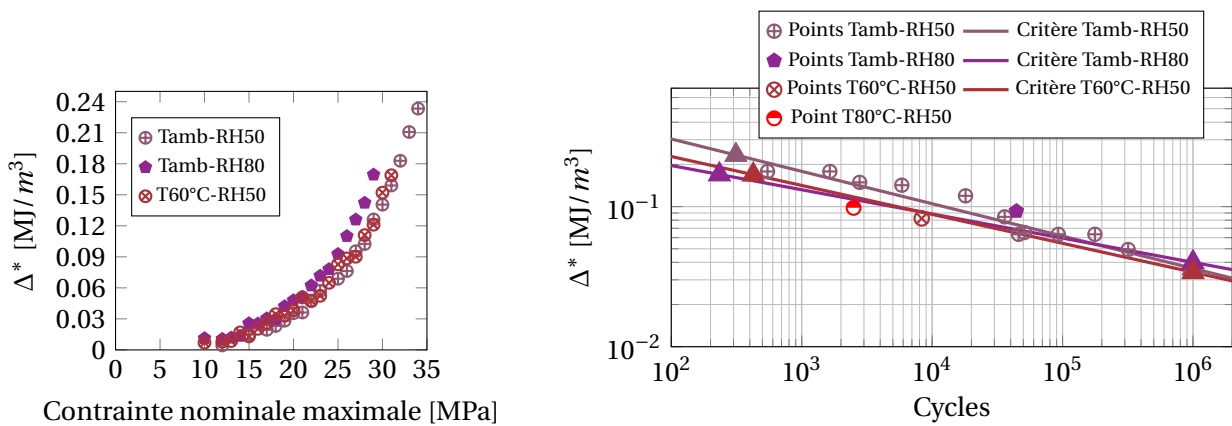
(a) Champ d'énergie dissipée par cycle, point chaud et rupture ( $\sigma_a=31\text{MPa}$ ).

(b) Régimes observés (les marqueurs décrivent les régimes).



(c) RH50.

FIGURE 4.64 – Identification du critère de fatigue à 60°C et RH50. Éprouvettes Dogbone 45°,  $f=1\text{Hz}$  et  $R=0$ .



(a) Comparaisons des courbes d'auto-échauffement de toutes les conditions thermo-hygrométriques considérées.

(b) Critères de fatigue et points de fatigue de chacune des conditions.

FIGURE 4.65 – Courbes d'auto-échauffement et critère de fatigue de toutes les conditions thermo hygrométriques considérées. Dogbone 45°,  $f=1\text{Hz}$  et  $R=0$ .

#### 4.5.3 Bilan

Les observations les plus importantes sur les chargements mécaniques simples pour différents couples thermo-hygrométriques sont :

- Les points de fatigue sont proches du critère de fatigue pour chacune des conditions

thermo-hygrométriques étudiées ;

- le critère de fatigue semble être unifié pour les conditions thermo-hygrométriques étudiées. L'ensemble de ces conditions correspondent à un écart  $T - T_g > 0$ .

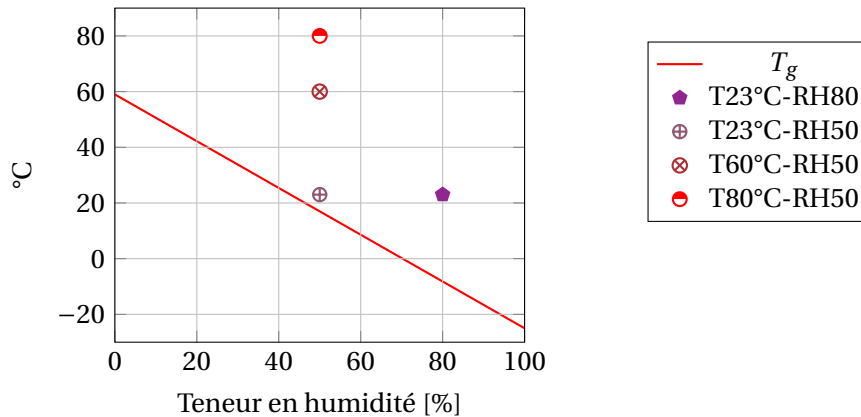
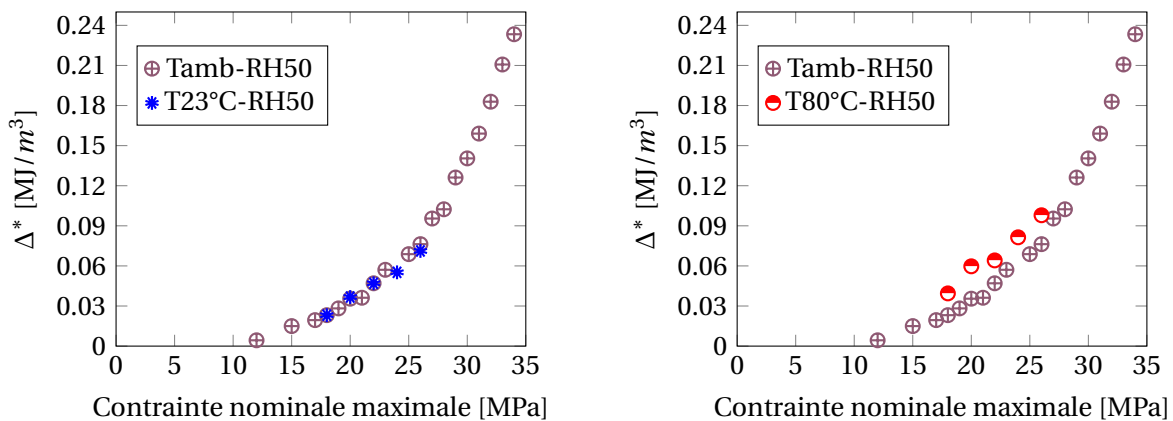


FIGURE 4.66 – Conditions thermo-hygrométriques considérées par rapport à la  $T_g$ .



(a) Comparaison du calcul de l'énergie dissipée par cycle dans des conditions thermo-hygrométriques similaires avec et sans la vitre.

(b) Comparaison entre le cas de RH50 à température ambiante et celui de RH50 à 80°C.

FIGURE 4.67 – Influence de la vitre dans le calcul de l'énergie dissipée par cycle et comparaison avec le cas de RH50 à 80°C. Éprouvettes Dogbone 45°,  $f=1\text{Hz}$  et  $R=0$ .

## 4.6 Bilan pour les éprouvettes simples

L'ensemble des résultats montrés sur les éprouvettes simples nous permet de comparer les influences des différents facteurs en termes de microstructure, rapport de charge, histoire de chargement et conditions thermo-hygrométriques par rapport au critère de fatigue énergétique utilisé. Ainsi, nous pouvons tirer les conclusions suivantes.

### 1- Tout d'abord, en ce qui concerne le comportement thermomécanique des éprouvettes :

- il y a une bonne correspondance entre l'énergie dissipée par cycle et l'aire de la boucle d'hystérèse. Ceci a été constaté pour les éprouvettes Dogbone pour toutes les orientations à  $R=0$

et  $R=-1$ . La correspondance a également été vérifiée pour les éprouvettes ayant une histoire de chargement.

- si l'orientation des fibres est à  $45^\circ$ , il y a une composante de l'énergie dissipée liée au cisaillement qui n'est pas associée à la fatigue. La dissipation des éprouvettes Dogbone est proche de celle de leur couche la plus raide (peau ou cœur) pour le même niveau d'amplitude de contrainte nominale. Ceci montre que l'énergie dissipée par cycle mesurée sur les éprouvettes Dogbone est représentative de la couche qui pilote le comportement en fatigue.
- nous observons un classement logique de la dissipation vis-à-vis du module sécant pour ces essais pilotés en amplitude d'effort. Une perspective à court terme (non menée ici faute de temps), serait d'investiguer l'évolution du ratio entre énergie dissipée et énergie élastique « sécante ».
- l'évolution de la courbe d'auto-échauffement en fonction du conditionnement des éprouvettes reste très limitée pour les conditions testées (ici,  $T - T_g > 0$ ).

### 2- Par rapport à la démarche de prédiction rapide des propriétés en fatigue :

L'identification du critère de fatigue peut être réalisée dans une journée d'essais. L'identification empirique mise en place de la limite d'endurance à  $10^6$  cycles semble valide pour les cas considérées. Même si le palier mené jusqu'à la rupture utilisé pour l'identification du critère présente une durée de vie très courte (de l'ordre des centaines de cycles), le critère est bien corrélé aux essais de fatigue ayant une durée de vie plus importante. Les variations de l'énergie dissipée par cycle au cours de la durée de vie sont négligeables vis-à-vis du critère de fatigue. Les chargements mécaniques complexes nous ont également permis de voir tout d'abord que l'évolution de l'énergie dissipée pendant un essai de fatigue à des durées de vie courtes est négligeable par rapport au critère de fatigue.

### 3- Le critère de fatigue utilisé est raisonnablement unifié lorsque :

- l'orientation des fibres est longitudinale ou transversale par rapport à la direction de chargement.
- le rapport de charge reste positif (cas  $R=0, 0.1, 0.3$  testés) ;
- les conditions d'environnement (et de conditionnement ici) correspondent à un écart ( $T - T_g > 0$ ). Les conditions en dessous de la  $T_g$  seront abordées dans le chapitre suivant sur les éprouvettes de structure.

### 4- Le critère de fatigue donne des résultats conservatifs (de 1/2 à 1 décade) lorsque :

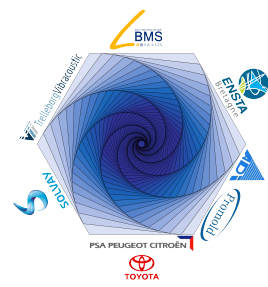
- le rapport de charge est de  $-1$  ;
- l'orientation moyenne est de  $45^\circ$  (éprouvettes Dogbone ou amincies) ;
- l'histoire du chargement est complexe (intégration de pauses, succession de blocs, enchaînement de fluage puis de fatigue) ;

Pour ces 3 cas, induisant respectivement de la compression, du cisaillement ou un paramètre

d'histoire (qui reste à déterminer), la relation entre l'énergie dissipée et la durée de vie en fatigue est différente. La compréhension de ces aspects, via des mesures microstructurales et l'analyse par un modèle de comportement *ad hoc*, constitue une perspective majeure de cette étude.

5- La localisation (occasionnelle ou systématique) de la rupture en dehors de la zone mesurée par extensométrie et/ou l'apparition de bandes de localisation de la dissipation, n'a pas permis une investigation poussée d'autres critères de ruine (chute de raideur ou plasticité cumulée).

6- L'histoire du chargement, observée pour des essais de fatigue interrompus, des enchaînements de blocs cycliques et des essais combinant une étape de fluage suivie d'un chargement cyclique, conduit à une modification de l'énergie dissipée et de la durée de vie. Les évolutions de l'énergie dissipée et de la durée de vie observées pour ces éprouvettes montrent clairement la même tendance et la dispersion entre éprouvettes est bien captée. Néanmoins, le critère identifié et validé pour des chargements cycliques simples sous-estime la durée de vie de 1/2 à 1 décade. Comme évoqué plus haut, le critère énergétique identifié pour un chargement cyclique mono-niveau est conservatif, au contraire d'une approche de type Miner. La différence constatée reste à expliquer car si l'évolution du module sécant explique correctement cette tendance (diminution du module sécant donc augmentation de l'énergie élastique pour ces essais pilotés en effort), les causes mécaniques (endommagement, visco-élasticité, plasticité) restent à identifier.



# Analyse sur éprouvettes de structures

## Sommaire

---

<b>5.1 Schéma de présentation des résultats</b> . . . . .	<b>153</b>
5.1.1 Rappel de la géométrie des éprouvettes . . . . .	154
5.1.2 Données associées au comportement . . . . .	154
5.1.3 Données associées à la ruine . . . . .	155
<b>5.2 Détermination du champ de couplage thermoélastique</b> . . . . .	<b>155</b>
<b>5.3 Éprouvettes Wavy 1</b> . . . . .	<b>156</b>
5.3.1 Résultats des essais réalisés à température ambiante, R=0 et RH50. . . . .	158
5.3.2 Résultats des essais réalisés à température ambiante, R=0 et DAM. . . . .	165
5.3.3 Bilan sur les éprouvettes Wavy 1 . . . . .	171
<b>5.4 Éprouvettes Wavy 2</b> . . . . .	<b>173</b>
5.4.1 Résultats des essais réalisés à température ambiante, R=0 et RH50. . . . .	173
5.4.2 Résultats des essais réalisés à température ambiante, R=0 et DAM. . . . .	179
5.4.3 Bilan sur les éprouvettes Wavy 2 . . . . .	183
<b>5.5 Eprouvettes T-Bone 1A et 1B</b> . . . . .	<b>186</b>
5.5.1 Résultats des essais réalisés en traction cyclique à température ambiante, R=0 et RH50 . . . . .	186
5.5.2 Résultats des essais réalisés en flexion cyclique à température ambiante, R=0 et RH50 . . . . .	201
5.5.3 Bilan des éprouvettes T-Bone 1A et 1B . . . . .	209
<b>5.6 Bilan pour les éprouvettes de structure</b> . . . . .	<b>214</b>

---

## 5.1 Schéma de présentation des résultats

Comme dans le chapitre précédent, les résultats obtenus sur les éprouvettes de structure seront toujours séparés en deux parties, ceux associés au comportement et ceux associés à la ruine par fatigue.



### 5.1.1 Rappel de la géométrie des éprouvettes

Une présentation approfondie de la géométrie et de l'injection des éprouvettes de structure est disponible dans le chapitre 3. La figure 5.1 rappelle la géométrie et la position du seuil d'injection des éprouvettes de structure utilisées.

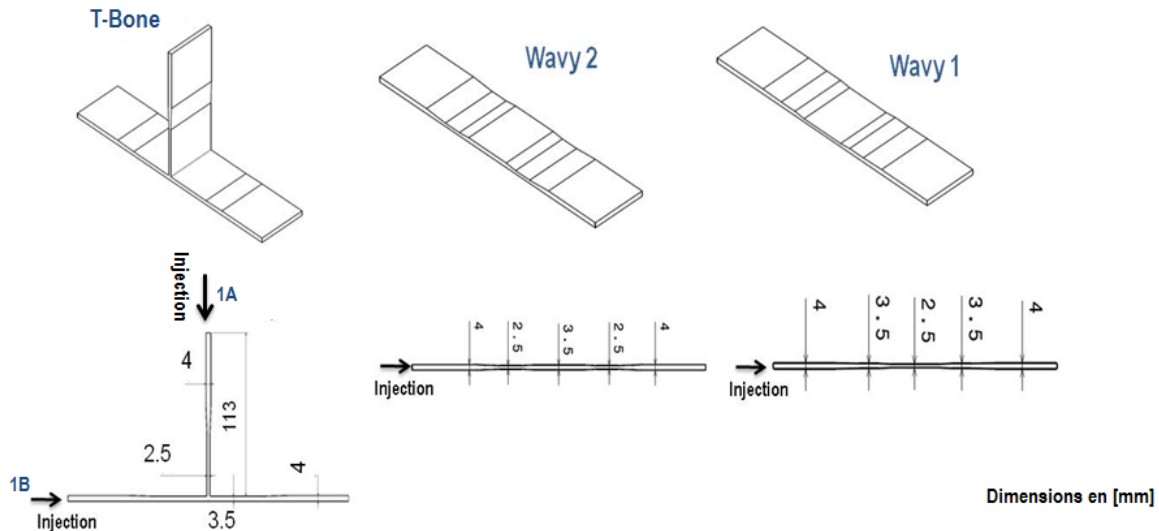


FIGURE 5.1 – Rappel des géométries et de la façon d’injecter les éprouvettes de structure (pour les T-Bone, l’injection se fait soit par l’emplacement 1A, soit par l’emplacement 1B).

### 5.1.2 Données associées au comportement

La façon de présenter les données pour les éprouvettes de structure sera similaire à celle utilisée pour les éprouvettes Dogbone. Chaque éprouvette de structure sera présentée séparément. Les données associées au comportement peuvent être mécaniques ou thermiques.

- **Données mécaniques**

Pour le cas des éprouvettes de structure, l’aire de la boucle d’hystérèse (notée  $h$ ), le module sécant (noté  $E_s$ ) et la déformation résiduelle (notée  $\varepsilon_r$ ) seront présentés d’une façon similaire à celle des éprouvettes Dogbone. Il faut remarquer qu’étant donné la complexité de ce type d’éprouvettes, ces données mécaniques seront purement des moyennes. Nous parlerons plutôt de l’aire de la boucle d’hystérèse moyenne locale ( $h_{ml}$ ) et du module sécant local apparent  $E_{sla}$ , car la contrainte est moyennée sur une section hétérogène en terme d’orientation de fibre et la déformation est mesurée de façon moyenne avec l’extensomètre. Nous montrerons aussi la cartographie de déformation obtenue grâce aux mesures de stéréo-corrélation d’images.

- **Données thermiques**

L’énergie dissipée par cycle (noté  $\Delta^*$ ) est la donnée thermique principale étudiée. Celle-ci sera présentée en fonction de l’amplitude d’effort<sup>1</sup>  $F_a$  (courbe d’auto-échauffement). Pour les éprouvettes de structure,  $\Delta^*$  sera toujours calculée selon une approche considérant un état transitoire, car le champ d’énergie dissipée par cycle sera toujours hétérogène.

<sup>1</sup>Définie comme l’effort maximum moins l’effort minimum divisé par 2.

### 5.1.3 Données associées à la ruine

Pour le cas des éprouvettes de structure, les courbes de Wöhler en fonction de  $\Delta^*$  seront aussi présentées en retenant l'analyse locale évoquée pour le cas des éprouvettes Dogbone, c'est-à-dire, l'énergie dissipée par cycle, calculée au niveau de la zone de rupture (point chaud). Le choix des régimes dans la courbe présentant l'énergie dissipée par cycle en fonction du chargement et les points utilisés pour l'identification du critère de fatigue seront toujours spécifiés. Finalement, les faciès de rupture seront présentés dans le but d'étudier les différents modes de rupture observés et leur relation avec la zone d'initiation déduite des mesures thermiques (point chaud).

## 5.2 Détermination du champ de couplage thermoélastique

Comme les éprouvettes de structure présentent des états d'orientation complexes mais également des gradients mécaniques engendrés par des accidents géométriques, il est important de proposer des analyses permettant d'étudier ces hétérogénéités. Le champ d'énergie dissipée par cycle obtenu à l'aide de la méthode décrite dans le chapitre 4 est le premier protocole d'analyse permettant de mesurer les hétérogénéités des éprouvettes, celui-ci donne une idée de la dissipation locale. Le deuxième protocole d'analyse est la mesure du champ de déplacement obtenu par stéréo-corrélation d'images (dispositif expérimental présenté dans le chapitre 3). Celui-ci donne accès à la déformation surfacique locale. Pour enrichir la compréhension des hétérogénéités nous proposons également un protocole d'analyse permettant d'estimer le champ de contraintes. Celui-ci est basé sur l'estimation du champ de couplage thermoélastique, lequel est directement proportionnel à la variation de la trace du tenseur des contraintes. La figure 5.2a illustre la variation de température d'un échantillon (moyennée sur sa zone utile par exemple) soumis à un effort sinusoïdal. Comme nous l'avons montré dans le chapitre 2, la composante oscillatoire du signal de température décrit le couplage thermoélastique. Pour mesurer le couplage thermoélastique il faut donc déterminer la température maximale (correspondant à l'effort minimal) et la température minimale (correspondant à l'effort maximal) de chaque cycle de chargement. Cependant, si la fréquence d'acquisition de la caméra infrarouge est moins importante que la fréquence de chargement, il n'est pas possible d'avoir accès au couplage thermoélastique pour chaque cycle de chargement. Par contre, si nous considérons que la fréquence de chargement est plus importante que la fréquence d'acquisition de la caméra et dans le cas où le rapport entre les deux n'est pas un nombre entier, nous pouvons obtenir le couplage thermoélastique sur plusieurs cycles par effet stroboscopique. La figure 5.2b illustre le signal de température mesuré avec une fréquence d'acquisition de 0.7 images par seconde (soit une image toutes les 1.43s) par rapport à une fréquence de chargement de 1Hz. Nous pouvons observer que le couplage thermoélastique peut être déterminé sur environ 9 cycles de chargement. Pour estimer le champ de couplage thermoélastique, il faut donc déterminer les images correspondants à la position d'effort minimal et maximal sur 9 cycles de chargement, tel qu'illustré sur la figure 5.2c. La différence entre les deux images donne accès au champ de couplage thermoélastique. Deux remarques importantes doivent être faites sur cette approche :

- les images utilisées pour obtenir le champ de couplage thermoélastique ne sont pas rigoureusement dans la même configuration mécanique, donc il y aura toujours une

erreur liée aux positions différentes des points matériels entre les images. Mais, si les déplacements sont suffisamment faibles vis-à-vis des gradients décrits sur la zone d'étude, cette erreur peut être négligée. Les déplacements varient en fonction des éprouvettes et des niveaux de chargement mécanique (pouvant arriver à environ 3mm) ;

- la moyenne temporelle cyclique de la température est en général différente de zéro, ceci est illustrée sur la figure 5.2 par le fait que la moyenne temporelle cyclique de la température est croissante. Ceci entraîne une erreur supplémentaire due au fait que les images utilisées pour l'estimation du champ de couplage thermoélastique ont une composante liée à l'augmentation moyenne de la température. Pour limiter cette erreur dans la suite, le champ de couplage thermoélastique sera calculé lorsque la moyenne temporelle cyclique de la température arrive à un état stabilisé (cf. §2.1.3).

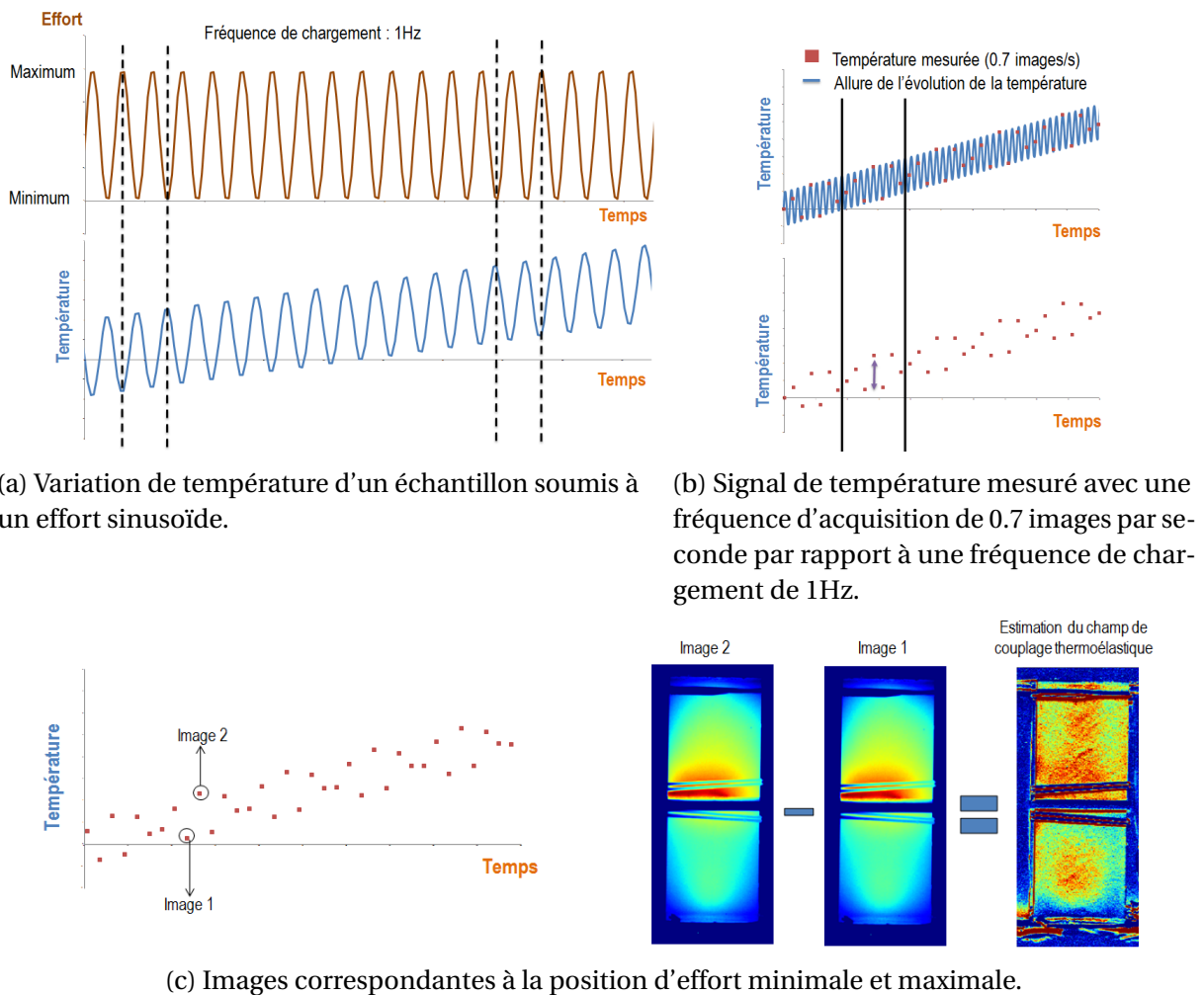


FIGURE 5.2 – Estimation du champ de couplage thermoélastique. Illustration sur des éprouvettes TBone 1B.

### 5.3 Éprouvettes Wavy 1

La caractéristique principale de ces éprouvettes est une réduction suivie d'une augmentation de l'épaisseur dans leur zone utile. Il y a donc deux zones considérées comme critiques en termes

de gradients mécaniques : la première est la zone où l'épaisseur finit de diminuer par rapport à l'injection de l'éprouvette, appelée **zone convergente** (parce que l'écoulement est convergent à cet endroit lors de l'injection) et la deuxième est la zone où l'épaisseur commence à augmenter par rapport à l'injection de l'éprouvette, appelée **zone divergente** (parce que l'écoulement est divergent à cet endroit lors de l'injection). La localisation de ces zones est illustrée sur la figure 5.3.

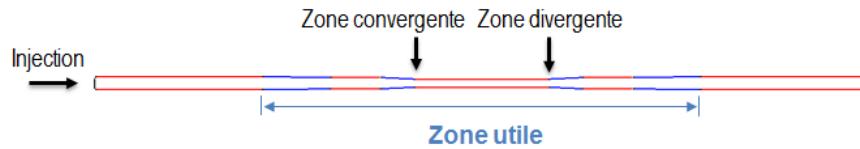


FIGURE 5.3 – Localisation de la zone convergente et de la zone divergente des éprouvettes Wavy 1 (la zone utile est celle qui n'est pas prise dans les mors).

Au niveau de la zone divergente, nous constatons un défaut surfacique de « givrage » visible comme une ligne blanche dans la largeur de l'éprouvette (visible sur les deux faces de l'éprouvette), telle que montrée dans la figure 5.4. Ce défaut apparaît systématiquement sur toutes les éprouvettes Wavy 1 utilisées au cours de la thèse. Pour étudier l'épaisseur affecté par ce défaut, des mesures MEB ont été réalisées au niveau de cette ligne blanche. La figure 5.5 montre, sur le côté gauche, les fibres au niveau de l'épaisseur (2.5mm) et, sur le côté droit, un zoom sur les premiers  $300\mu\text{m}$  d'épaisseur. Nous pouvons observer que les micro-craquelures (givrage) apparaissent sur environ  $100\mu\text{m}$  de profondeur à partir du bord de l'éprouvette. Si nous prenons en compte les deux côtés de l'éprouvette, le défaut apparaît sur  $200\mu\text{m}$  au niveau de l'épaisseur ( $100\mu\text{m}$  de chaque côté de l'éprouvette), ce qui représente 8% de l'épaisseur totale de l'éprouvette. Ce défaut non prévu lors de la conception, nous donne l'opportunité d'étudier l'influence des défauts de surface sur la fatigue de ces matériaux.

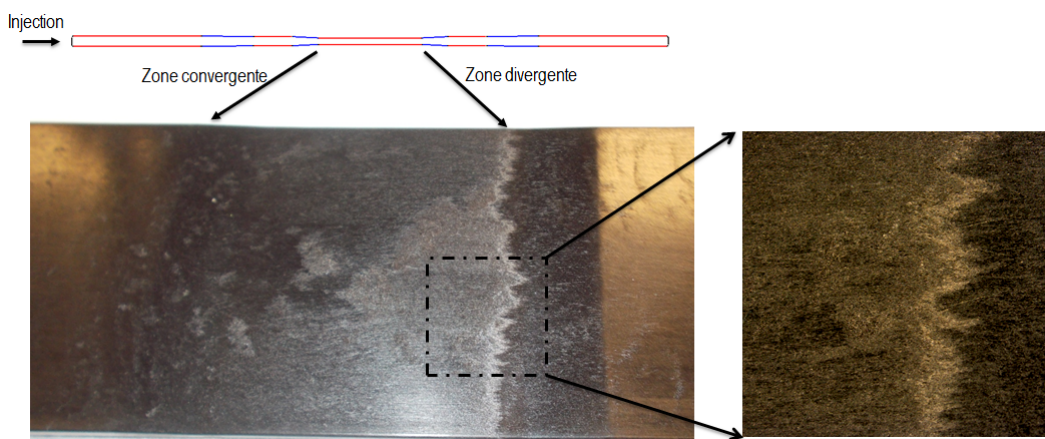


FIGURE 5.4 – Défaut de givrage au niveau de la zone divergente.

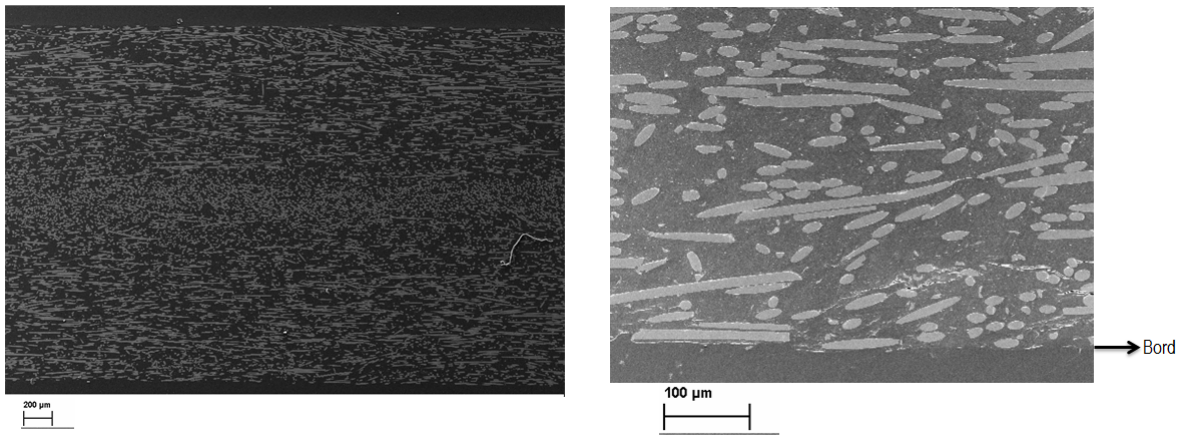


FIGURE 5.5 – Présence des micro-craquelures (givrage) sur les premiers 100µm de profondeur. Images tirées du rapport réalisé par Solvay *engineering plastics*.

### 5.3.1 Résultats des essais réalisés à température ambiante, R=0 et RH50.

La figure 5.6 montre le champ d'énergie dissipée par cycle du dernier palier d'un essai d'auto-échauffement et la localisation du point chaud (zone d'initiation) quelques cycles avant la rupture. Cette figure est une vue globale (thermique) du comportement en fatigue de l'éprouvette car le champ d'énergie dissipée par cycle (Fig. A) est calculé au début du palier et le point chaud (Fig. B) est mesuré quelques cycles avant la rupture. Nous pouvons observer que le champ d'énergie dissipée par cycle est hétérogène au niveau de la zone d'épaisseur minimale de l'éprouvette, et symétrique par rapport à la largeur de l'éprouvette. Le point chaud apparaît au niveau de la zone divergente. Notons que celui-ci n'est pas localisé dans la zone où l'énergie dissipée par cycle est maximale. La figure 5.7 montre les évolutions de l'aire de la boucle d'hystérèse moyenne locale ( $h_{ml}$ ), du module sécant local apparent ( $E_{sla}$ ) et de la déformation résiduelle ( $\varepsilon_r$ ) lors de chaque palier d'auto-échauffement considéré. Nous pouvons observer que  $h_{ml}$  et  $E_{sla}$  atteignent une valeur quasi-constante à partir du quatrième cycle, ce qui nous permet de dire (au moins de façon globale) que l'énergie dissipée par cycle est constante à partir du quatrième cycle. La méthode présentée dans le chapitre 4 pour l'obtention de l'énergie dissipée par cycle paraît donc applicable. Nous observons aussi que  $\varepsilon_r$  n'atteint pas une valeur constante, mais que la cinétique d'évolution est plus lente à partir du quatrième cycle. Ces données mécaniques ont été aussi étudiées pour des essais de fatigue classiques, tel que montré sur la figure 5.8, où nous pouvons observer que  $h_{ml}$  et  $E_{sla}$  sont quasi-constants pendant toute la durée de vie en fatigue lorsque celle-ci est de l'ordre de  $10^4$  cycles ou plus (comportement similaire aux éprouvettes Dogbone). L'énergie dissipée par cycle calculée au début de l'essai de fatigue peut donc être considérée comme représentative de l'ensemble de l'essai pour des durées de vie de l'ordre de  $10^4$  cycles ou plus (en supposant que localement celle-ci est constante jusqu'à l'initiation en fatigue). Pour le cas de  $\varepsilon_r$ , une évolution est constatée pour chaque niveau de durée de vie considéré, mais la cinétique d'évolution semble être moins marquée pour des durées de vie de l'ordre de  $10^4$  cycles ou plus.

La figure 5.9 montre la composante  $yy$  du champ de déformation surfacique (avec  $y$  la direction du chargement) pour un essai de fatigue classique. Les champs présentés correspondent à l'effort maximum cyclique au début de l'essai et l'effort maximum cyclique quelques cycles avant la



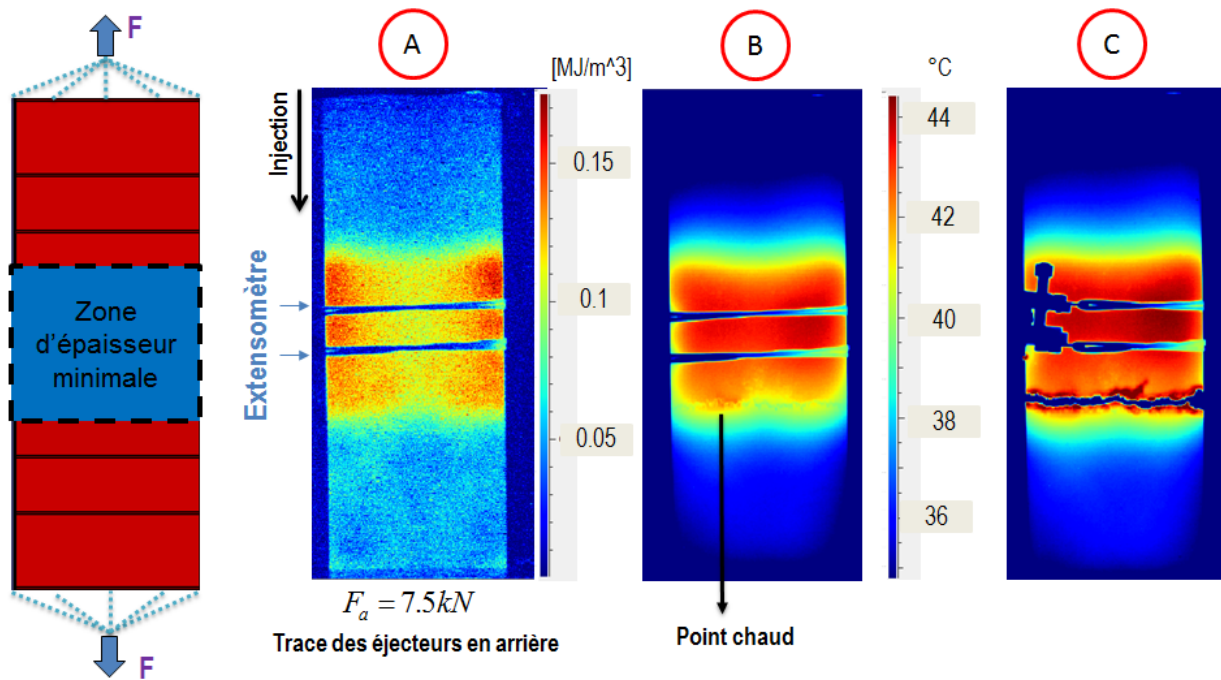


FIGURE 5.6 – A-champ d'énergie dissipée par cycle, B-localisation du point chaud quelques cycles avant la rupture et C- image thermique immédiatement après la rupture. Durée de vie 356 cycles.  $R=0$ , RH50 et  $f=1\text{Hz}$ .

rupture. Nous pouvons observer les fortes hétérogénéités du champ de déformation au début du palier en remarquant une concentration de la déformation dans la largeur au niveau de la zone divergente (corrélée avec la localisation du givrage). Par rapport au champ de déformation, quelques cycles avant la rupture, nous observons une très forte localisation de la déformation sur le côté droit de la zone divergente. La figure 5.10 montre le champ de couplage thermoélastique pour trois niveaux d'amplitude d'effort. Nous pouvons observer que le couplage thermoélastique est maximum au niveau de la zone convergente et nous constatons une ligne au niveau de la zone divergente où le couplage thermoélastique est plus important par rapport à son voisinage. La localisation de cette ligne semble être corrélée à la concentration de la déformation. Cependant, les gradients observés au niveau de cette zone apparaissent dans des distances de l'ordre de 2 ou 3mm. La technique adoptée pour l'estimation du couplage thermoélastique arrive donc à ses limites de précision. L'interprétation quantitative du champ de couplage thermoélastique dans cette zone s'avère difficile.

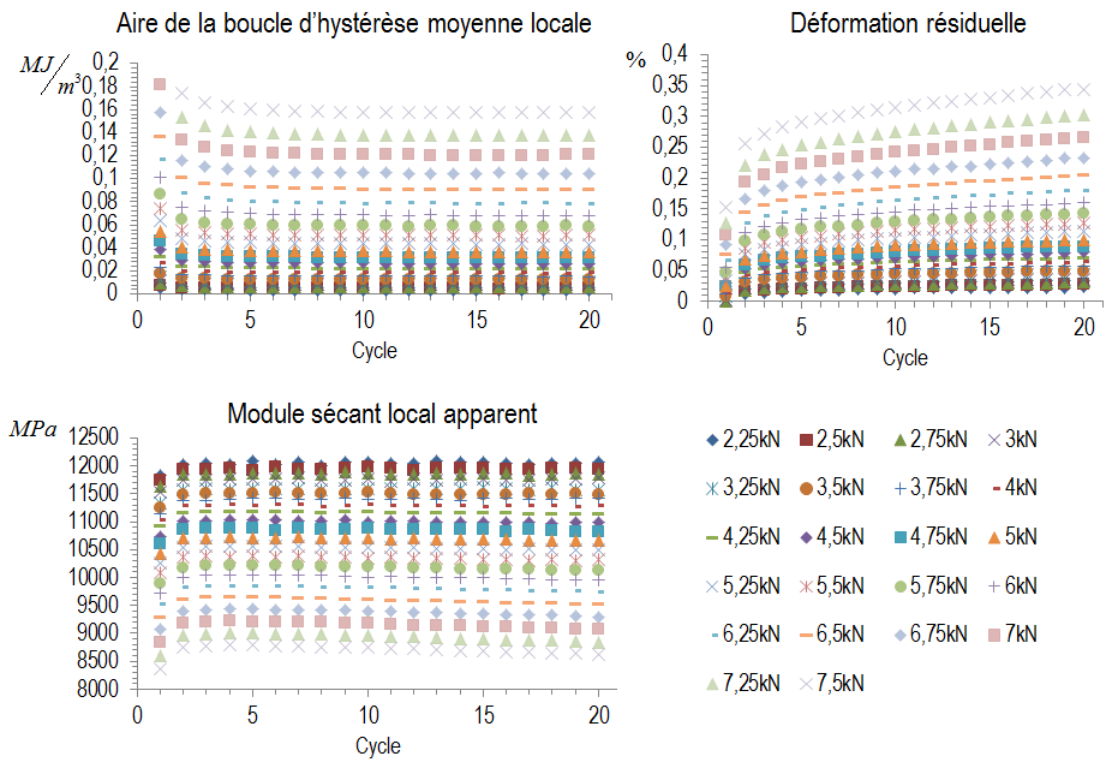


FIGURE 5.7 – Évolutions de l’aire de la boucle d’hystérèse moyenne locale, du module sécant local apparent et de la déformation résiduelle pour chaque palier d’un essai d’auto-échauffement (présentées en fonction de l’amplitude d’effort). R=0, RH50, f=1Hz et température ambiante.

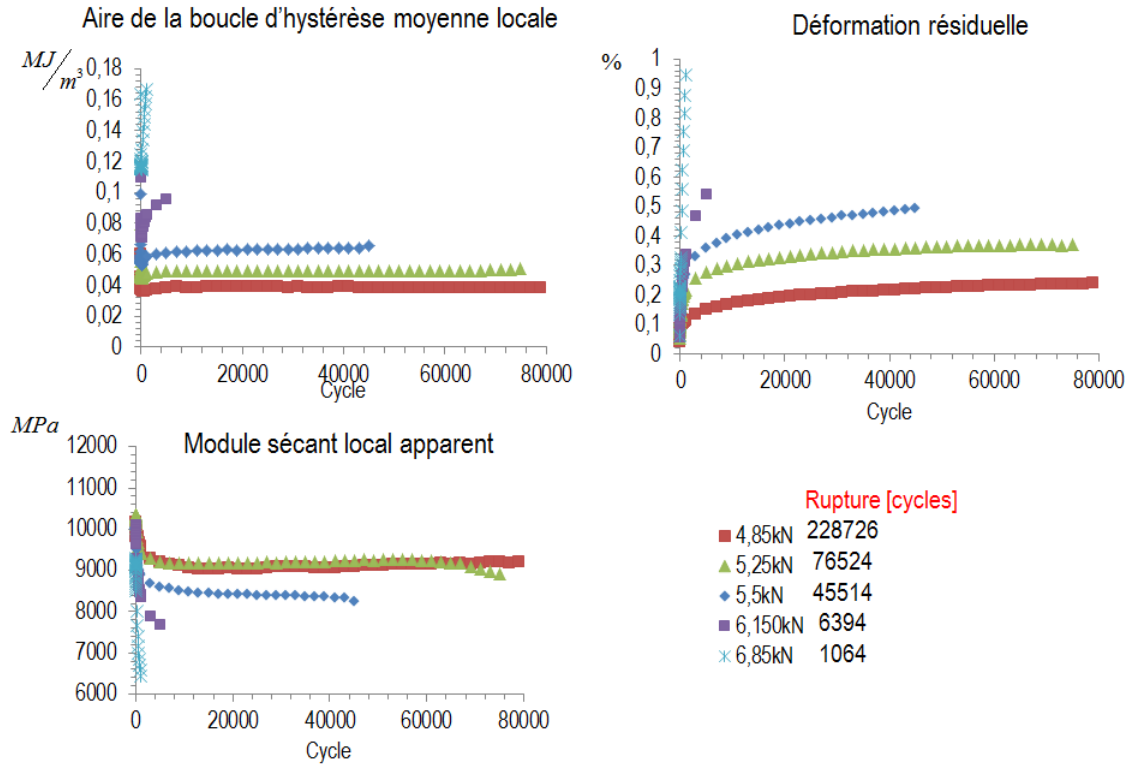


FIGURE 5.8 – Évolutions de l’aire de la boucle d’hystérèse moyenne locale, du module sécant local apparent et de la déformation résiduelle pour des essais de fatigue classiques (présentées en fonction de l’amplitude d’effort). R=0, RH50, f=1Hz et température ambiante.

La figure 5.11 présente l'énergie dissipée par cycle calculée au niveau de la zone où la dissipation est maximale et au niveau de la zone de rupture pour tous les niveaux d'amplitude d'effort considérés lors d'un essai d'auto-échauffement. Par rapport à la zone de rupture, la zone ayant la dissipation la plus importante a une énergie dissipée par cycle au maximum 30% supérieure. Cette figure nous permet de vérifier que la différence de dissipation entre les zones considérées est observée pour tous les niveaux d'amplitude d'effort étudiés.

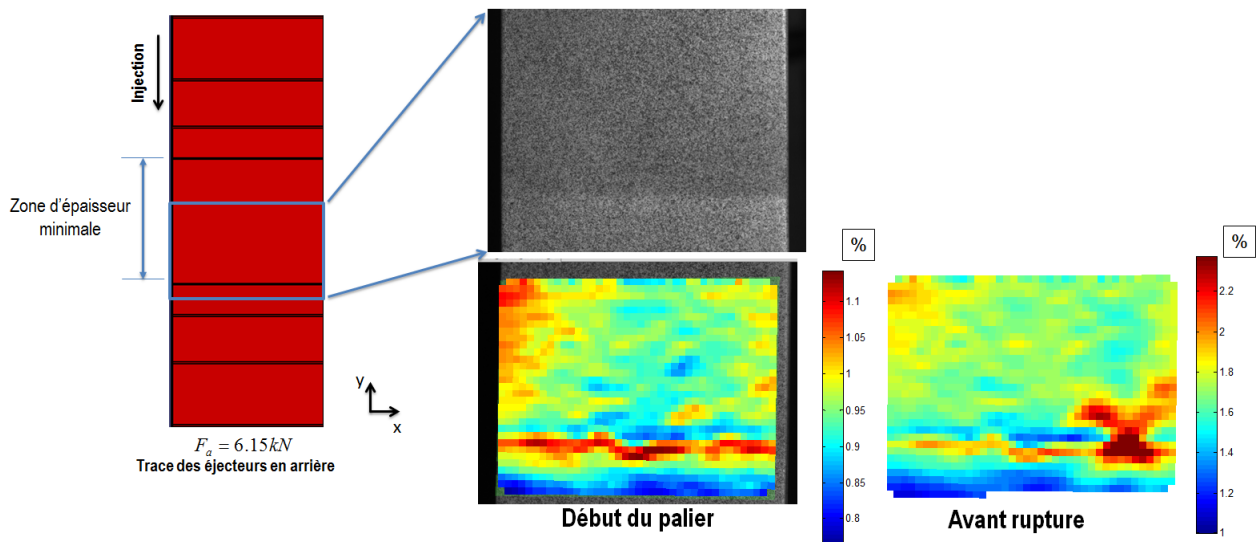


FIGURE 5.9 – Composante  $yy$  du champ de déformation surfacique (avec  $y$  la direction du chargement) pour un essai de fatigue classique. Durée de vie 4393 cycles.  $R=0$ ,  $RH50$ ,  $f=1\text{Hz}$  et température ambiante.

La localisation du point chaud a été étudiée pour plusieurs niveaux de durée de vie. La figure 5.12 montre le champ d'énergie dissipée par cycle et le point chaud pour deux cas de durée de vie. Nous observons que le point chaud apparaît toujours quelque part dans la largeur au niveau de la zone divergente (aucune zone privilégiée dans la largeur de la zone divergente n'a été observée). Il faut remarquer que le temps entre l'apparition du point chaud et la rupture est toujours négligeable par rapport à la durée de vie de l'éprouvette ( $< 1\%$  de la durée de vie). Nous supposons donc que la phase de propagation de la fissure est très rapide. La figure 5.13 montre que le point chaud est bien corrélé à la zone de localisation de la déformation quelques cycles avant la rupture, ce qui permet de justifier que le point chaud est la signature thermique d'un endommagement local. Nous rappelons que le champ de température est mesuré sur la face opposée de l'éprouvette par rapport à celle où le champ de déformation est mesurée.

La figure 5.14a montre qu'il y a une très bonne répétabilité de la mesure de l'énergie dissipée par cycle au niveau du point chaud entre l'essai d'auto-échauffement et les essais de fatigue. Il n'est donc pas nécessaire de mesurer systématiquement le point chaud pour la mise en place du critère de fatigue. La figure 5.14b montre les régimes observés sur le graphique présentant l'énergie dissipée par cycle en fonction de l'amplitude d'effort en spécifiant la transition entre le premier et le deuxième régime. Finalement, la figure 5.14c montre le critère de fatigue et les essais de fatigue classique réalisés. Nous constatons une bonne corrélation entre les deux.



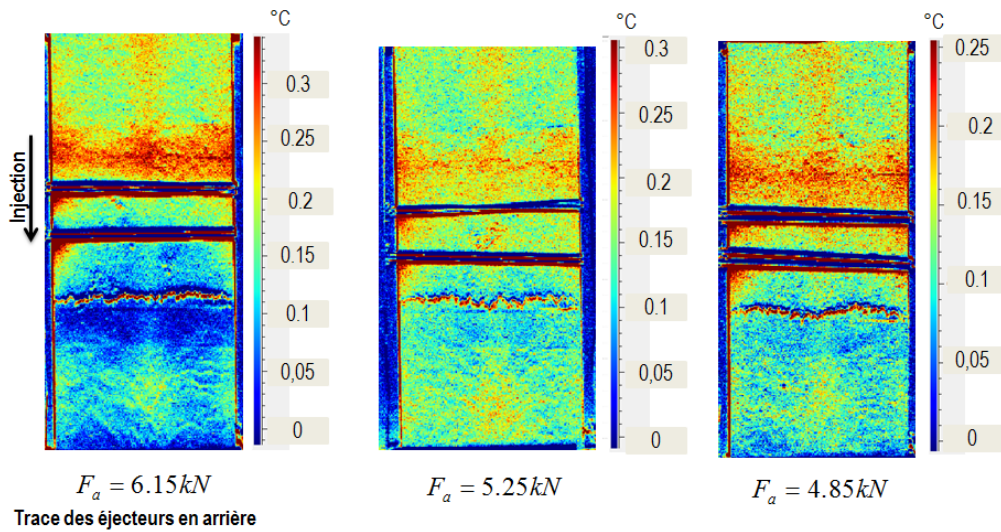
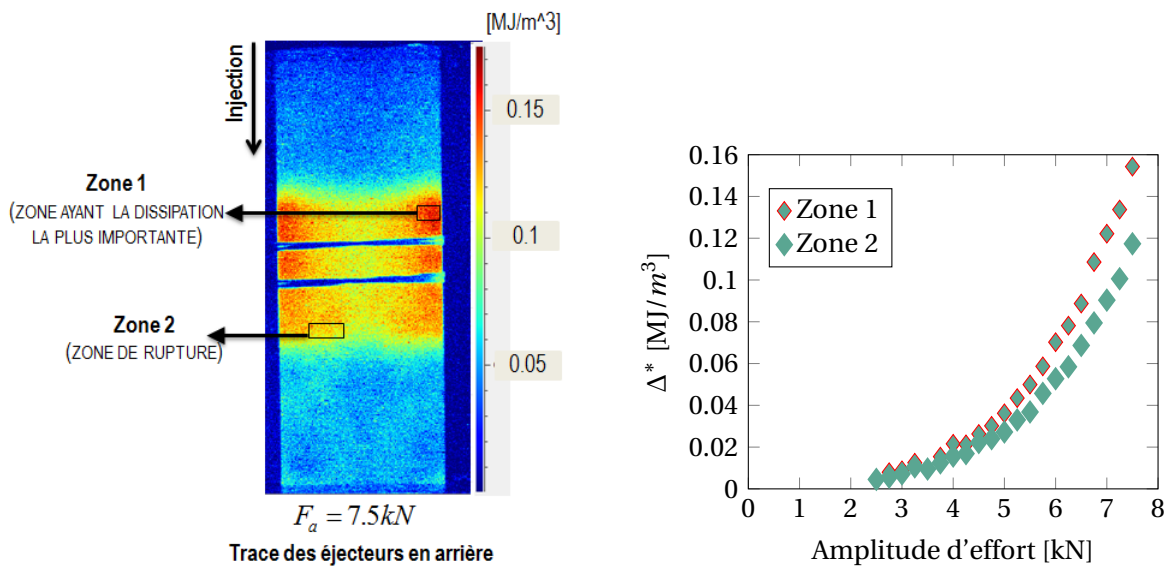


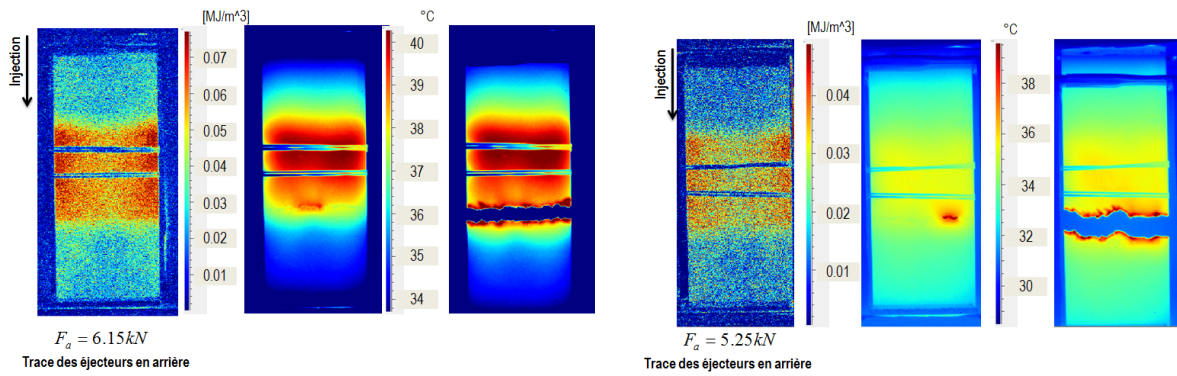
FIGURE 5.10 – Champ de couplage thermoélastique pour trois niveaux d’amplitude d’effort. R=0, RH50, f=1Hz et température ambiante.



(a) Champ d’énergie dissipée par cycle du dernier palier de chargement.

(b) Comparaison entre les zones.

FIGURE 5.11 – Énergie dissipée par cycle calculée au niveau de la zone ayant la dissipation la plus importante et au niveau de la zone de rupture lors d’un essai d’auto-échauffement. R=0, RH50, f=1Hz et température ambiante.



(a) Champ d'énergie dissipée par cycle et localisation du point chaud. Durée de vie : 6394 cycles.

(b) Champ d'énergie dissipée par cycle et localisation du point chaud. Durée de vie : 76524 cycles.

FIGURE 5.12 – Localisation du point chaud pour deux cas de durée de vie.  $R=0$ ,  $RH50$ ,  $f=1\text{Hz}$  et température ambiante.

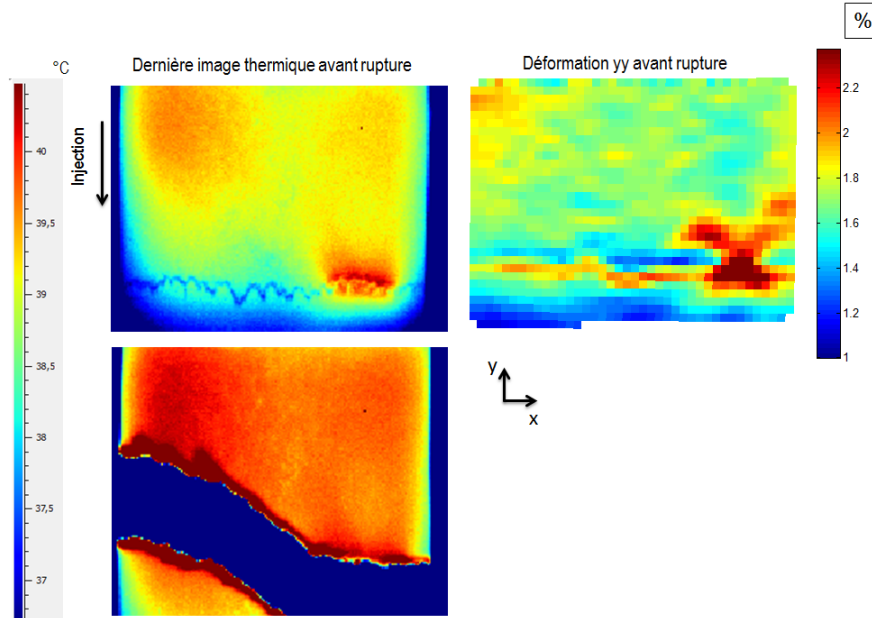
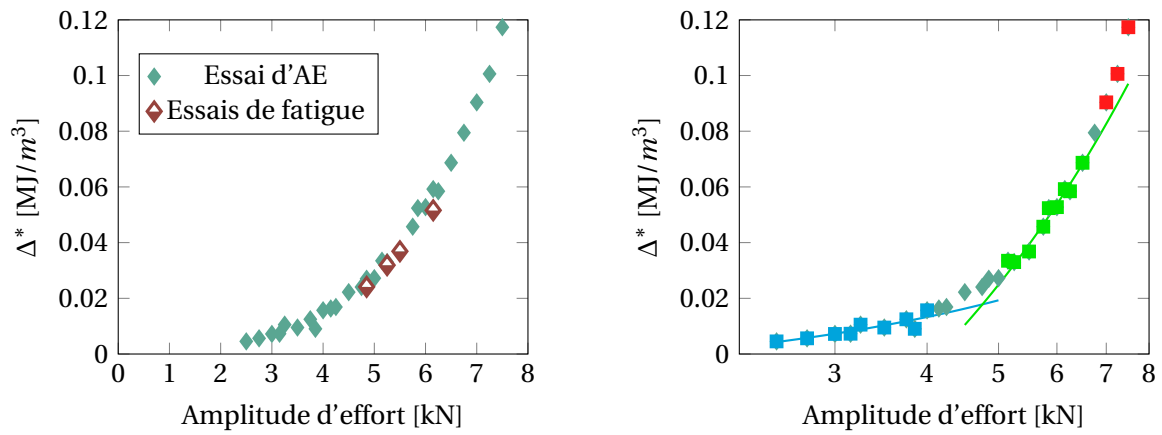
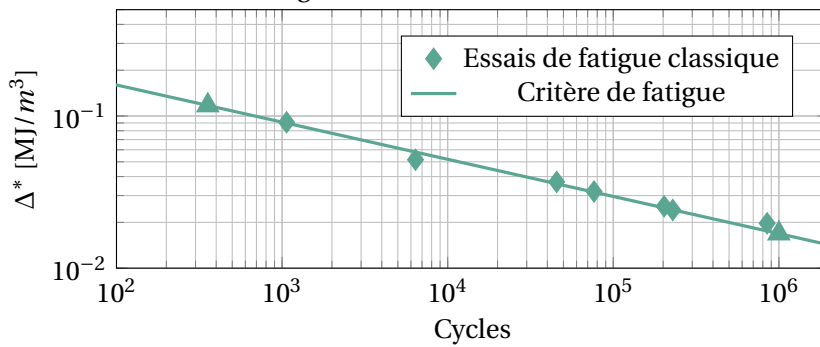


FIGURE 5.13 – Corrélation entre le point chaud et la localisation de la déformation quelques cycles avant rupture. Durée de vie 4393 cycles.  $R=0$ ,  $RH50$ ,  $f=1\text{Hz}$  et température ambiante.



(a) Répétabilité de la mesure de l'énergie dissipée par cycle au niveau du point chaud entre l'essai d'auto-échauffement et les essais de fatigue.

(b) Régimes observés pour l'identification du critère de fatigue.



(c) Courbe de Wöhler en fonction de  $\Delta^*$ .

FIGURE 5.14 – Identification et validation du critère de fatigue. R=0, RH50, f=1Hz et température ambiante.

### 5.3.2 Résultats des essais réalisés à température ambiante, R=0 et DAM.

La figure 5.15 montre le champ d'énergie dissipée par cycle du dernier palier d'un essai d'auto-échauffement (Fig. A) et la localisation du point chaud (zone d'initiation) quelques cycles avant la rupture (Fig. B). Cette figure est une vue globale (thermique) du comportement en fatigue de l'éprouvette. Par rapport au cas RH50, nous pouvons remarquer que le champ d'énergie dissipée par cycle reste hétérogène au niveau de la zone d'épaisseur minimale de l'éprouvette, mais celui-ci n'est plus symétrique par rapport à la largeur de l'éprouvette. Le point chaud apparaît toujours au niveau de la zone divergente et n'est pas localisé à la zone où l'énergie dissipée par cycle est maximale. La figure 5.16 montre les évolutions de l'aire de la boucle d'hystérèse moyenne locale ( $h_{ml}$ ), du module sécant local apparent ( $E_{sla}$ ) et de la déformation résiduelle ( $\epsilon_r$ ) lors de chaque palier d'un essai auto-échauffement. Nous constatons un comportement similaire à celui du cas RH50 puisque  $h_{ml}$  et  $E_{sla}$  atteignent des valeurs quasi-constantes à partir du quatrième cycle. Le comportement de  $\epsilon_r$  est aussi similaire à celui du cas RH50. La figure 5.17 montre l'évolution des données mécaniques pour les essais de fatigue classique où nous pouvons observer que le comportement reste similaire à celui du cas RH50, c'est-à-dire que  $h_{ml}$  et  $E_{sla}$  sont quasi-constants pendant toute la durée de vie en fatigue lorsque celle-ci est de l'ordre de  $10^4$  cycles ou plus.

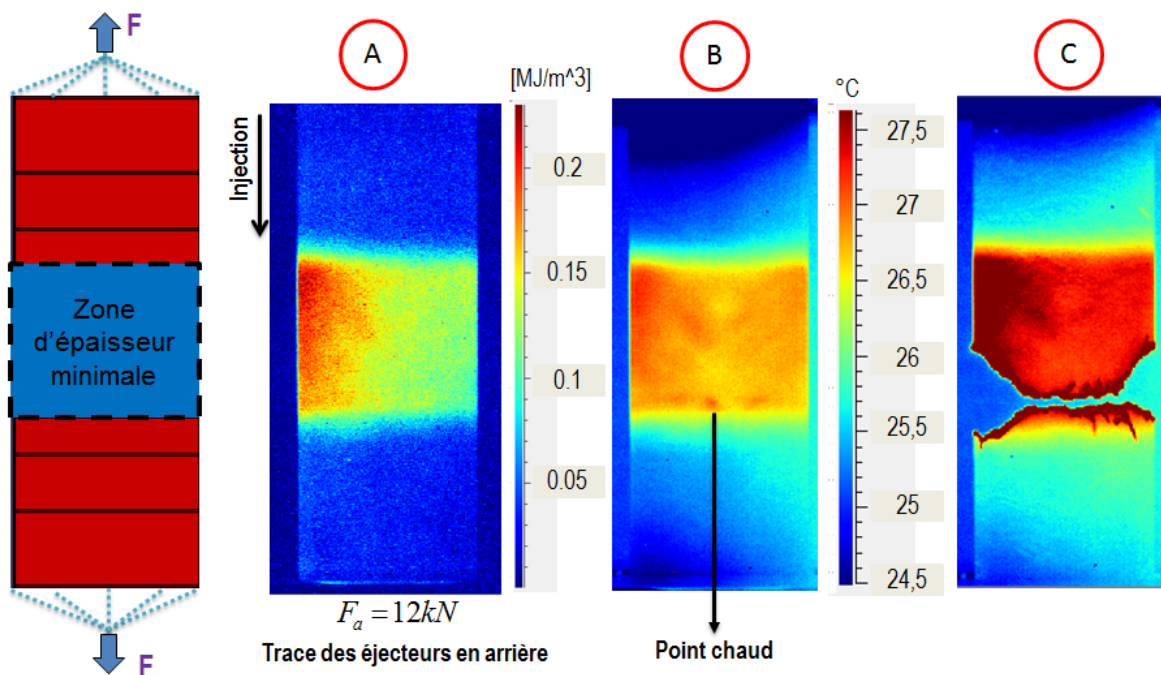


FIGURE 5.15 – A-champ d'énergie dissipée par cycle, B-localisation du point chaud quelques cycles avant la rupture et C- image thermique immédiatement après la rupture. Durée de vie 46 cycles. R=0, RH50, f=1Hz et température ambiante.

La figure 5.18 montre la composante  $y y$  du champ de déformation surfacique (avec  $y$  la direction du chargement) pour un essai de traction monotone. Le champ présenté correspond à l'instant immédiatement avant la rupture. Nous pouvons observer les fortes hétérogénéités du champ de déformation en remarquant que la dissymétrie constatée pour le champ d'énergie dissipée par cycle paraît être corrélée au champ de déformation. De façon similaire au cas RH50, une

concentration de la déformation dans la largeur au niveau de la zone divergente est observée. La figure 5.19 montre le champ de couplage thermoélastique pour trois niveaux d'amplitude d'effort. Nous pouvons observer que le couplage thermoélastique est maximum au niveau de la zone convergente dans la partie gauche (dans la même zone où l'énergie dissipée par cycle est maximale). La ligne au niveau de la zone divergente (localisation de la ligne de givrage) où le couplage thermoélastique est plus important par rapport à son voisinage est également détectée.

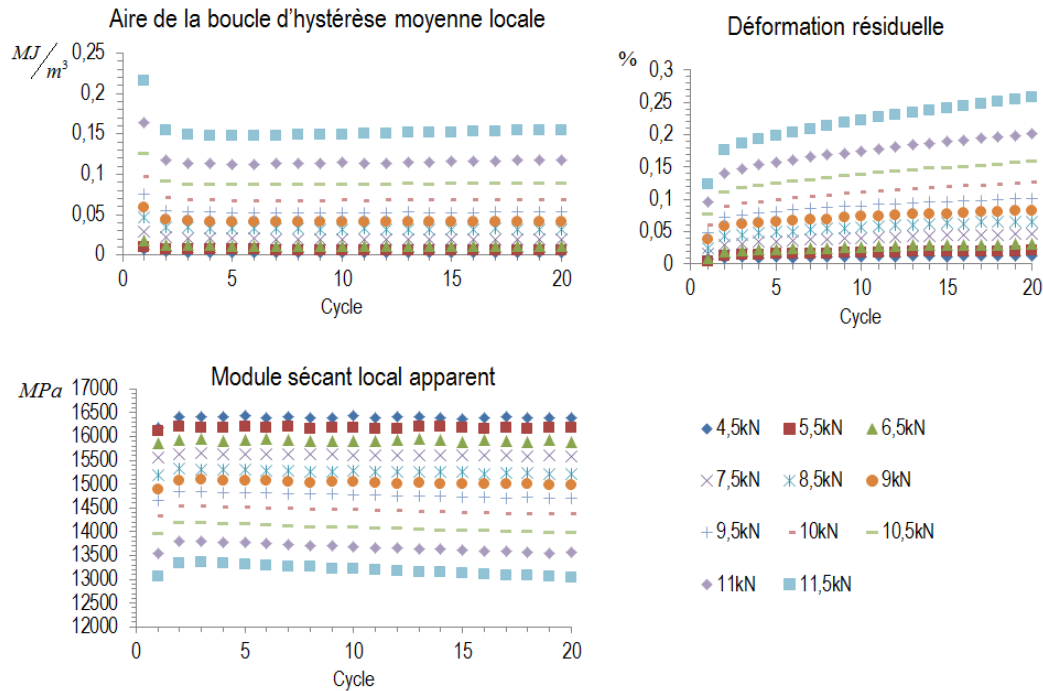


FIGURE 5.16 – Évolutions de l'aire de la boucle d'hystérèse moyenne locale, du module sécant local apparent et de la déformation résiduelle pour chaque palier d'un essai d'auto-échauffement (présentées en fonction de l'amplitude d'effort). R=0, RH50, f=1Hz et température ambiante.

La figure 5.20 présente l'énergie dissipée par cycle calculée au niveau de la zone où la dissipation est maximale et au niveau de la zone de rupture pour tous les niveaux d'amplitude d'effort considérés lors d'un essai d'auto-échauffement. Par rapport à la zone de rupture, la zone ayant la dissipation la plus importante a une énergie dissipée par cycle au maximum 60% supérieure. Cette figure nous permet de vérifier que la différence de dissipation entre les zones considérées est observée pour tous les niveaux d'amplitude d'effort étudiés. Comme pour le cas RH50, la localisation du point chaud a été étudiée pour plusieurs niveaux de durée de vie. La figure 5.21 montre le champ d'énergie dissipée par cycle et le point chaud pour deux cas de durée de vie. Nous observons que le point chaud apparaît toujours quelque part dans la largeur au niveau de la zone divergente. Le temps d'apparition du point chaud est toujours négligeable par rapport à la durée de vie de l'éprouvette (< 1% de la durée de vie), donc la phase de propagation de la fissure est supposée très rapide.

Pour le cas des éprouvettes Wavy 1 DAM, il n'y a pas d'essais de fatigue avec mesure du champ de déformation. Mais l'essai de traction monotone mené jusqu'à la rupture donne quelques idées sur la corrélation entre le point chaud (fissuration en traction monotone) et la concentration de la déformation au niveau de la zone divergente. La figure 5.22 montre le point chaud observé

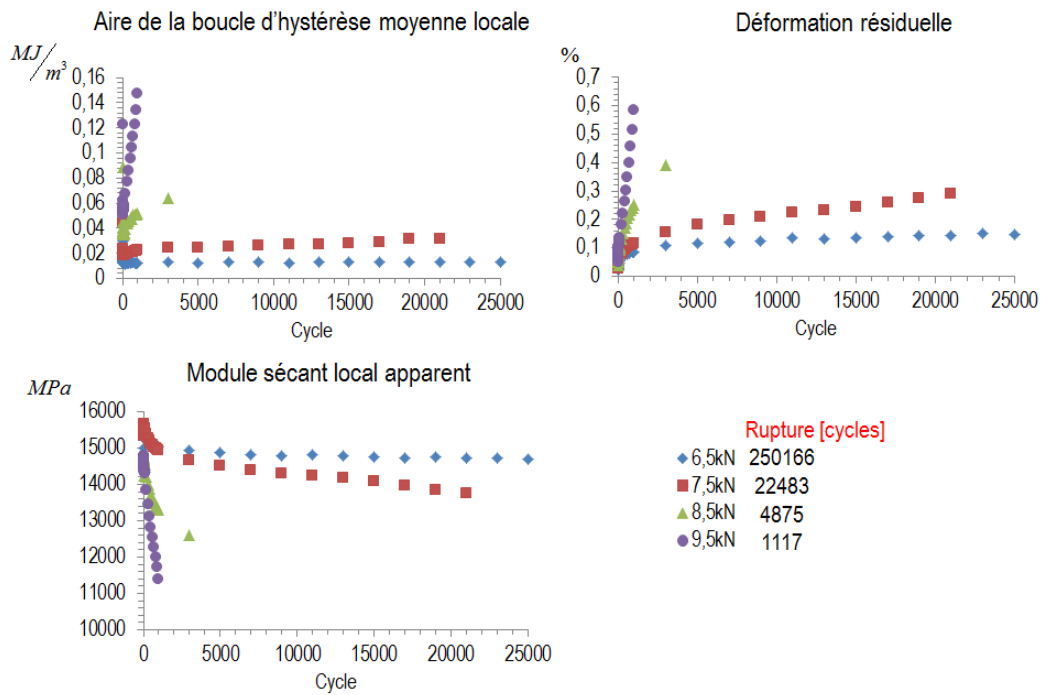


FIGURE 5.17 – Évolutions de l’aire de la boucle d’hystérèse moyenne locale, du module sécant local apparent et de la déformation résiduelle pour des essais de fatigue classique (présentées en fonction de l’amplitude d’effort).  $R=0$ , DAM et  $f=1\text{Hz}$ .

immédiatement avant la rupture lors d’un essai de traction monotone. Nous observons que celui-ci apparaît au même endroit par rapport à un essai de fatigue. Les évolutions de la température et de la déformation au niveau du point chaud sont aussi présentées. Nous observons que la partie linéaire de la variation de température est corrélée à la partie linéaire de l’évolution de la déformation et qu’une augmentation brutale de la température quelques secondes avant la rupture est constatée.

La figure 5.23a montre qu’il y a une bonne répétabilité de l’énergie dissipée par cycle au niveau du point chaud entre l’essai d’auto-échauffement et les essais de fatigue, comme pour le cas RH50. La figure 5.23b montre les régimes observés dans le graphique présentant l’énergie dissipée par cycle au niveau du point chaud en fonction de l’amplitude d’effort en spécifiant la transition entre le premier et le deuxième régime. Finalement, la figure 5.23c montre le critère de fatigue et les essais de fatigue classiques réalisés. Nous constatons une bonne corrélation entre les deux.



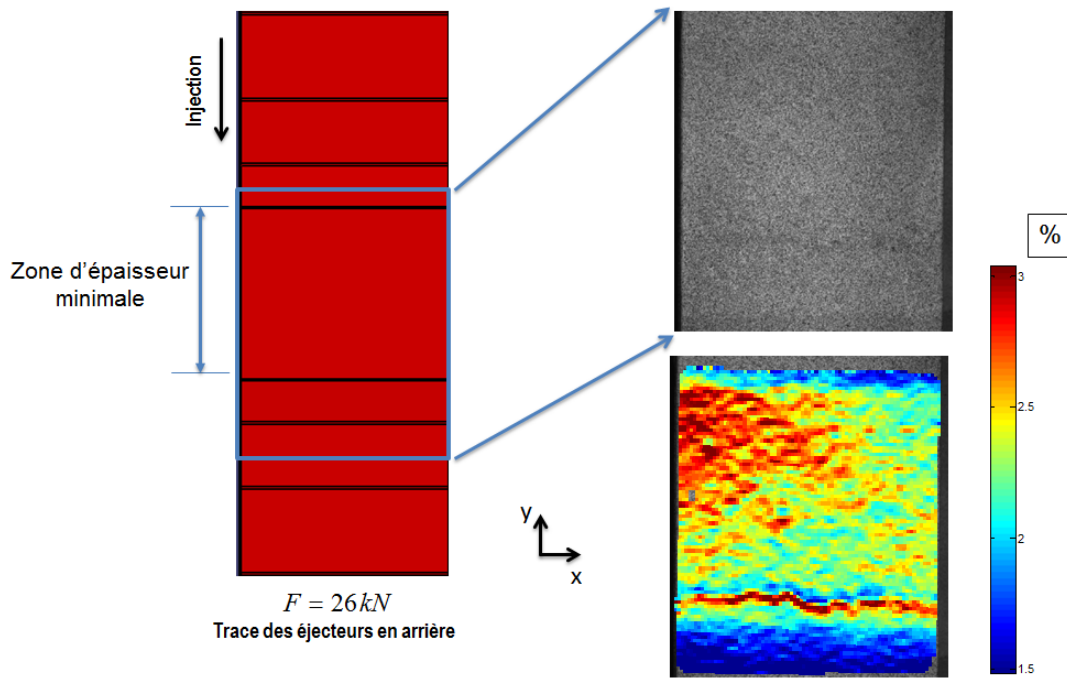


FIGURE 5.18 – Composante  $yy$  du champ de déformation surfacique (avec  $y$  la direction du chargement) pour un essai de traction monotone. Vitesse de chargement : 6kN/min. Effort à la rupture : 26.15kN.

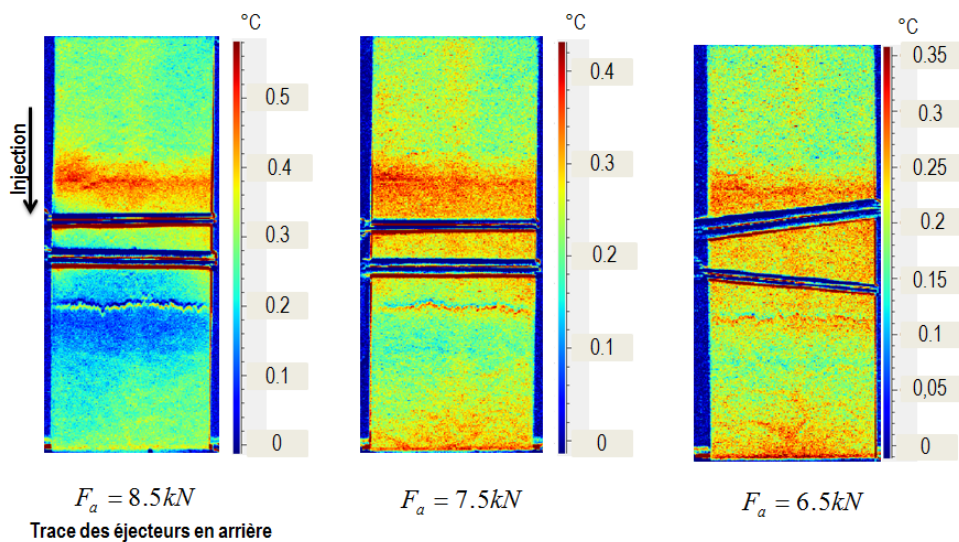
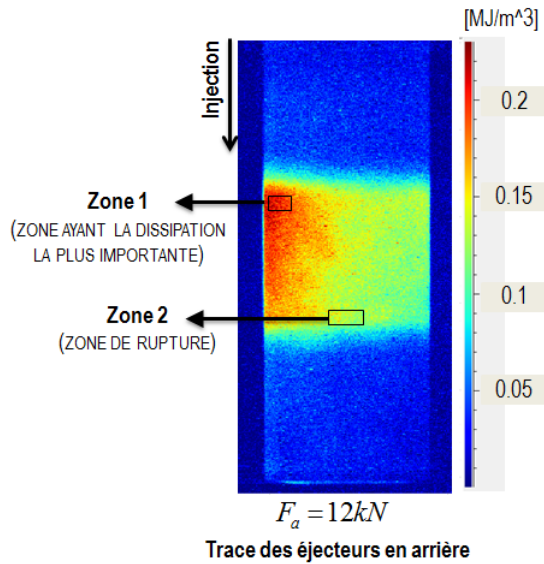
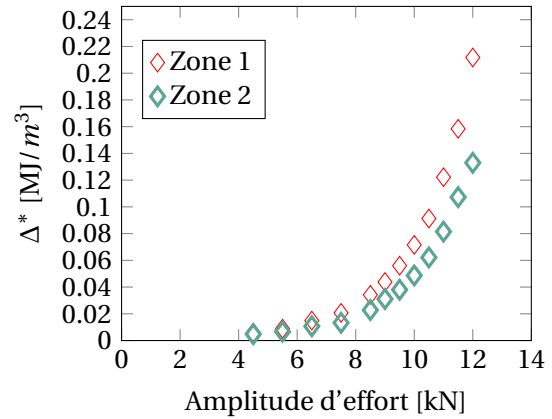


FIGURE 5.19 – Champ de couplage thermoélastique pour trois niveaux d'amplitude d'effort.  $R=0$ , RH50,  $f=1\text{ Hz}$  et température ambiante.

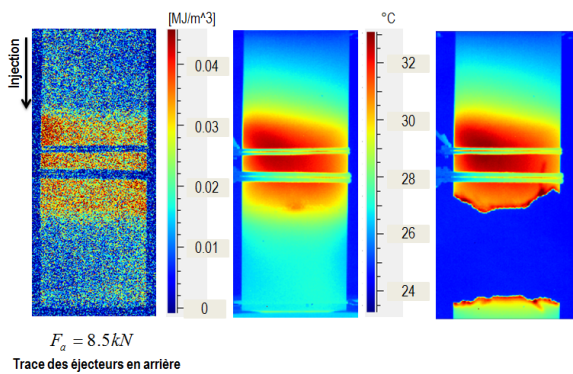


(a) Champ d'énergie dissipée par cycle du dernier palier de chargement.

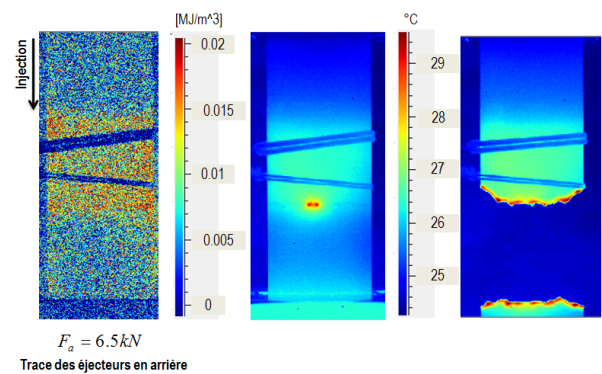


(b) Comparaison entre les zones.

FIGURE 5.20 – Énergie dissipée par cycle calculée au niveau de la zone ayant la dissipation la plus importante et au niveau de la zone de rupture lors d'un essai d'auto-échauffement.  $R=0$ , RH50,  $f=1\text{Hz}$  et température ambiante.



(a) Champ d'énergie dissipée par cycle et localisation du point chaud. Durée de vie : 4875 cycles.



(b) Champ d'énergie dissipée par cycle et localisation du point chaud. Durée de vie : 250166 cycles.

FIGURE 5.21 – Localisation du point chaud pour deux cas de durée de vie.  $R=0$ , RH50,  $f=1\text{Hz}$  et température ambiante.



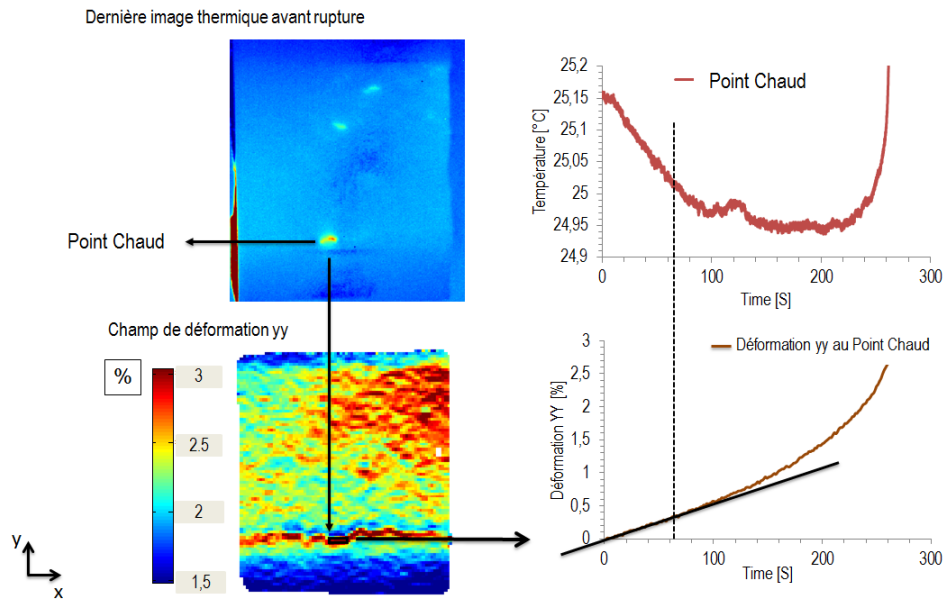
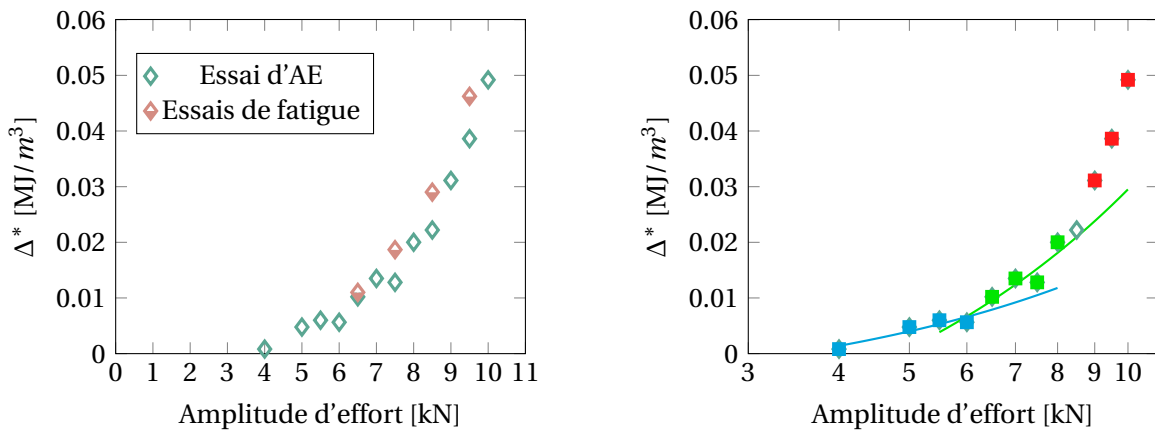
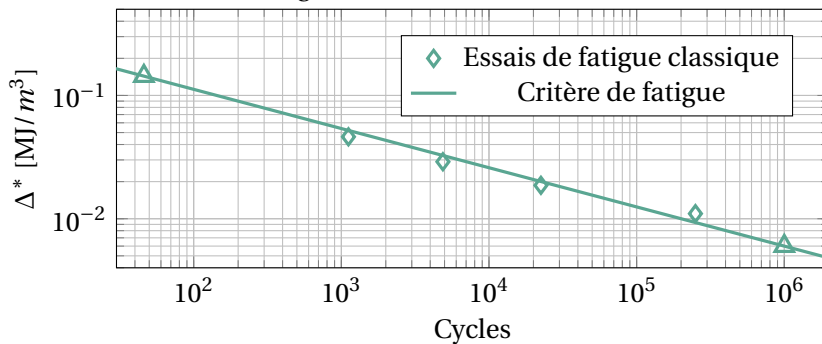


FIGURE 5.22 – Corrélation entre le point chaud et la localisation de la déformation au niveau de la zone divergente pour un essai de traction monotone.



(a) Répétabilité de la mesure de l'énergie dissipée par cycle au niveau du point chaud entre l'essai d'auto-échauffement et les essais de fatigue.

(b) Régimes observés pour l'identification du critère de fatigue.



(c) Courbe de Wöhler en fonction de  $\Delta^*$ .

FIGURE 5.23 – Identification et validation du critère de fatigue.  $R=0$ ,  $RH50$ ,  $f=1\text{Hz}$  et température ambiante.

### 5.3.3 Bilan sur les éprouvettes Wavy 1

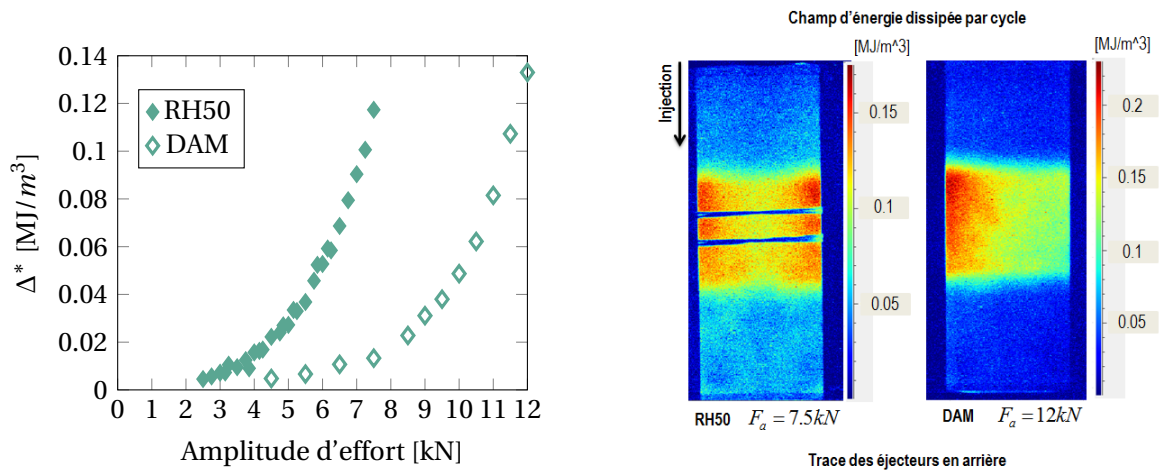
#### Résultats et comparaison entre les teneurs en humidité (RH50 et DAM)

La figure 5.24 montre la comparaison en terme d'énergie dissipée par cycle, de champ d'énergie dissipée par cycle et de critère de fatigue dans les cas de teneur en humidité étudiés pour les éprouvettes Wavy 1. Les conclusions de cette comparaison sont :

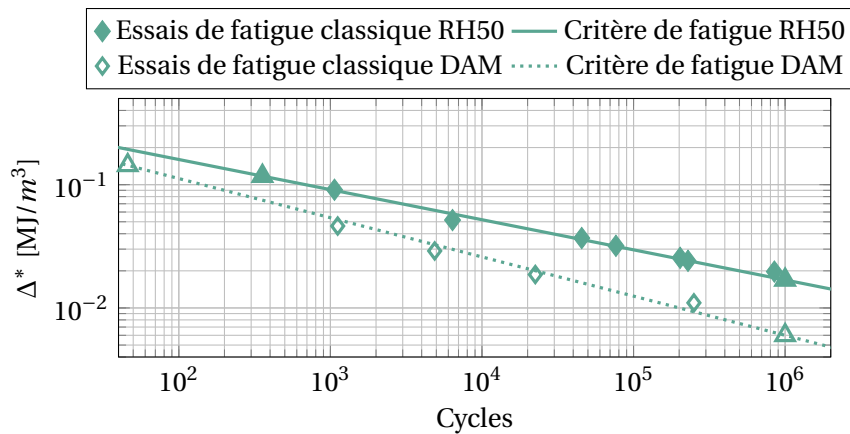
- l'allure du champ d'énergie dissipée par cycle est différente pour chaque cas de teneur en humidité considérée. Celui-ci est symétrique par rapport à la largeur de l'éprouvette pour le cas RH50 et non symétrique pour le cas DAM. Le fait qu'il ne soit pas symétrique est étonnant parce que la microstructure prédite (cf. Fig.3.9) est bien symétrique par rapport à la largeur de l'éprouvette. Cette différence peut être due à des contraintes résiduelles présentes dans l'éprouvette sèche, lesquelles sont relaxées lorsque l'éprouvette absorbe de l'eau ;
- la rupture apparaît au niveau de la zone divergente pour les deux cas de teneur en humidité. Ici, ce résultat peut être expliqué par le défaut de surface observé (givrage) localisée à cet endroit ;
- la zone ayant la dissipation la plus importante n'est pas la zone de rupture pour les deux cas de teneur en humidité. Ce résultat peut être dû à la variation d'orientation locale. En effet, nous avons observé au chapitre 4 que les éprouvettes ayant une orientation à 45° présentent une dissipation plus importante pour la même durée de vie que les éprouvettes ayant une orientation à 0° ou 90°. Ce résultat peut également être expliqué par une sensibilité au défaut de surface observé ;
- les prédictions du critère de fatigue sont très bonnes pour chaque cas de teneur en humidité ;
- les critères de fatigue identifiés pour chaque cas de teneur en humidité ne sont pas unifiés (écart entre les critères pouvant dépasser une décade pour le même niveau de  $\Delta^*$ ).

#### Comparaison entre les éprouvettes Wavy 1 RH50 et les éprouvettes Dogbone 0° RH50

La figure 5.25 montre la comparaison des courbes de fatigue en fonction de  $\Delta^*$  entre les éprouvettes Wavy 1 et Dogbone 0° pour une teneur en humidité RH50. Nous pouvons observer que les critères de fatigue sont proches (moins d'une demi-décade pour le même niveau de  $\Delta^*$ ). Ceci est une première vérification que le critère de fatigue identifié sur des éprouvettes simples est valide pour des éprouvettes plus complexes (même avec la présence du défaut surfacique). Notons que la microstructure prédite des éprouvettes Wavy 1 (cf. Fig.3.9) est majoritairement orientée à 0° au niveau de la peau.



(a) Énergie dissipée par cycle calculée au niveau du point chaud pour chaque cas de teneur en humidité. (b) Champ d'énergie dissipée par cycle pour chaque teneur en humidité considérée.



(c) Comparaison des courbes de fatigue en fonction de  $\Delta^*$  pour chaque cas de teneur en humidité.

FIGURE 5.24 – Comparaison des résultats en fonction de la teneur en humidité. R=0, f=1Hz et température ambiante.

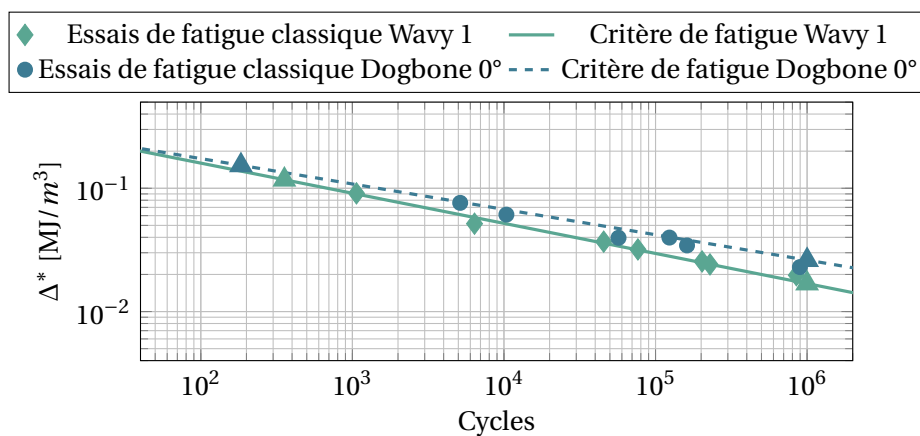


FIGURE 5.25 – Comparaison des courbes de fatigue en fonction de  $\Delta^*$  entre les éprouvettes Wavy 1 et les éprouvettes Dogbone 0°. RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante.

## 5.4 Éprouvettes Wavy 2

La caractéristique principale de ces éprouvettes est une réduction suivie d'une augmentation de l'épaisseur répétées deux fois dans leur zone utile (ce qui donne deux zones séparées ayant une épaisseur minimale). Il y a donc quatre zones considérées critiques en termes de gradients mécaniques : les deux premières sont les zones où l'épaisseur finit de diminuer par rapport à l'injection de l'éprouvette, appelées **première et deuxième zone convergente** et les autres sont les zones où l'épaisseur commence à augmenter par rapport à l'injection de l'éprouvette appelées **première et deuxième zone divergente**. La localisation de ces zones est illustrée sur la figure 5.26. De façon similaire aux éprouvettes Wavy 1, nous avons systématiquement observé de défauts de givrage au niveau des zones divergentes.

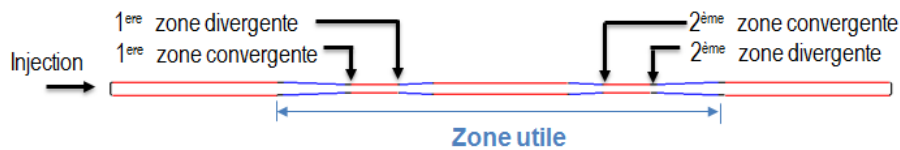


FIGURE 5.26 – Localisation des zones convergentes et des zones divergentes des éprouvettes Wavy 2 (la zone utile est celle qui n'est pas prise dans les mors).

### 5.4.1 Résultats des essais réalisés à température ambiante, R=0 et RH50.

La figure 5.27 montre le champ d'énergie dissipée par cycle du dernier palier d'un essai d'auto-échauffement (Fig. A) et la localisation du point chaud (zone d'initiation) quelques cycles avant la rupture (Fig. B). Cette figure est une vue globale (thermique) du comportement en fatigue de l'éprouvette car le champ d'énergie dissipée par cycle est calculé au début du palier et le point chaud est mesuré quelques cycles avant la rupture. Nous pouvons observer que le champ d'énergie dissipée par cycle est hétérogène au niveau des zones d'épaisseur minimale de l'éprouvette, et symétrique par rapport à la largeur de l'éprouvette. Le point chaud apparaît au niveau de la première zone convergente. Notons que celui-ci n'est pas localisé dans la zone où l'énergie dissipée par cycle est maximale. La figure 5.28 montre les évolutions de l'aire de la boucle d'hystérèse moyenne locale ( $h_{ml}$ ), du module sécant local apparent ( $E_{sla}$ ) et de la déformation résiduelle ( $\varepsilon_r$ ) lors de chaque palier d'auto-échauffement considéré (extensomètre mis en place au niveau de la première zone d'épaisseur minimale, tel que montré sur la figure 5.27A). Nous pouvons observer que  $h_{ml}$  et  $E_{sla}$  atteignent une valeur quasi-constante à partir du quatrième cycle, ce qui nous permet de dire (au moins de façon globale) que l'énergie dissipée par cycle est constante à partir du quatrième cycle. Le choix de la méthode présentée dans le chapitre 4 pour l'obtention de l'énergie dissipée par cycle paraît donc justifié. Nous observons aussi que  $\varepsilon_r$  n'atteint pas une valeur constante, mais la cinétique d'évolution est plus lente à partir du quatrième cycle. Ces données mécaniques ont également été étudiées pour des essais de fatigue classiques, tels que montrés sur la figure 5.29, où nous pouvons observer que  $h_{ml}$  et  $E_{sla}$  sont quasi-constants pendant toute la durée de vie en fatigue lorsque celle-ci est de l'ordre de  $10^4$  cycles ou plus. Ces observations sont similaires à celles réalisées sur les éprouvettes Wavy 1.

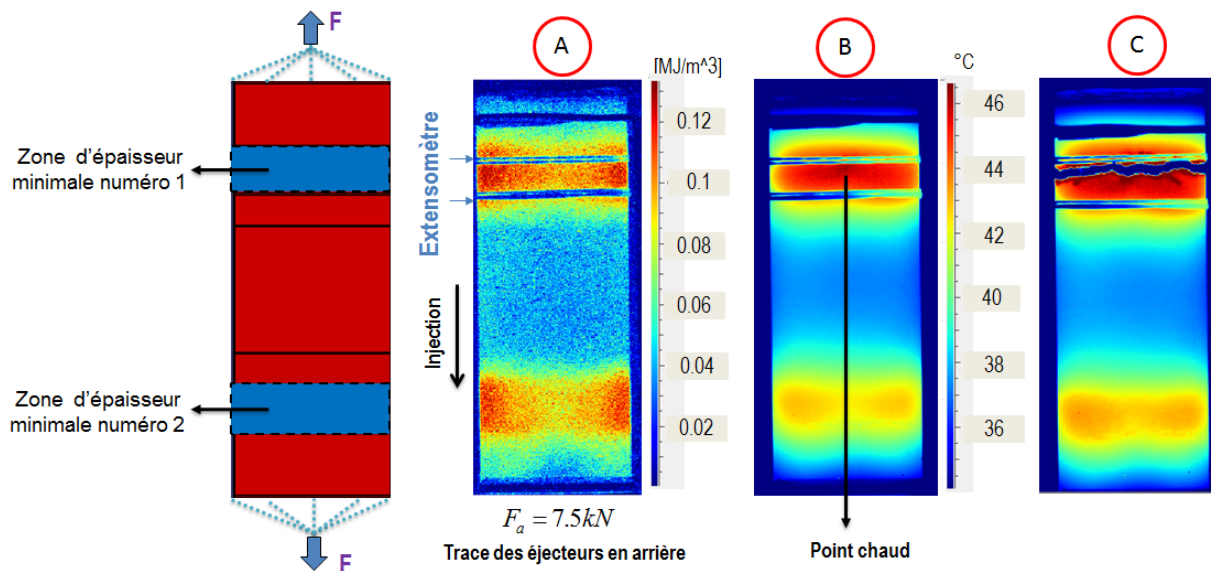


FIGURE 5.27 – A-champ d'énergie dissipée par cycle, B-localisation du point chaud quelques cycles avant la rupture et C- image thermique immédiatement après la rupture. Durée de vie 884 cycles.  $R=0$ , RH50,  $f=1\text{Hz}$  et température ambiante.

La figure 5.30 montre la composante  $yy$  du champ de déformation surfacique (avec  $y$  la direction du chargement) pour un essai de fatigue classique au niveau de la première zone d'épaisseur minimale. Les champs présentés correspondent à l'effort maximum cyclique au début de l'essai et l'effort maximum cyclique quelques cycles avant la rupture. Nous pouvons observer les fortes hétérogénéités du champ de déformation au début du palier. Par rapport au champ de déformation quelques cycles avant la rupture, nous observons une forte localisation de la déformation au niveau de la première zone convergente approximativement au centre de celle-ci. La figure 5.31 montre le champ de couplage thermoélastique pour trois niveaux d'amplitude d'effort. L'extensomètre a été placé soit sur la première zone d'épaisseur minimale, soit sur la deuxième, dans le but de mieux apprécier le champ de couplage thermoélastique sur chacune des zones d'épaisseur minimale. Nous pouvons observer que le couplage thermoélastique est maximum au niveau des zones convergentes et nous constatons des lignes au niveau des zones divergentes où le couplage thermoélastique est plus important par rapport à son voisinage. Ces lignes sont similaires à celles trouvées pour les éprouvettes Wavy 1 (au niveau des zones où le givrage est observé).

La figure 5.32 présente l'énergie dissipée par cycle calculée au niveau de la zone où la dissipation est maximale et au niveau de la zone de rupture pour tous les niveaux d'amplitude d'effort considérés lors d'un essai d'auto-échauffement. Par rapport à la zone de rupture, la zone ayant la dissipation la plus importante a une énergie dissipée par cycle au maximum 20% supérieure. Cette figure nous permet de vérifier que la différence de dissipation entre les zones considérées est observée pour tous les niveaux d'amplitude d'effort étudiés. La localisation du point chaud a été étudiée pour plusieurs niveaux de durée de vie. La figure 5.33 montre le champ d'énergie dissipée par cycle et le point chaud pour deux cas de durée de vie. Ceux-ci montrent que la rupture peut avoir lieu dans deux zones différentes, qui sont la première zone convergente

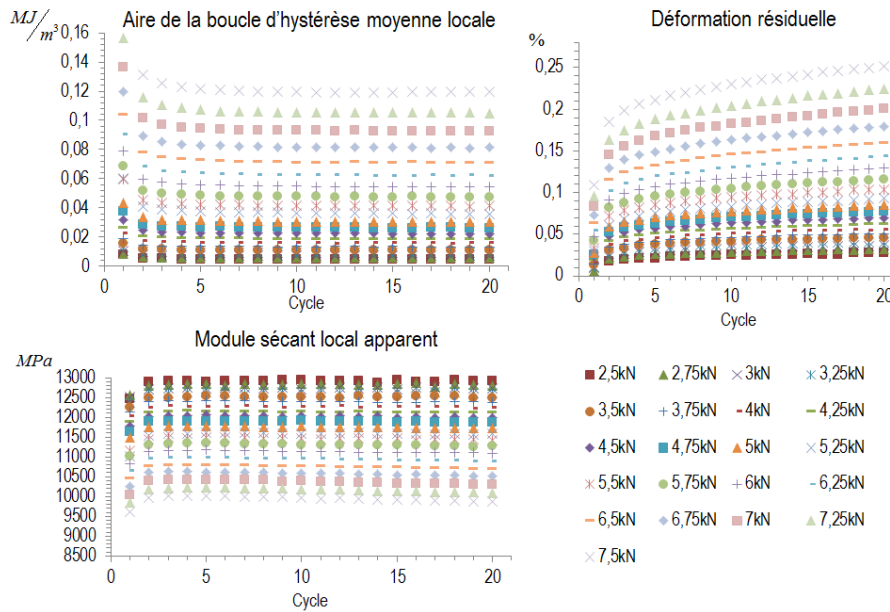


FIGURE 5.28 – Évolutions de l'aire de la boucle d'hystérèse moyenne locale, du module sécant local apparent et de la déformation résiduelle pour chaque palier d'un essai d'auto-échauffement (présentées en fonction de l'amplitude d'effort).  $R=0$ ,  $RH50$ ,  $f=1\text{Hz}$  et température ambiante.

et la deuxième zone divergente. Le temps entre l'apparition du point chaud et la rupture de l'éprouvette est toujours négligeable par rapport à la durée de vie de l'éprouvette ( $< 1\%$  de la durée de vie). Nous supposons donc que la phase de propagation de la fissure est très rapide. Pour mieux comprendre le fait que la rupture peut avoir lieu dans deux zones différentes, le point chaud a été mesuré pour plusieurs cas de durée de vie, tel que montré dans la figure 5.34. Nous observons que pour des faibles durées de vie (de l'ordre des milliers de cycles) la rupture a lieu au niveau de la première zone convergente et pour des durées de vie plus importantes, la rupture a lieu au niveau de la deuxième zone divergente (ligne de givrage). La boîte de protection utilisée s'est déplacée lors de la rupture pour le cas de l'éprouvette ayant une durée de vie de 100023 cycles, ce qui explique l'image tronquée obtenue. La figure 5.35 montre que le point chaud (pour des faibles durées de vie) est bien corrélé avec la zone de localisation de la déformation quelques cycles avant la rupture, ce qui permet de justifier que le point chaud est la signature thermique d'un endommagement local. Nous rappelons que le champ de température est mesuré sur la face opposée de l'éprouvette par rapport à celle où le champ de déformation est mesuré. La figure 5.36a montre qu'il y a une très bonne répétabilité de la mesure de l'énergie dissipée par cycle au niveau de la zone de rupture 1 (première zone convergente) et la zone de rupture 2 (deuxième zone divergente). Cette répétabilité est aussi constatée entre l'essai d'auto-échauffement et les essais de fatigue. Il n'est donc pas nécessaire de mesurer systématiquement le point chaud pour la mise en place du critère de fatigue. La figure 5.36b montre les régimes observés dans le graphique présentant l'énergie dissipée par cycle au niveau du point chaud (pour la zone de rupture 1) en fonction de l'amplitude d'effort en spécifiant la transition entre le premier et le deuxième régime. Finalement, la figure 5.36c montre le critère de fatigue et les essais de fatigue classiques réalisés. La zone de rupture est spécifiée pour chaque essai de fatigue. Nous constatons une bonne corrélation entre le critère de fatigue (identifiée avec l'énergie dissipée par cycle calculée au niveau de la zone de rupture 1) et les essais de fatigue.

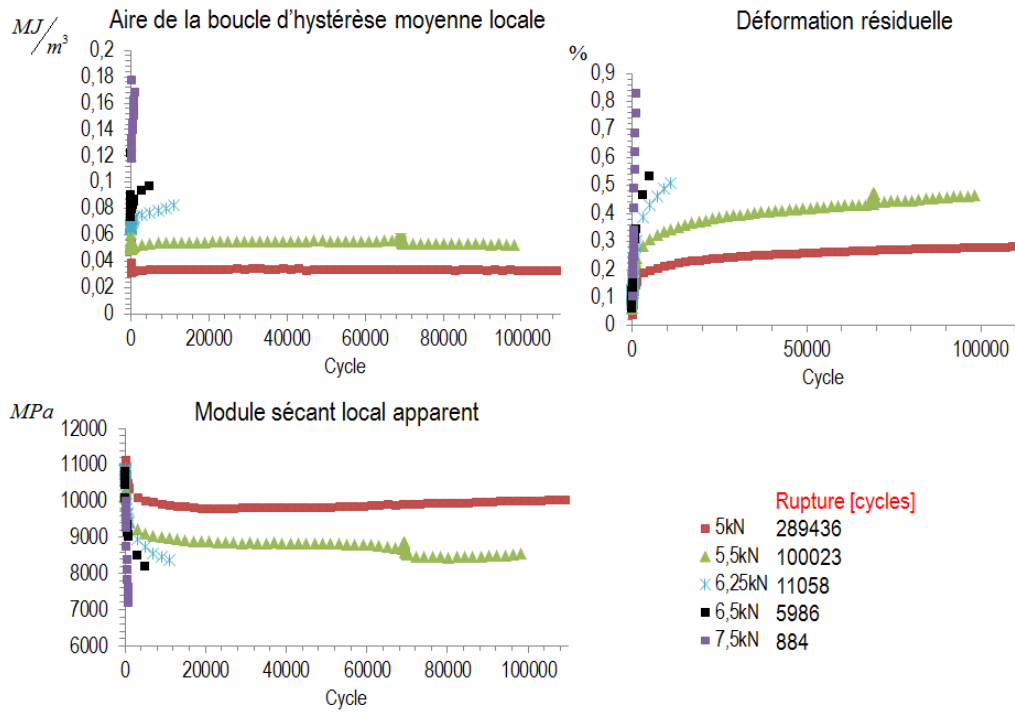


FIGURE 5.29 – Évolutions de l’aire de la boucle d’hystérèse moyenne locale, du module sécant local apparent et de la déformation résiduelle pour des essais de fatigue classiques (présentées en fonction de l’amplitude d’effort). R=0, RH50, f=1Hz et température ambiante.

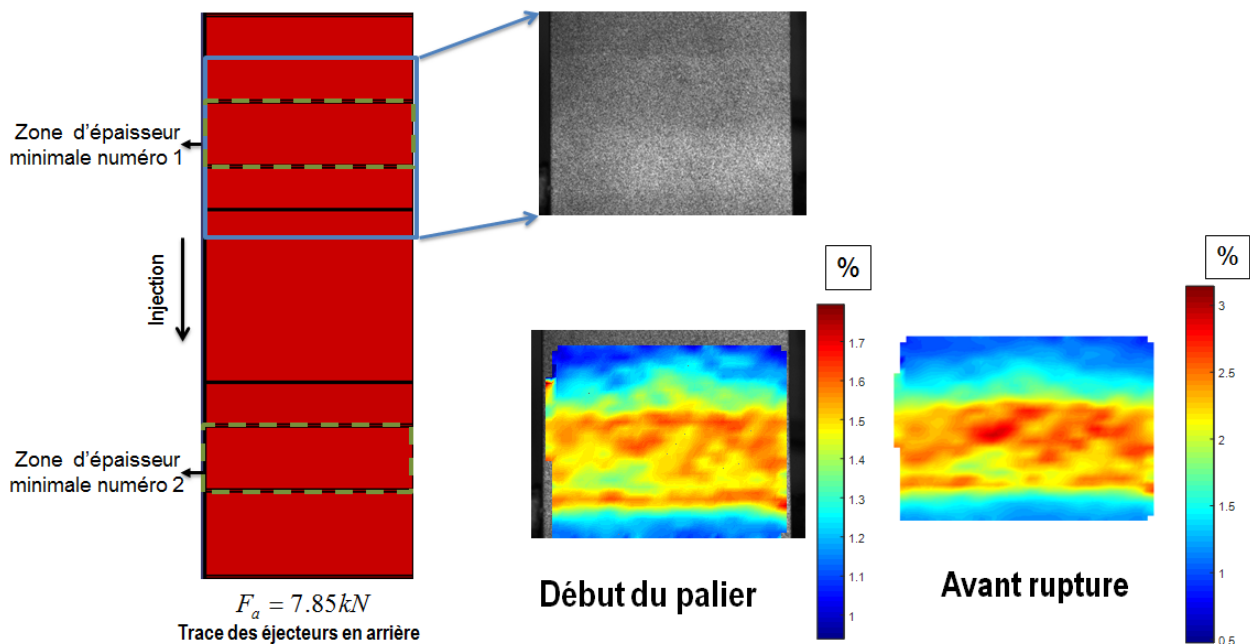


FIGURE 5.30 – Composante yy du champ de déformation surfacique (avec y la direction du chargement) pour un essai de fatigue classique. Durée de vie 382 cycles. R=0, RH50, f=1Hz et température ambiante.



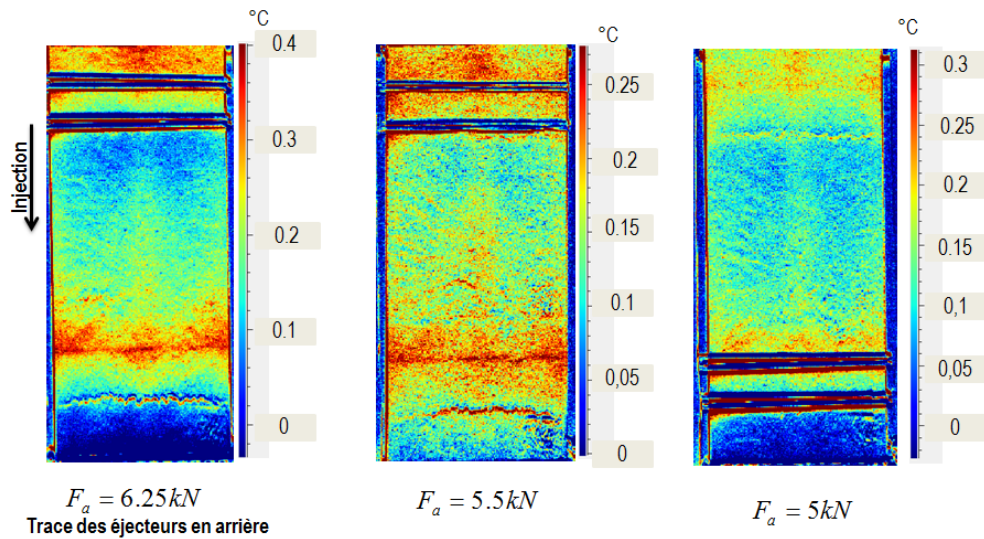
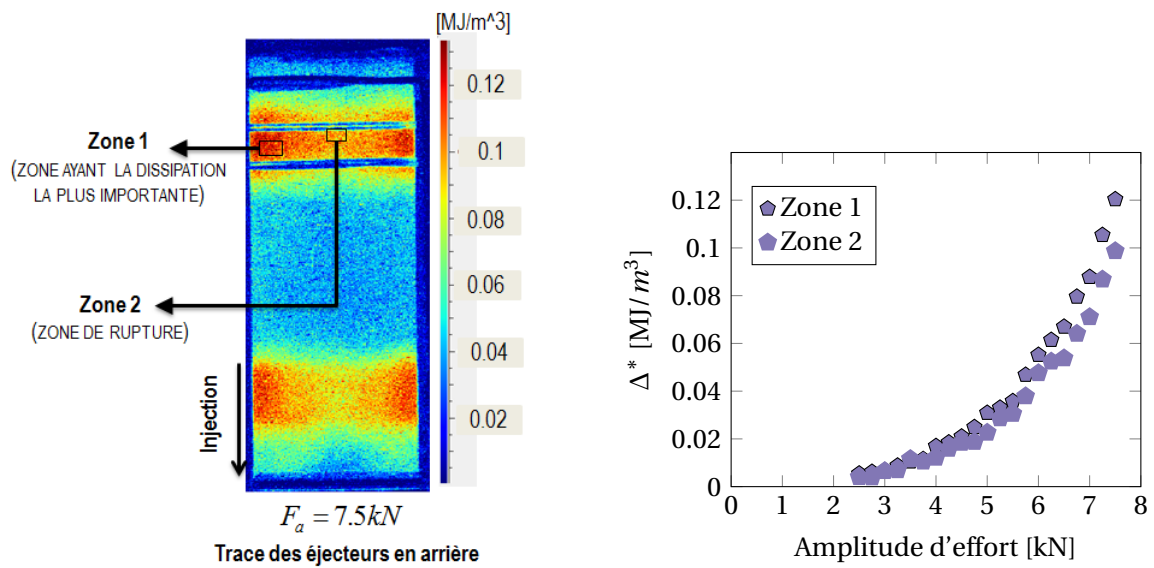


FIGURE 5.31 – Champ de couplage thermoélastique pour trois niveaux d'amplitude d'effort.  $R=0$ , RH50,  $f=1\text{Hz}$  et température ambiante.

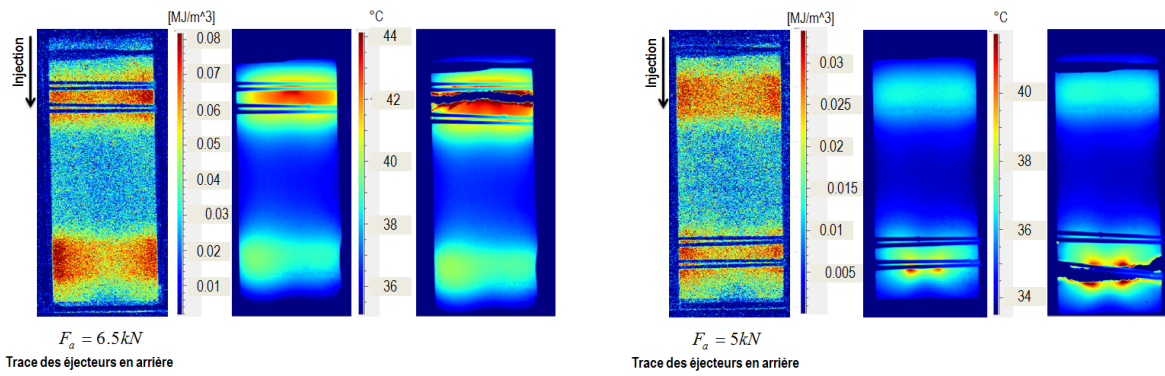


(a) Champ d'énergie dissipée par cycle du dernier palier de chargement.

(b) Comparaison entre les zones.

FIGURE 5.32 – Énergie dissipée par cycle calculée au niveau de la zone ayant la dissipation la plus importante et au niveau de la zone de rupture lors d'un essai d'auto-échauffement.  $R=0$ , RH50,  $f=1\text{Hz}$  et température ambiante.





(a) Champ d'énergie dissipée par cycle et localisation du point chaud (rupture au niveau de la première zone convergente). Durée de vie : 5986 cycles.

(b) Champ d'énergie dissipée par cycle et localisation du point chaud (rupture au niveau de la deuxième zone divergente). Durée de vie : 289436 cycles.

FIGURE 5.33 – Localisation du point chaud pour deux cas de durée de vie. R=0, RH50, f=1Hz et température ambiante.

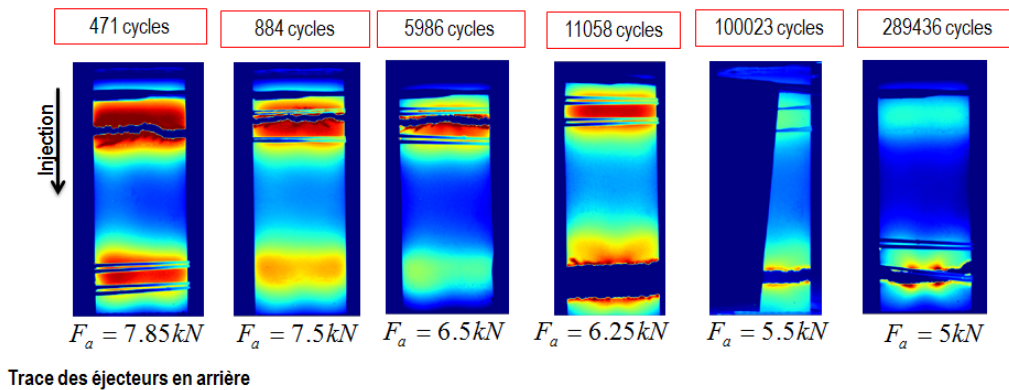


FIGURE 5.34 – Zone de rupture en fonction de la durée de vie. R=0, RH50, f=1Hz et température ambiante.

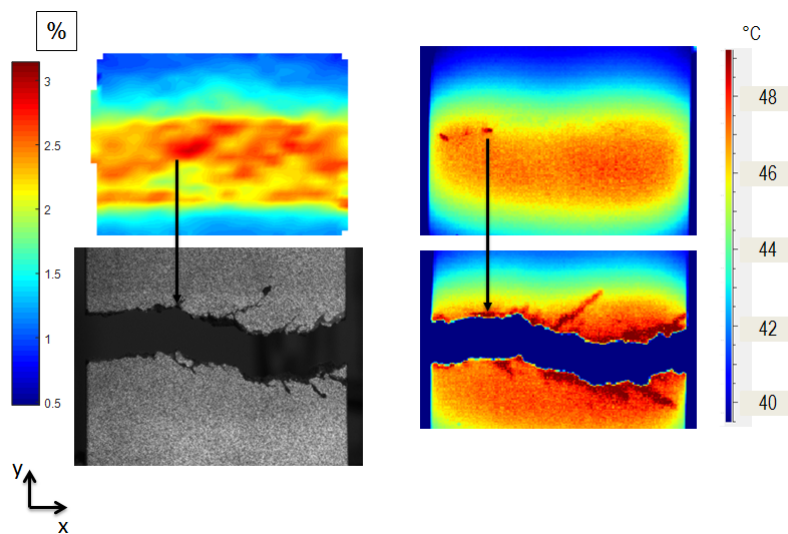
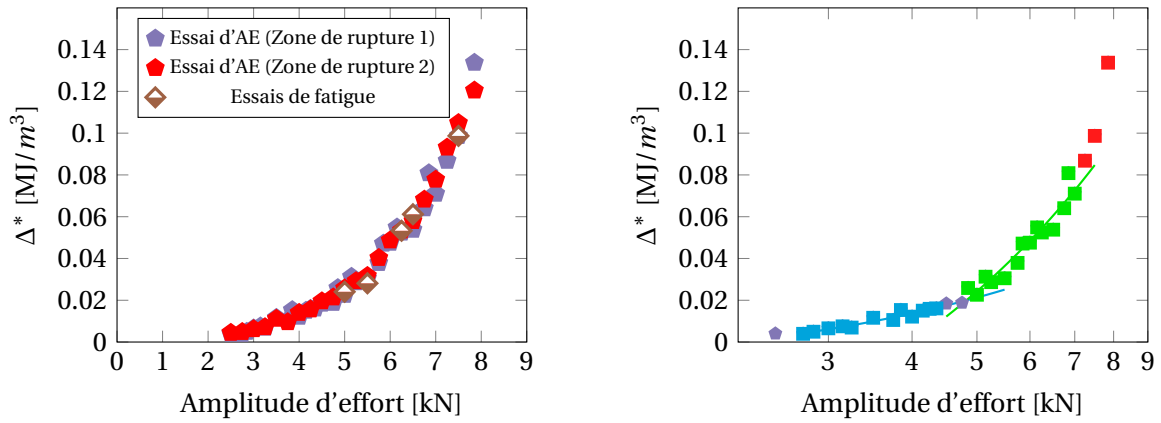
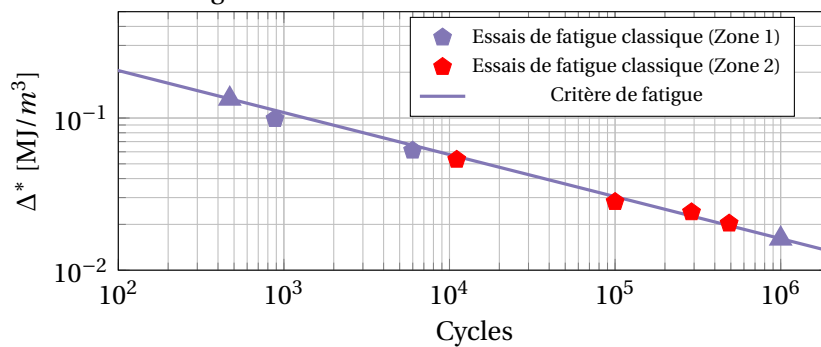


FIGURE 5.35 – Corrélation entre le point chaud et la localisation de la déformation quelques cycles avant rupture (la zone observée est montrée sur la figure 5.30). Durée de vie 382 cycles. R=0, RH50, f=1Hz et température ambiante.



(a) Répétabilité de l'énergie dissipée par cycle au niveau du point chaud entre l'essai d'auto-échauffement et les essais de fatigue.

(b) Régimes observés pour l'identification du critère de fatigue (zone de rupture 1).



(c) Courbe de Wöhler en fonction de  $\Delta^*$  (en spécifiant la zone de rupture).

FIGURE 5.36 – Identification du critère de fatigue. R=0, RH50, f=1Hz et température ambiante.

### 5.4.2 Résultats des essais réalisés à température ambiante, R=0 et DAM.

La figure 5.37 montre le champ d'énergie dissipée par cycle du dernier palier d'un essai d'auto-échauffement et la localisation du point chaud (zone d'initiation) quelques cycles avant la rupture. Cette figure est une vue globale (thermique) du comportement en fatigue de l'éprouvette. Par rapport au cas RH50, nous pouvons remarquer que le champ d'énergie dissipée par cycle reste hétérogène au niveau des zones d'épaisseur minimale de l'éprouvette, mais celui-ci n'est plus symétrique par rapport à la largeur de l'éprouvette. Dans le cas présenté, nous constatons que le point chaud apparaît au niveau de la première zone convergente à l'endroit précis où l'énergie dissipée par cycle est maximale. La figure 5.38 montre les évolutions de l'aire de la boucle d'hystérèse moyenne locale ( $h_{ml}$ ), du module sécant local apparent ( $E_{sla}$ ) et de la déformation résiduelle ( $\varepsilon_r$ ) lors de chaque palier d'un essai auto-échauffement. Nous constatons un comportement similaire à celui du cas RH50 puisque  $h_{ml}$  et  $E_{sla}$  atteignent une valeur quasi-constante à partir du quatrième cycle. Le comportement de  $\varepsilon_r$  est aussi similaire à celui du cas RH50. La figure 5.39 montre les évolutions des données mécaniques pour les essais de fatigue classiques où nous pouvons observer que le comportement reste similaire à celui du cas RH50, c'est-à-dire que  $h_{ml}$  et  $E_{sla}$  sont quasi-constants pendant toute la durée de vie en fatigue lorsque celle-ci est de l'ordre de 10<sup>4</sup> cycles ou plus.

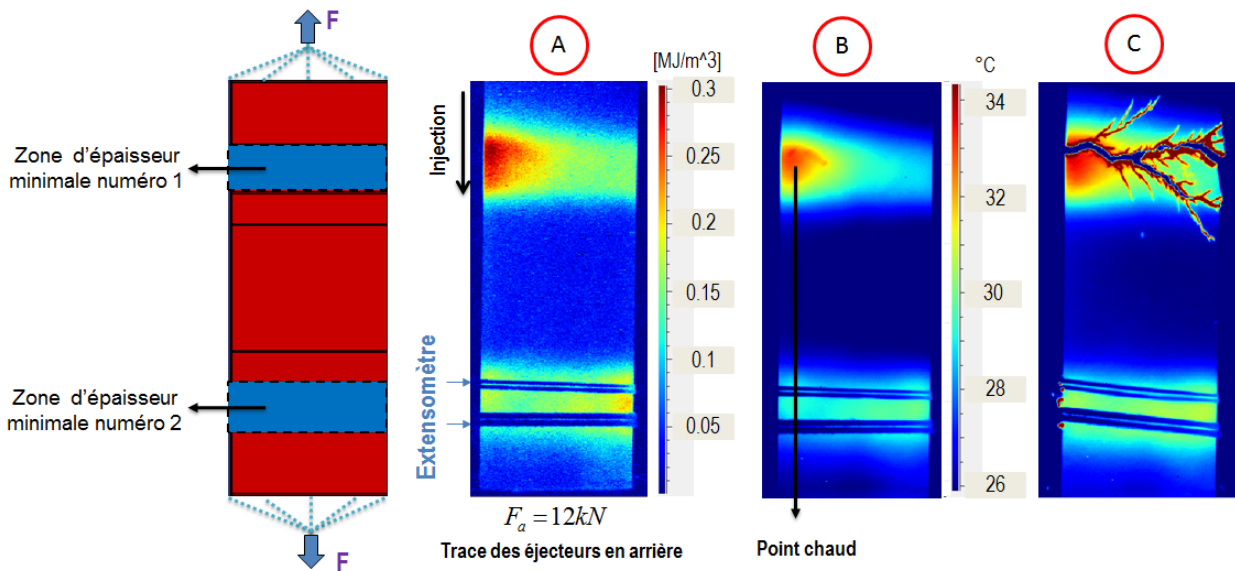


FIGURE 5.37 – A-champ d'énergie dissipée par cycle, B-localisation du point chaud quelques cycles avant la rupture et C- image thermique immédiatement après la rupture. Durée de vie 62 cycles. R=0, DAM, f=1Hz et température ambiante.

La figure 5.40 montre le champ de couplage thermoélastique pour deux niveaux d'amplitude d'effort. Nous pouvons observer que le couplage thermoélastique est maximum au niveau des zones convergentes. La ligne au niveau de la zone divergente où le couplage thermoélastique est plus important par rapport à son voisinage est également détectée.

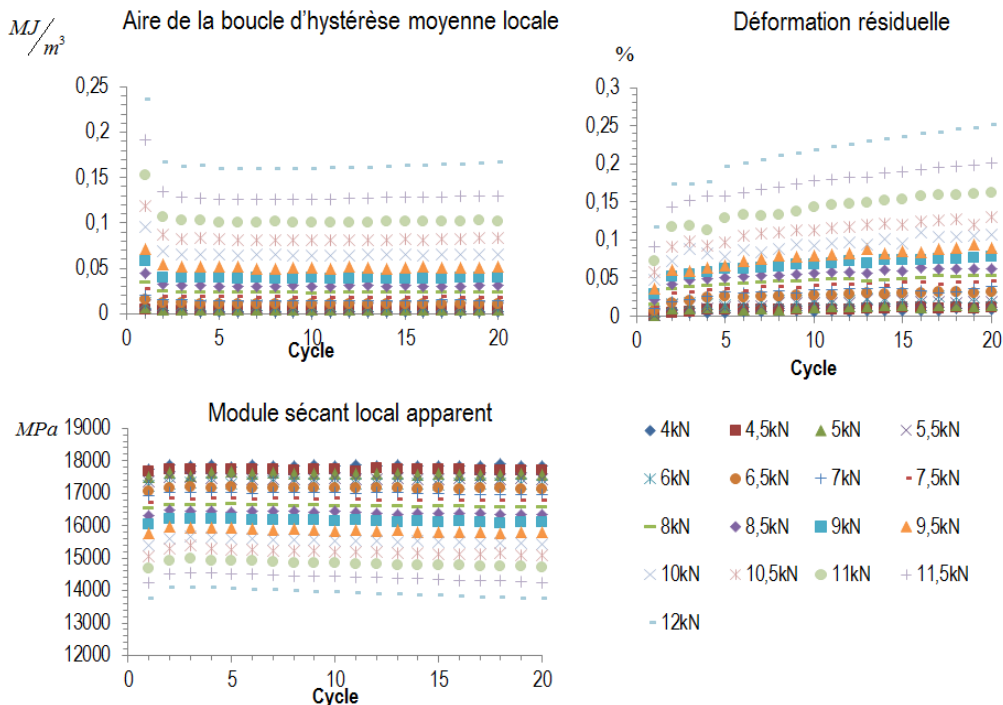


FIGURE 5.38 – Évolutions de l'aire de la boucle d'hystérèse moyenne locale, du module sécant local apparent et de la déformation résiduelle pour chaque palier d'un essai d'auto-échauffement (présentées en fonction de l'amplitude d'effort). R=0, DAM, f=1Hz et température ambiante.

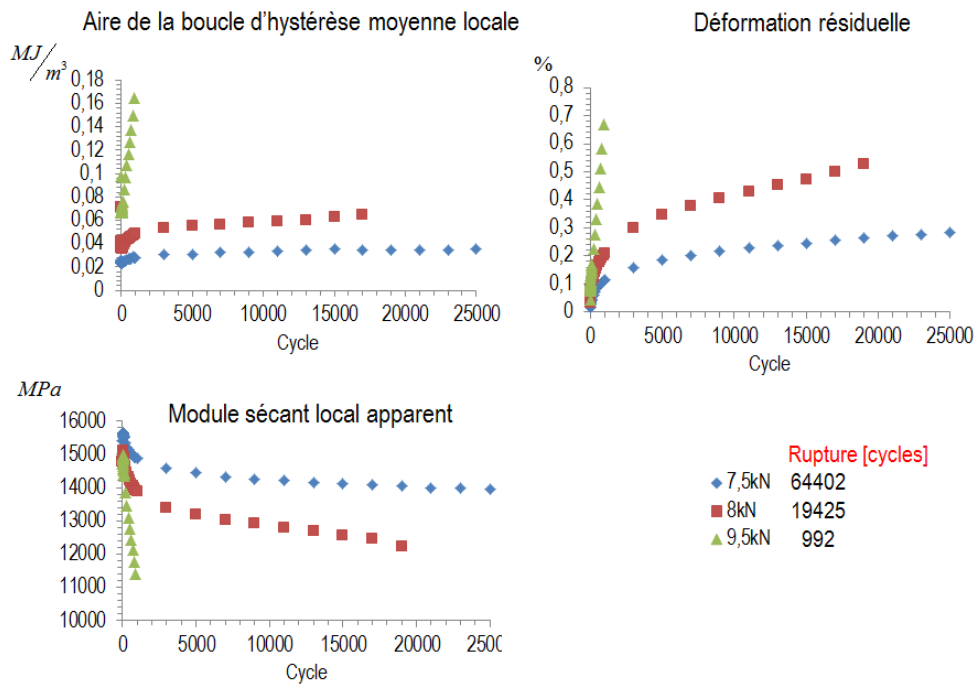


FIGURE 5.39 – Évolutions de l'aire de la boucle d'hystérèse moyenne locale, du module sécant local apparent et de la déformation résiduelle pour des essais de fatigue classiques (présentées en fonction de l'amplitude d'effort).  $R=0$ , DAM,  $f=1\text{Hz}$  et température ambiante.

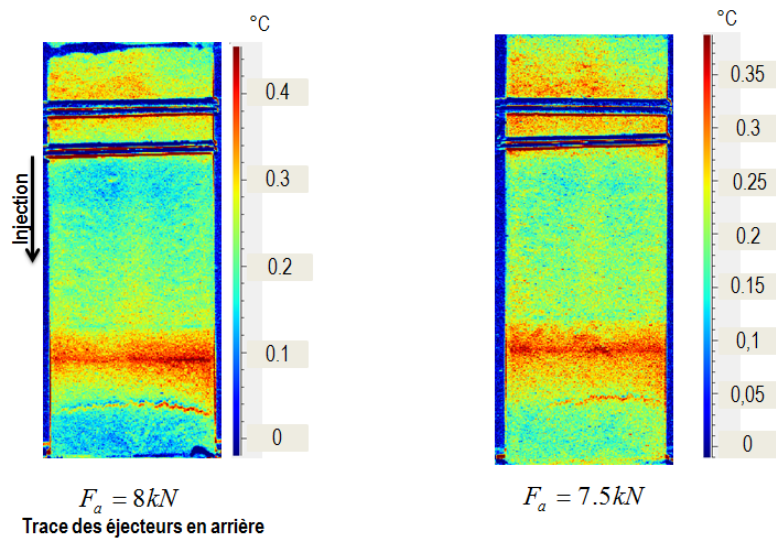
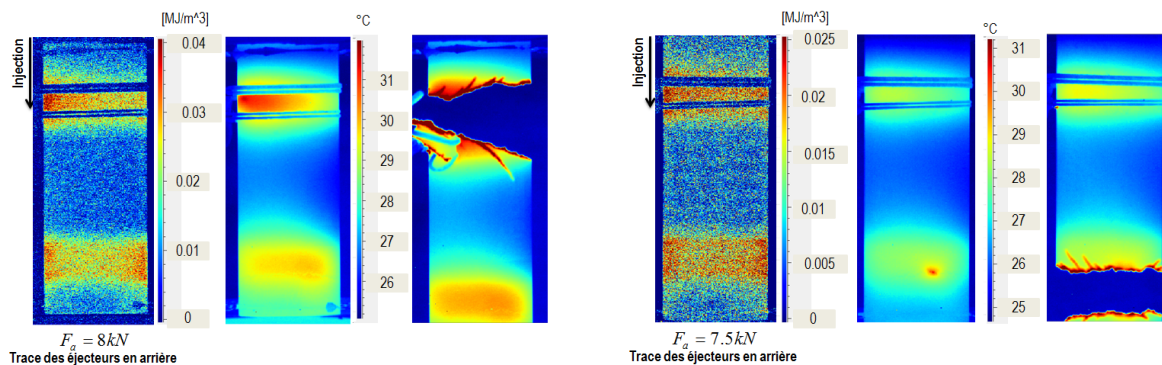


FIGURE 5.40 – Champ de couplage thermoélastique pour deux niveaux d'amplitude d'effort.  $R=0$ , DAM,  $f=1\text{Hz}$  et température ambiante.

La figure 5.41 montre le champ d'énergie dissipée par cycle et le point chaud pour deux cas de durée de vie. Nous observons le même comportement que pour le cas RH50, c'est-à-dire que la rupture peut avoir lieu dans deux zones différentes, qui sont la première zone convergente (zone où l'énergie dissipée par cycle est maximale) et la deuxième zone divergente (ligne de givrage). Le temps entre l'apparition du point chaud et la rupture de l'éprouvette est toujours négligeable par rapport à la durée de vie de l'éprouvette ( $< 1\%$  de la durée de vie), nous supposons donc que la phase de propagation de la fissure est très rapide. Le point chaud a été mesuré pour plusieurs

cas de durée de vie, tel que montré dans la figure 5.42. Nous observons que pour des faibles durées de vie (de l'ordre de quelques milliers de cycles) la rupture a lieu au niveau de la première zone convergente et pour une durée de vie plus importante, la rupture semble avoir lieu au niveau de la deuxième zone divergente (zone de givrage).



(a) Champ d'énergie dissipée par cycle et localisation du point chaud (rupture au niveau de la première zone convergente). Durée de vie : 19425 cycles.

(b) Champ d'énergie dissipée par cycle et localisation du point chaud (rupture au niveau de la deuxième zone divergente). Durée de vie : 64402 cycles.

FIGURE 5.41 – Localisation du point chaud pour deux cas de durée de vie. R=0, DAM, f=1Hz et température ambiante.

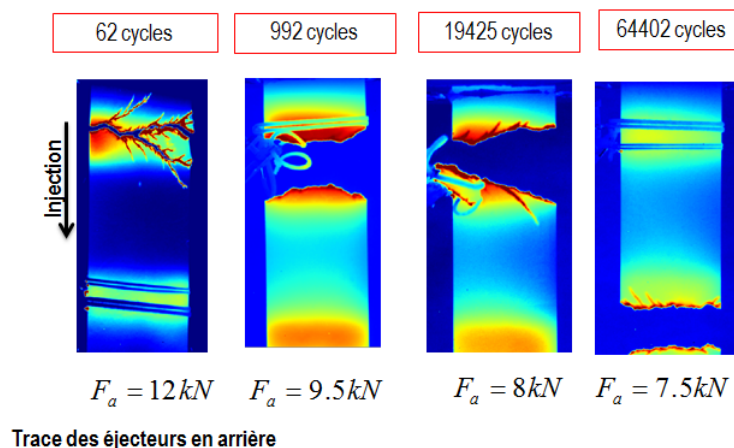
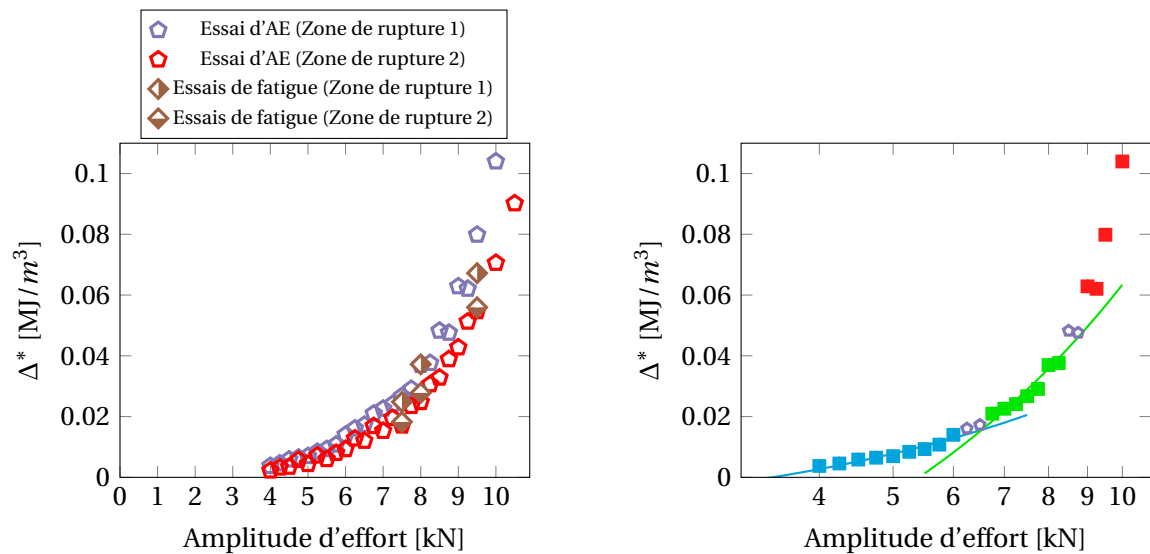


FIGURE 5.42 – Zone de rupture en fonction de la durée de vie. R=0, DAM, f=1Hz et température ambiante.

La figure 5.43a montre l'énergie dissipée par cycle calculée au niveau de chacune des zones de rupture pour les essais de fatigue et l'essai d'auto-échauffement. Nous constatons que pour la zone de rupture 1 (première zone convergente) l'énergie dissipée par cycle est toujours plus importante par rapport à la zone de rupture 2 (deuxième zone divergente). Les régimes de fatigue sont identifiés à partir de l'énergie dissipée par cycle calculée au niveau de la zone de rupture 1, tel que montré dans la figure 5.43b, la transition entre le premier et le deuxième régime est aussi montrée. Finalement, la figure 5.43c montre le critère de fatigue et les essais de fatigue classique réalisés, la zone de rupture est spécifiée pour chaque essai de fatigue. Nous constatons une bonne corrélation entre le critère de fatigue (identifiée avec l'énergie dissipée par cycle calculée au niveau de la zone de rupture 1) et les essais de fatigue. Nous observons que la différence de

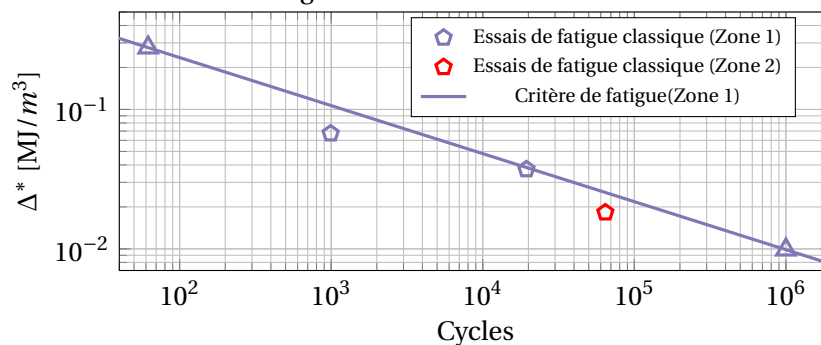


localisation des zones de rupture n'a pas d'influence remarquable vis-à-vis du critère de fatigue. Cependant, il faut réaliser plus d'essais de fatigue pour mieux évaluer la dispersion pour des longues durées de vie.



(a) Répétabilité de la mesure de l'énergie dissipée par cycle au niveau du point chaud entre l'essai d'auto-échauffement et les essais de fatigue.

(b) Régimes observés pour l'identification du critère de fatigue (zone de rupture 1).



(c) Courbe de Wöhler en fonction de  $\Delta^*$  (en spécifiant la zone de rupture).

FIGURE 5.43 – Identification et validation du critère de fatigue.  $R=0$ , DAM,  $f=1\text{Hz}$  et température ambiante.

### 5.4.3 Bilan sur les éprouvettes Wavy 2

#### Résultats et comparaison entre les teneurs en humidité (RH50 et DAM)

La figure 5.44 montre la comparaison en terme d'énergie dissipée par cycle, champ d'énergie dissipée par cycle et critère de fatigue des deux cas de teneur en humidité étudiées pour les éprouvettes Wavy 2. Les conclusions de cette comparaison sont :

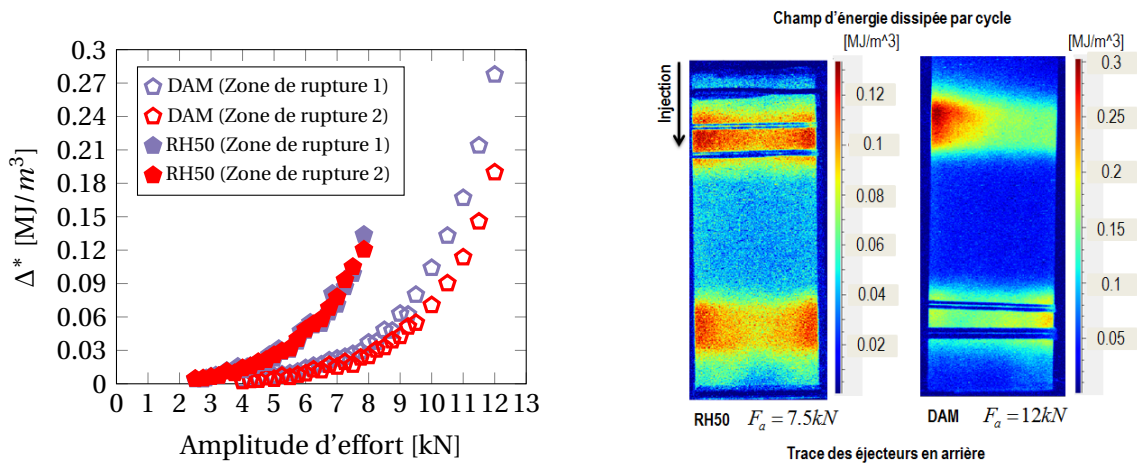
- l'allure du champ d'énergie dissipée par cycle est différente pour chaque cas de teneur en humidité considérée. Celui-ci est symétrique par rapport à la largeur de l'éprouvette pour le cas RH50 et non symétrique pour le cas DAM. Comme pour les éprouvettes Wavy 1, le fait qu'il ne soit pas symétrique est étonnant parce que la microstructure prédite (cf.

Fig.3.11) est bien symétrique par rapport à la largeur de l'éprouvette. Cette différence peut être due à des contraintes résiduelles présentes dans l'éprouvette sèche, lesquelles sont relaxées lorsque l'éprouvette absorbe de l'eau ;

- la zone de rupture dépend du niveau de sollicitation (ou bien de la durée de vie). Pour des chargements faibles, la rupture semble pilotée par la propagation d'un défaut surfacique présent à l'état initial (givrage). Pour des chargements importants, la rupture apparaît au niveau de la première zone convergente (zone sans givrage), la rupture semble donc pilotée par une plastification ou par l'action d'un défaut local ;
- la zone ayant la dissipation la plus importante n'est pas la zone de rupture pour les deux cas de teneur en humidité (sauf pour le cas DAM pour des faibles durées de vie). Comme pour les éprouvettes Wavy 1, cela peut être dû à la variation locale de l'orientation ;
- les prédictions du critère de fatigue sont très bonnes pour chaque cas de teneur en humidité. Le critère donne de bonnes prédictions, même pour des zones de rupture différentes, avec et sans défaut de surface (givrage) ;
- les critères de fatigue identifiés pour chaque cas de teneur en humidité ne sont pas unifiés (écart entre les critères pouvant dépasser une demi-décade pour le même niveau de  $\Delta^*$ ). Mais, ceux-ci sont plus proches que dans le cas des éprouvettes Wavy 1.

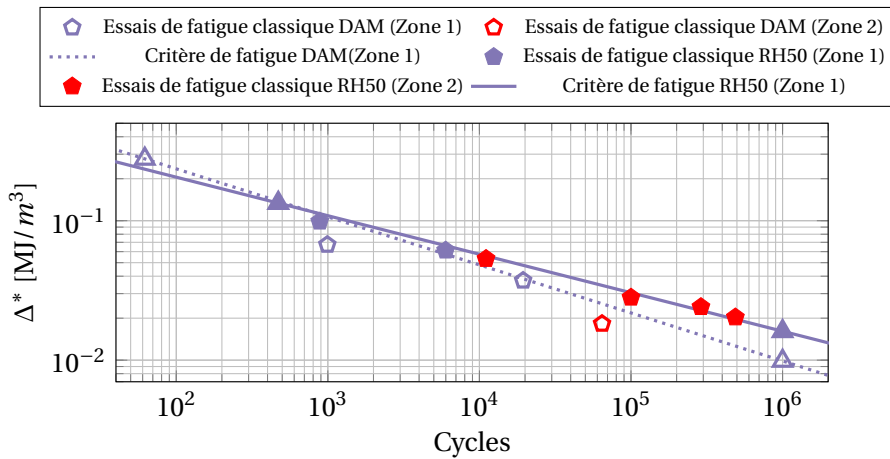
### **Comparaison entre les éprouvettes Wavy 2 RH50 et les éprouvettes Dogbone 0° RH50**

La figure 5.45 montre la comparaison des courbes de fatigue en fonction de  $\Delta^*$  entre les éprouvettes Wavy 2 (en spécifiant la zone de rupture) et l'éprouvette Dogbone 0° pour une teneur en humidité RH50. Nous pouvons observer que les critères de fatigue sont proches (moins d'une demi-décade pour le même niveau de  $\Delta^*$ ). Ceci est une deuxième vérification que le critère de fatigue identifié sur des éprouvettes simples est valide pour des éprouvettes plus complexes (même avec la présence du défaut surfacique). Notons que la microstructure prédite des éprouvettes Wavy 2 (cf. Fig.3.11) est majoritairement orientée à 0° au niveau de la peau.



(a) Énergie dissipée par cycle calculée au niveau de chacune des zones de rupture pour chaque cas de teneur en humidité.

(b) Champ d'énergie dissipée par cycle pour chaque teneur en humidité considérée.



(c) Comparaison des courbes de fatigue en fonction de  $\Delta^*$  pour chaque cas de teneur en humidité.

FIGURE 5.44 – Comparaison des résultats en fonction de la teneur en humidité. R=0, f=1Hz et température ambiante.

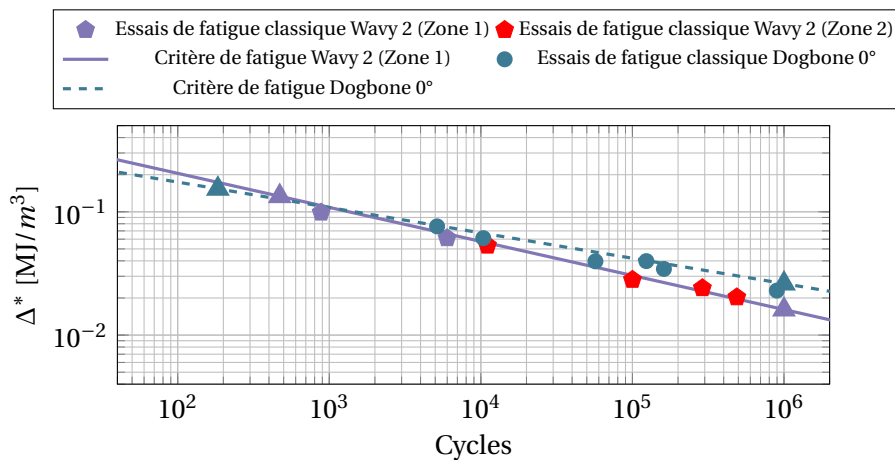


FIGURE 5.45 – Comparaison des courbes de fatigue en fonction de  $\Delta^*$  entre les éprouvettes Wavy 2 et les éprouvettes Dogbone 0°. RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante.



## 5.5 Eprouvettes T-Bone 1A et 1B

L'objectif de ces éprouvettes est de ressembler aux nervures des pièces réelles. Ces éprouvettes ont été conçues de façon à pouvoir être sollicitées en traction cyclique et en flexion cyclique (les conditions de chargement seront montrées par la suite). Cette section est consacrée à la présentation des résultats pour les deux façons d'injecter les éprouvettes. Les résultats des essais de traction seront d'abord présentés, puis ceux des essais de flexion. Une seule teneur en humidité a été étudiée (RH50). Il faut remarquer que, pour les éprouvettes T-Bone, nous n'observons pas des défauts de givrage.

### 5.5.1 Résultats des essais réalisés en traction cyclique à température ambiante, R=0 et RH50

Pour le cas des essais réalisés en traction, la zone considérée critique en termes de gradients mécaniques est la zone de jonction entre la tige et la semelle. Cette zone peut être observée du côté de la tige ou sur la face opposée à celle-ci. L'ensemble des résultats seront présentés en spécifiant le côté observé.

#### Éprouvettes T-Bone 1A

Pour les éprouvettes T-bone 1A, plusieurs points chauds sont observés quelques cycles avant la rupture. La figure 5.46 montre le champ d'énergie dissipée par cycle du dernier palier d'un essai d'auto-échauffement (Fig. A) et la localisation des points chauds quelques cycles avant la rupture (Fig. B, l'éprouvette est observée avec la tige devant). Cette figure est une vue globale (thermique) du comportement en fatigue de l'éprouvette, car le champ d'énergie dissipée par cycle est calculé au début du palier et les points chauds sont mesurés quelques cycles avant la rupture. Il faut remarquer que pour mieux observer les zones à côté de la tige, celle-ci a été découpée à mi-hauteur. Nous pouvons observer que le champ d'énergie dissipée par cycle est maximum au niveau de la zone de jonction entre la tige et la semelle et au niveau de la zone où l'éprouvette est prise dans les mors. Il est important de remarquer que les zones de dissipation importante existent au voisinage des 2 mors, mais sont visibles ou non suivant la position de la boîte de confinement. Les points chauds observés apparaissent des deux côtés de la tige par rapport à la longueur de l'éprouvette dans les zones où l'énergie dissipée par cycle est maximale. Cette première figure pose une question qui sera abordée par la suite : est-ce que le fait d'observer deux points chauds est le signe d'un comportement en fatigue ayant plusieurs zones d'initiation ? La figure 5.47 montre les évolutions de l'aire de la boucle d'hystérèse moyenne locale ( $h_{ml}$ ), du module sécant local apparent ( $E_{sla}$ ) et de la déformation résiduelle ( $\epsilon_r$ ) lors de chaque palier d'auto-échauffement considéré. Nous pouvons observer que  $h_{ml}$  et  $E_{sla}$  atteignent une valeur quasi-constante à partir du quatrième cycle, ce qui nous permet de dire (au moins de façon globale) que l'énergie dissipée par cycle est constante à partir du quatrième cycle. Le choix de la méthode présentée dans le chapitre 4 pour l'obtention de l'énergie dissipée par cycle est justifiée. Dans le cas de ces éprouvettes les point chauds apparaissent dans la zone comprise entre les couteaux de l'extensomètre (dans la largeur). C'est pourquoi les données fournies par l'extensomètre sont plus représentatives du comportement local en fatigue que

pour les épreuves Wavy 1 et Wavy 2. Nous observons également que  $\varepsilon_r$  n'atteint pas une valeur constante, mais que la cinétique d'évolution est plus lente à partir du quatrième cycle.

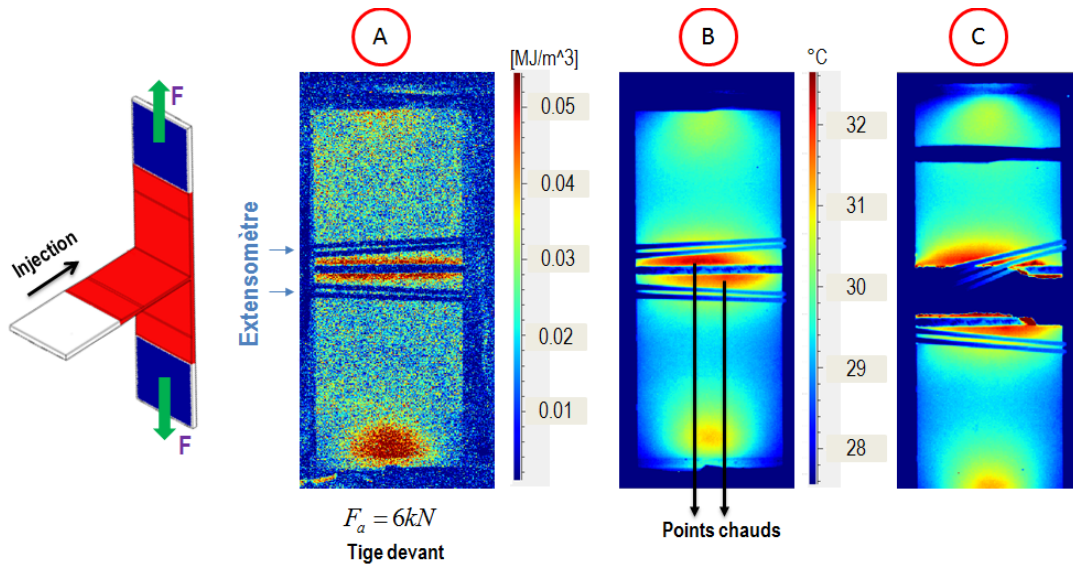


FIGURE 5.46 – A-champ d'énergie dissipée par cycle, B-localisation des points chauds quelques cycles avant la rupture et C- image thermique immédiatement après la rupture. Durée de vie 815 cycles. RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante.

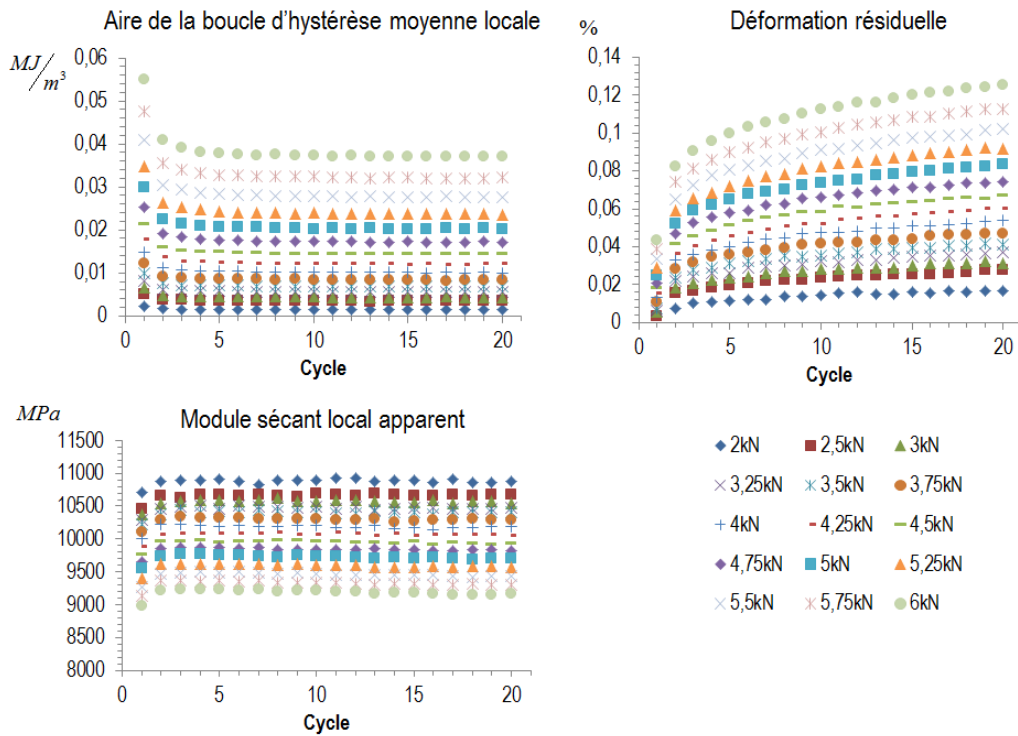


FIGURE 5.47 – Évolutions de l'aire de la boucle d'hystérèse moyenne locale, du module sécant local apparent et de la déformation résiduelle pour chaque palier d'un essai d'auto-échauffement (présentées en fonction de l'amplitude d'effort). RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante.

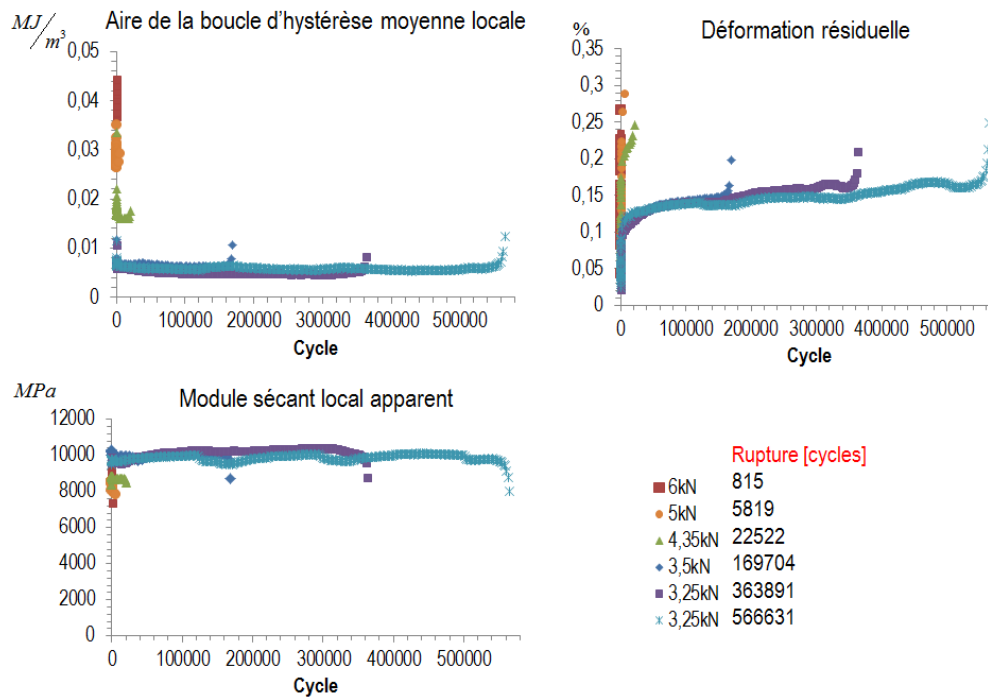


FIGURE 5.48 – Évolutions de l'aire de la boucle d'hystérèse moyenne locale, du module sécant local apparent et de la déformation résiduelle pour des essais de fatigue classiques (présentées en fonction de l'amplitude d'effort). RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante.

Les données mécaniques ont aussi été étudiées pour des essais de fatigue classiques, tel que montré sur la figure 5.48, où nous pouvons observer que  $h_{ml}$  et  $E_{sla}$  sont quasi-constants pendant la majorité de la durée de vie en fatigue lorsque celle-ci est de l'ordre de  $10^4$  cycles ou plus. L'énergie dissipée par cycle calculée au début de l'essai de fatigue peut donc être considérée comme représentative de l'ensemble de l'essai pour des durées de vie de l'ordre de quelques dizaines de milliers de cycles ou plus. Quelques cycles avant la rupture nous constatons une diminution remarquable de  $E_{sla}$  (ou une augmentation de  $h_{ml}$ ), ce comportement est lié à la perte de raideur de l'éprouvette due à la fissuration par fatigue (constat qui sera montré par la suite). Puisque les points chauds apparaissent entre les couteaux de l'extensomètre, celui-ci est capable de capter la perte de raideur. Pour le cas de  $\varepsilon_r$ , une évolution est constatée pour chaque niveau de durée de vie considéré, mais la cinétique d'évolution semble être moins marquée pour des durées de vie de l'ordre de  $10^4$  cycles ou plus. En outre, la fissuration par fatigue est aussi visible sur l'évolution de  $\varepsilon_r$ . La figure 5.49 montre le champ de couplage thermoélastique pour deux niveaux d'amplitude d'effort. Nous pouvons observer que le couplage thermoélastique est maximum au niveau de la zone de jonction entre la tige et la semelle (dans la même zone où l'énergie dissipée par cycle est maximale) et que celui-ci est symétrique par rapport à la tige. Ceci paraît logique car l'injection a lieu par la tige et l'écoulement est symétrique. La figure 3.16a montre ainsi que les prédictions du tenseur d'orientation sont symétriques. La figure 5.50 montre l'énergie dissipée par cycle calculée au niveau de la zone de jonction entre la tige et la semelle lorsque la tige est devant ou derrière dans la zone observée lors d'essais d'auto-échauffement. Nous pouvons observer jusqu'à  $F_a = 6kN$ , que l'énergie dissipée par cycle est plus importante lorsque la tige est devant la zone observée. C'est pourquoi nous considérons que la zone critique en terme de fatigue se trouve du côté de la tige. L'ensemble des essais de fatigue ont donc été

observés avec la tige en face visible.

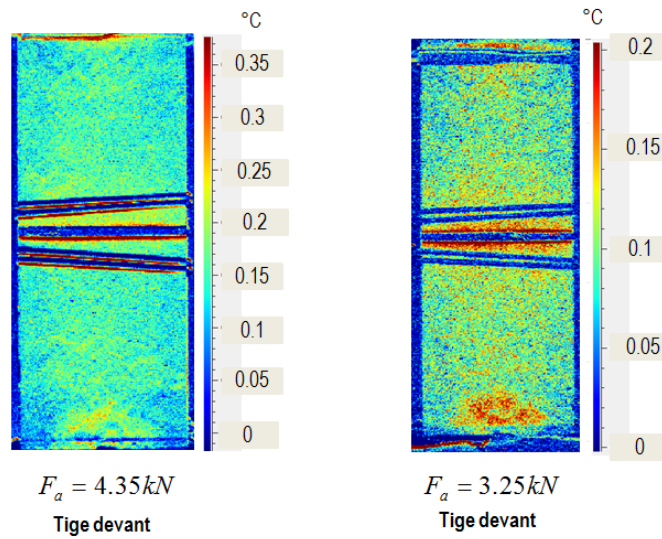


FIGURE 5.49 – Champ de couplage thermoélastique pour deux niveaux d’amplitude d’effort. RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante.

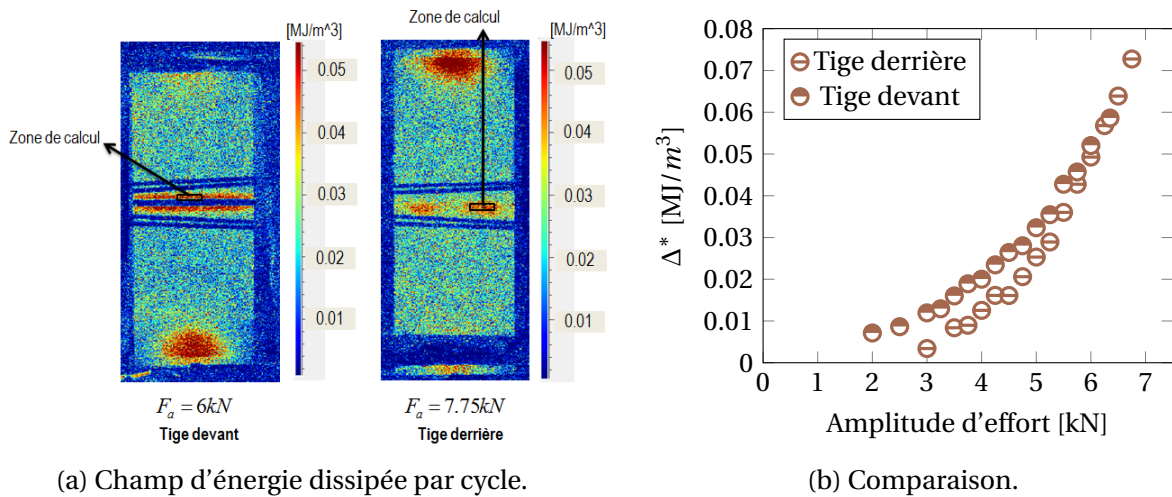
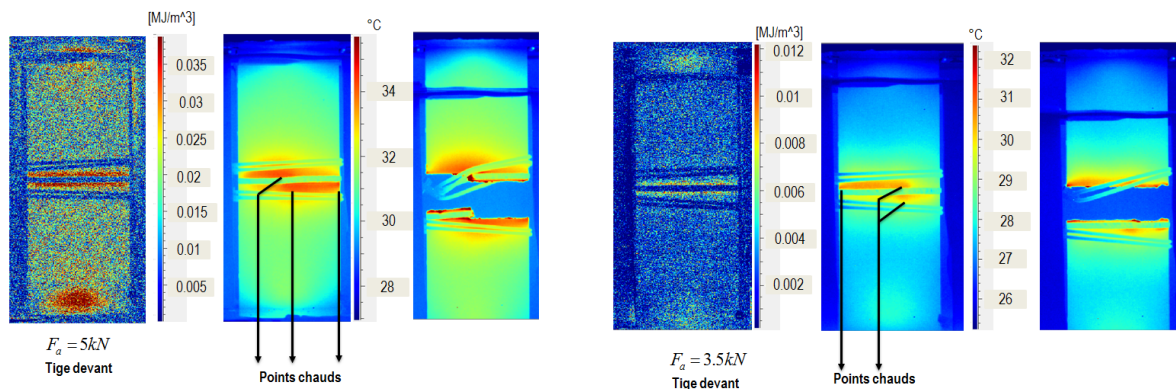


FIGURE 5.50 – Énergie dissipée par cycle mesurée au niveau de la zone de jonction entre la tige et la semelle lorsque la tige est devant ou derrière la zone observée. RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante.

Les points chauds ont été étudiés pour plusieurs cas de durée de vie, tel que montré sur la figure 5.51. Nous constatons que l’apparition de deux ou trois points chauds quelques cycles avant la rupture est toujours observée (indépendamment de la durée de vie). Il ne semble pas y avoir un côté préférentiel par rapport à la tige où les points chauds apparaissent. Nous observons même quelques éprouvettes où ceux-ci apparaissent des deux côtés de la tige. Contrairement aux éprouvettes Wavy 1 et Wavy 2, nous avons observé que le temps entre l’apparition des points chauds et la rupture de l’éprouvette est plus long, ce qui pourrait être le signe d’une phase de propagation de fissure non négligeable. L’évolution des données mécaniques présentée sur la figure 5.48 montre que la perte de raideur de l’éprouvette avant la rupture est constatée pendant un pourcentage de la durée de vie non négligeable (jusqu’à 10% de la durée de vie). Ceci pourrait

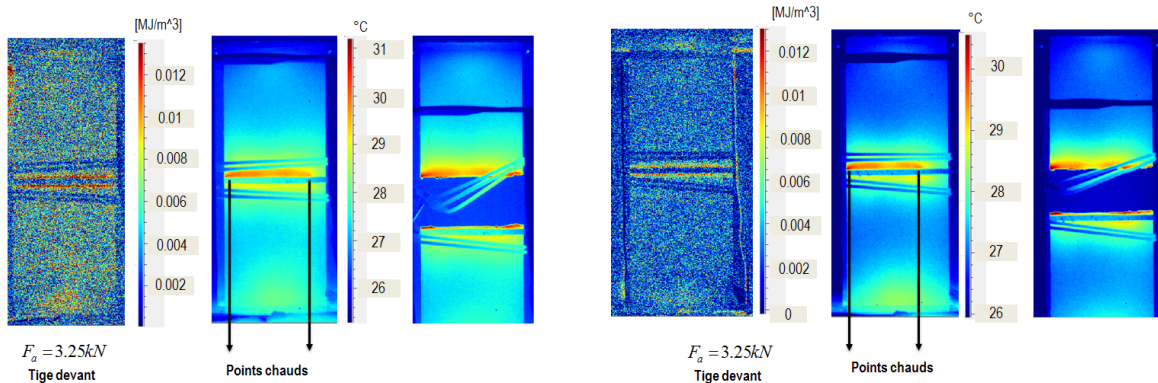


être un autre signe d'une phase de propagation de fissure non négligeable. Pour approfondir le scénario d'endommagement en fatigue (initiation, propagation et rupture) nous avons étudié l'évolution d'une variable supplémentaire pendant la durée de vie de l'éprouvette, à savoir le couplage thermoélastique.



(a) Champ d'énergie dissipée par cycle et localisation des points chauds. Durée de vie : 5819 cycles.

(b) Champ d'énergie dissipée par cycle et localisation des points chauds. Durée de vie : 169704 cycles.



(c) Champ d'énergie dissipée par cycle et localisation des points chauds. Durée de vie : 363891 cycles.

(d) Champ d'énergie dissipée par cycle et localisation des points chauds. Durée de vie : 566631 cycles.

FIGURE 5.51 – Localisation des points chauds pour quatre cas de durée de vie. RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante.

Les figures 5.52 et 5.53 montrent l'évolution de la température moyennée dans trois zones comprises entre les points chauds observés pour un certain nombre de cycles avant la rupture. Cette évolution nous permet d'apprécier les changements du couplage thermoélastique (évolution de l'amplitude du signal de température) qui surviennent pendant la durée de vie de l'éprouvette. En dessous, nous montrons l'évolution du champ de couplage thermoélastique entre l'état initial et quelques cycles avant la rupture. Nous pouvons clairement observer que le couplage thermoélastique chute dans une zone bien précise un certain nombre de cycles avant la rupture et que cette zone s'élargit progressivement. Cette chute est associée à une fissuration. Nous pouvons remarquer que les points chauds observés quelques cycles avant la rupture semblent corrélés aux extrémités de la zone où le couplage thermoélastique a chuté à la fin de l'essai. Ces observations montrent qu'il y a une étape de propagation non négligeable pour ces éprouvettes. Le nombre de cycles de l'étape de propagation semble être corrélé au nombre de cycles durant

lesquels l'éprouvette présente une perte de raideur (cf. Fig. 5.48), c'est-à-dire, au maximum 10% de la durée de vie. Pour la mise en place du critère de fatigue, le calcul de l'énergie dissipée par cycle sera réalisé au niveau de la zone d'initiation.

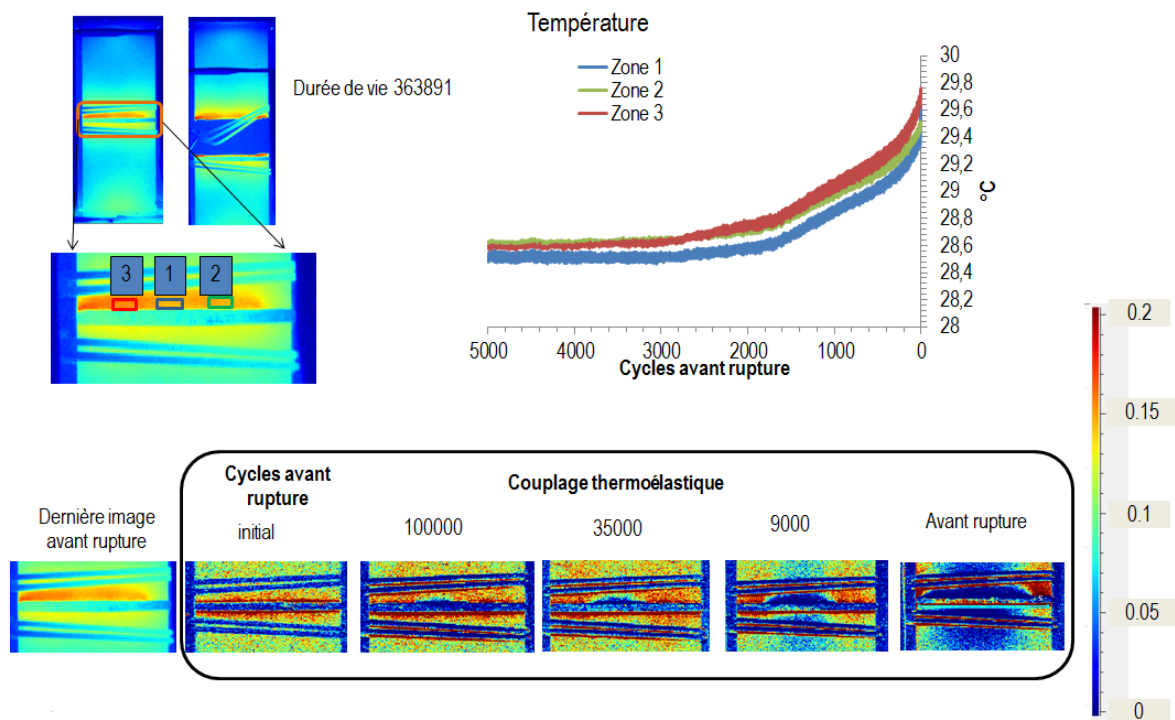


FIGURE 5.52 – Évolution du couplage thermoélastique lors d'un essai de fatigue. Durée de vie 363891 cycles.

La figure 5.54a montre qu'il y a une très bonne répétabilité de l'énergie dissipée par cycle au niveau de la zone d'initiation entre l'essai d'auto-échauffement et les essais de fatigue. Il n'est donc pas nécessaire de mesurer systématiquement la zone d'initiation pour la mise en place du critère de fatigue. La figure 5.54b montre les régimes observés dans le graphique présentant l'énergie dissipée par cycle au niveau de la zone d'initiation en fonction de l'amplitude d'effort en spécifiant la transition entre le premier et le deuxième régime. Finalement, la figure 5.54c montre le critère de fatigue et les essais de fatigue classique réalisés. Nous constatons une bonne corrélation entre les deux.

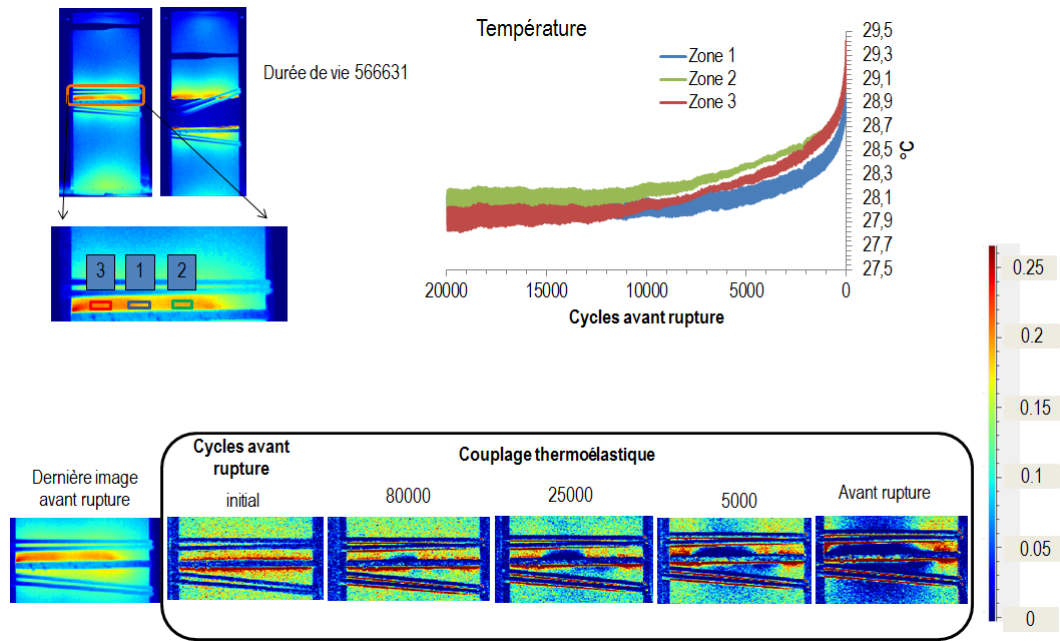
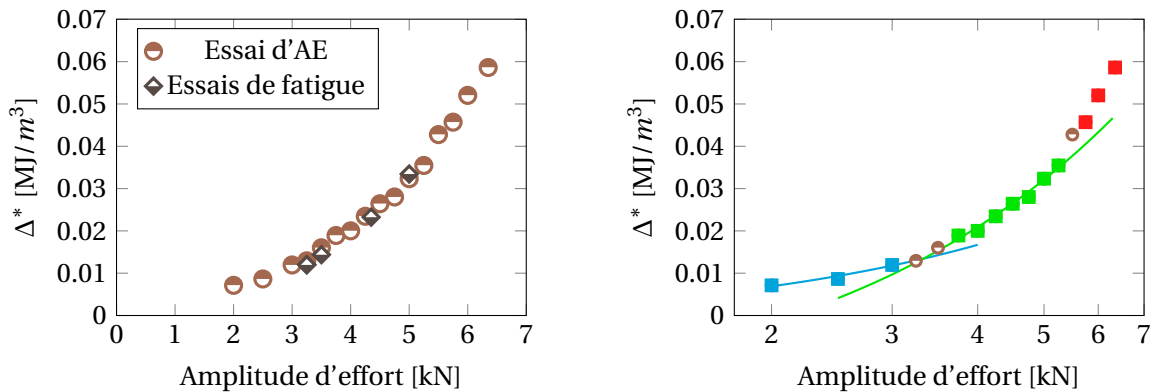
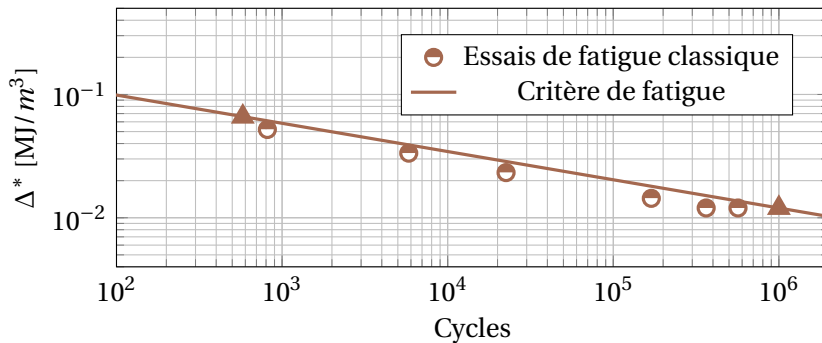


FIGURE 5.53 – Évolution du couplage thermoélastique lors d’un essai de fatigue. Durée de vie 566631 cycles.



(a) Répétabilité de la mesure de l’énergie dissipée par cycle au niveau de la zone d’initiation entre l’essai d’auto-échauffement et les essais de fatigue.

(b) Régimes observés pour l’identification du critère de fatigue.



(c) Courbe de Wöhler en fonction de  $\Delta^*$ .

FIGURE 5.54 – Identification et validation du critère de fatigue. RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante.

### Éprouvettes T-Bone 1B

Pour ces éprouvettes, la rupture a toujours lieu dans la zone de jonction entre la tige et la semelle du côté opposé à la tige par rapport à l'injection. La figure 5.55 montre le champ d'énergie dissipée par cycle du dernier palier d'un essai d'auto-échauffement (Fig. A) et la localisation des points chauds quelques cycles avant la rupture (Fig. B, l'éprouvette est observée avec la tige devant). Cette figure est une vue globale (thermique) du comportement en fatigue de l'éprouvette, car le champ d'énergie dissipée par cycle est calculé au début du palier et les points chauds sont mesurés quelques cycles avant la rupture. Comme la rupture a toujours lieu du même côté de la tige, la caméra a été placée de façon à bien observer la zone de rupture de l'éprouvette sans avoir besoin de découper la tige. Nous pouvons observer que le champ d'énergie dissipée par cycle est maximum au niveau de la zone de jonction entre la tige et la semelle. Deux points chauds sont observés au niveau de la zone où l'énergie dissipée par cycle est maximale. La question sur les zones d'initiation doit être également abordée pour ce cas d'éprouvettes. La figure 5.56 montre les évolutions de l'aire de la boucle d'hystérèse moyenne locale ( $h_{ml}$ ), du module sécant local apparent ( $E_{sla}$ ) et de la déformation résiduelle ( $\varepsilon_r$ ) lors de chaque palier d'auto-échauffement. Les mêmes observations sont réalisées que pour les éprouvettes T-Bone 1A,  $h_{ml}$  et  $E_{sla}$  atteignent une valeur quasi-constante à partir du quatrième cycle, ce qui nous permet de dire que l'énergie dissipée par cycle est constante à partir du quatrième cycle. Le choix de la méthode présentée dans le chapitre 4 pour l'obtention de l'énergie dissipée par cycle est justifiée. Dans le cas de ces éprouvettes les points chauds apparaissent aussi dans la zone comprise entre les couteaux de l'extensomètre (dans la largeur), c'est pourquoi les données fournies par l'extensomètre sont plus représentatives du comportement local en fatigue par rapport aux éprouvettes Wavy 1 et Wavy 2. La figure 5.57 montre l'évolution des données mécaniques pour des essais de fatigue classiques. Un comportement similaire à celui des éprouvettes T-Bone 1A est constaté,  $h_{ml}$  et  $E_{sla}$  sont quasi-constants pendant la plupart de la durée de vie en fatigue lorsque celle-ci est de l'ordre de  $10^4$  cycles ou plus. L'énergie dissipée par cycle calculée au début de l'essai de fatigue peut donc être considérée comme représentative de l'ensemble de l'essai pour des durées de vie de l'ordre de quelques dizaines de milliers de cycles ou plus. Quelques cycles avant la rupture nous constatons une diminution remarquable de  $E_{sla}$  (ou une augmentation de  $h_{ml}$ ). Ce comportement est lié à la perte de raideur de l'éprouvette due à la fissuration par fatigue (constat qui sera montré par la suite). Puisque les points chauds apparaissent entre les couteaux de l'extensomètre, celui-ci est capable de capter la perte de raideur. La fissuration par fatigue est également visible sur l'évolution de  $\varepsilon_r$ .



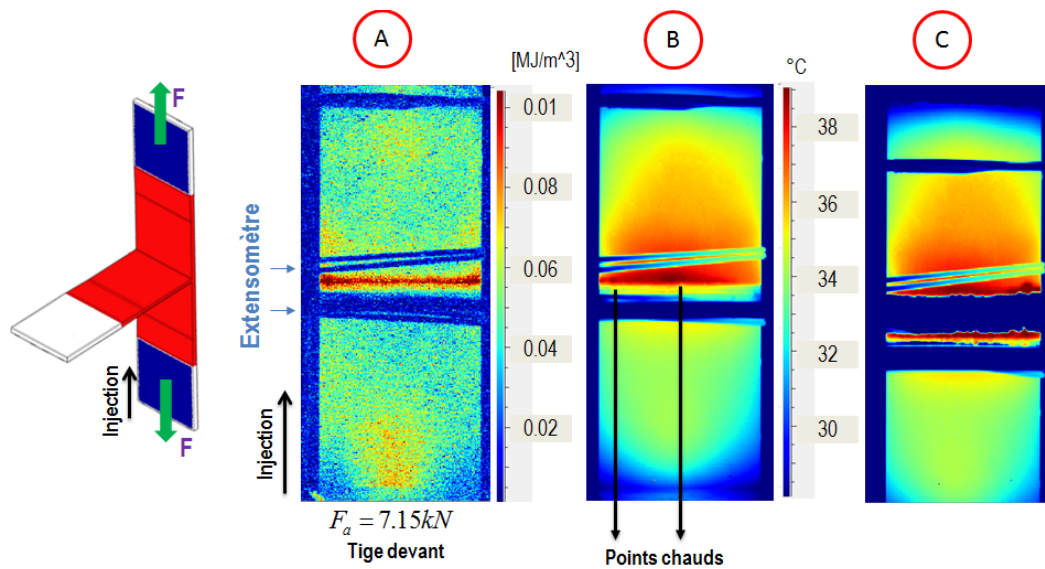


FIGURE 5.55 – A-champ d'énergie dissipée par cycle, B-localisation des points chauds quelques cycles avant la rupture et C- image thermique immédiatement après la rupture. Durée de vie 1338 cycles.  $R=0$ , RH50 et  $f=1Hz$ .

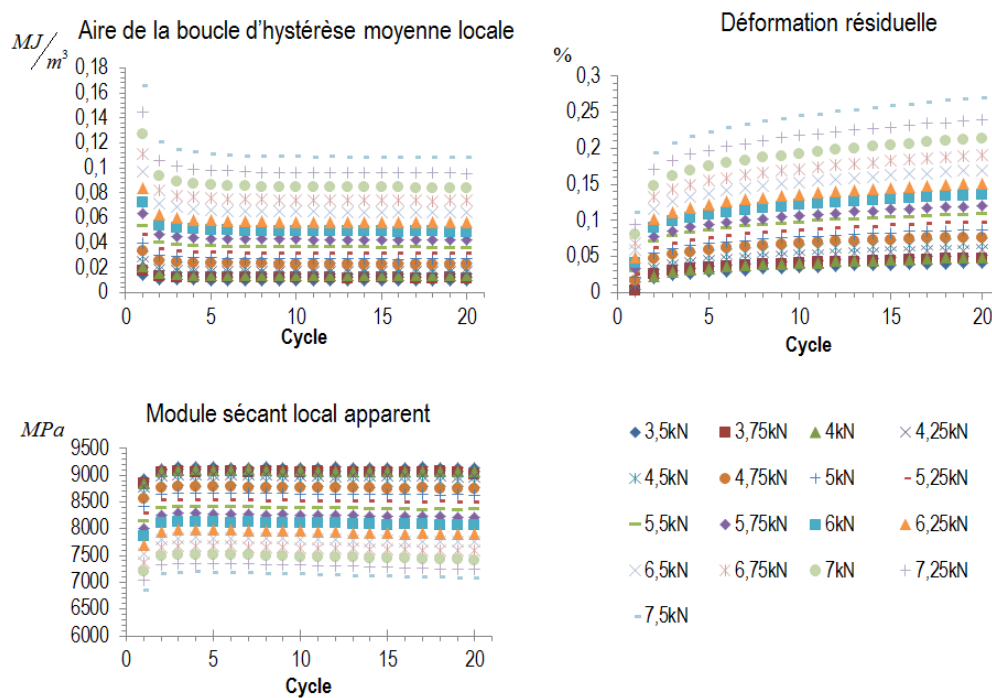


FIGURE 5.56 – Évolution de l'aire de la boucle d'hystérèse moyenne locale, du module sécant local apparent et de la déformation résiduelle pour chaque palier d'un essai d'auto-échauffement (présentée en fonction de l'amplitude d'effort). RH50,  $R=0$ ,  $f=1Hz$  et température ambiante.

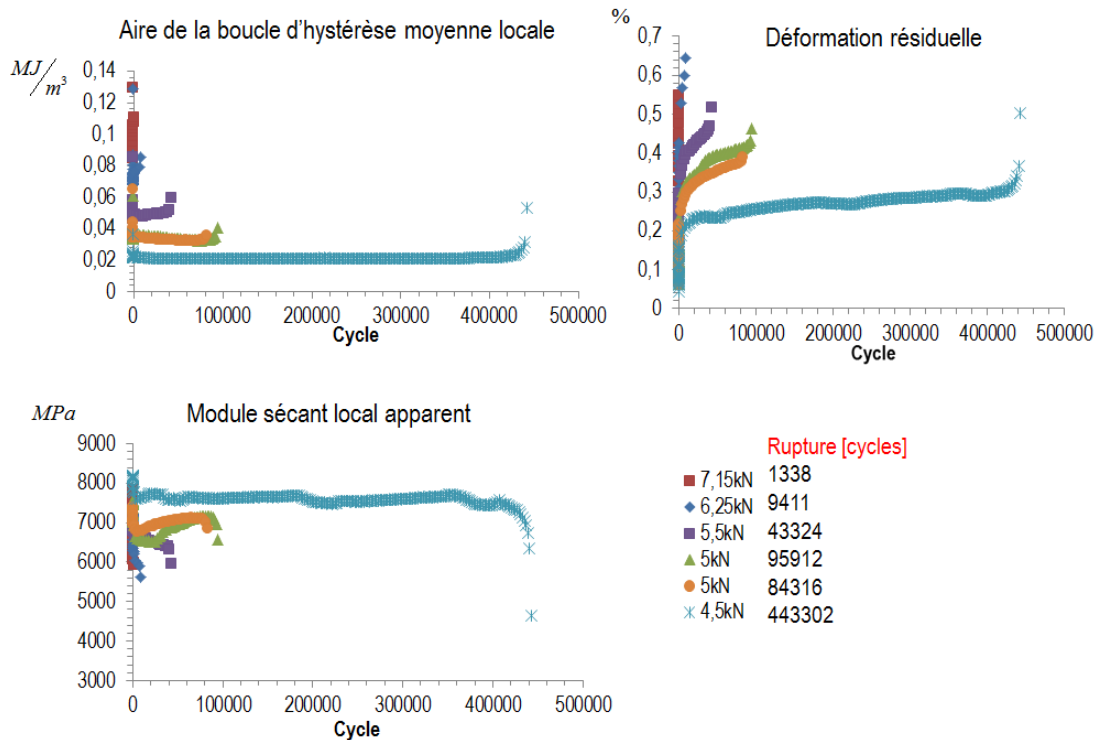


FIGURE 5.57 – Évolutions de l'aire de la boucle d'hystérèse moyenne locale, du module sécant local apparent et de la déformation résiduelle pour des essais de fatigue classique (présentées en fonction de l'amplitude d'effort). RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante.

La figure 5.58 montre la composante  $yy$  du champ de déformation surfacique (avec  $y$  la direction du chargement) pour un essai de fatigue classique. Le champ présenté correspond à l'effort maximum cyclique au début de l'essai (la tige a été partiellement découpée). Nous pouvons observer une concentration de la déformation au niveau de la zone où la tige et la semelle se joignent. En outre, la déformation est en moyenne plus importante du côté opposé à la tige par rapport à la direction de l'injection (en bas sur la figure 5.58). Ceci est un signe que l'orientation des fibres est différente de chaque côté de la tige. Nous remarquons aussi que la rupture par fatigue survient du côté de la tige le plus déformé en moyenne. La figure 5.59 montre le champ de couplage thermoélastique pour le même niveau d'amplitude d'effort lorsque la tige est devant ou derrière dans la zone observée. Nous pouvons clairement observer que l'allure du champ de couplage thermoélastique est très différente des deux cotés de la tige. Le couplage thermoélastique est en moyenne plus important du côté opposé à la tige par rapport à l'injection. Cette différence d'orientation est visible dans la prédiction du tenseur d'orientation montrée sur la figure 3.16b. Même si les comparaisons mesures-prédictions du tenseur d'orientation ne sont pas satisfaisantes, les prédictions montrent au moins qu'il y a une forte différence entre les deux côtés de la tige, ce qui est confirmé par les mesures du couplage thermoélastique.

La figure 5.60 montre l'énergie dissipée par cycle calculée au niveau de la zone de jonction entre la tige et la semelle, du côté opposé par rapport à la direction d'injection. Les cas où la tige est devant ou derrière dans la zone observée lors d'essais d'auto-échauffement sont présentés. Nous observons que, jusqu'à  $F_a = 5\text{kN}$ , l'énergie dissipée par cycle est légèrement plus

importante lorsque la tige est visible dans la zone observée. Comme la différence en terme de dissipation n'est pas très importante, il faut chercher un autre critère pour définir le côté de l'éprouvette où la fissuration apparaît. Les points chauds ont été étudiés pour plusieurs cas de durée de vie, tel que montré sur la figure 5.61. A priori, nous ne connaissons pas le côté d'apparition des points chauds, c'est pourquoi nous les avons étudiés lorsque la tige est en face avant ou arrière. Nous avons constaté que lorsque la tige est derrière, il y a un point chaud qui apparaît pendant un temps très court quelques cycles avant la rupture de l'éprouvette, tel qu'illustré sur la figure 5.61a. Lorsque la tige est devant, nous constatons deux points chauds qui apparaissent un certain nombre de cycles avant la rupture, tel que montré sur les figures 5.61b, 5.61c et 5.61d. Nous avons observé que le temps d'apparition des points chauds est plus long lorsque la tige est devant. Nous considérons donc que la fissuration apparaît du côté de la tige. De la même façon que pour les éprouvettes T-Bone 1A, il faut approfondir la description du scénario d'endommagement pour bien comprendre pourquoi nous observons deux points chauds. L'évolution du champ de déformation et celle du champ de couplage thermoélastique pendant la durée de vie ont été étudiées pour ce cas d'éprouvettes.

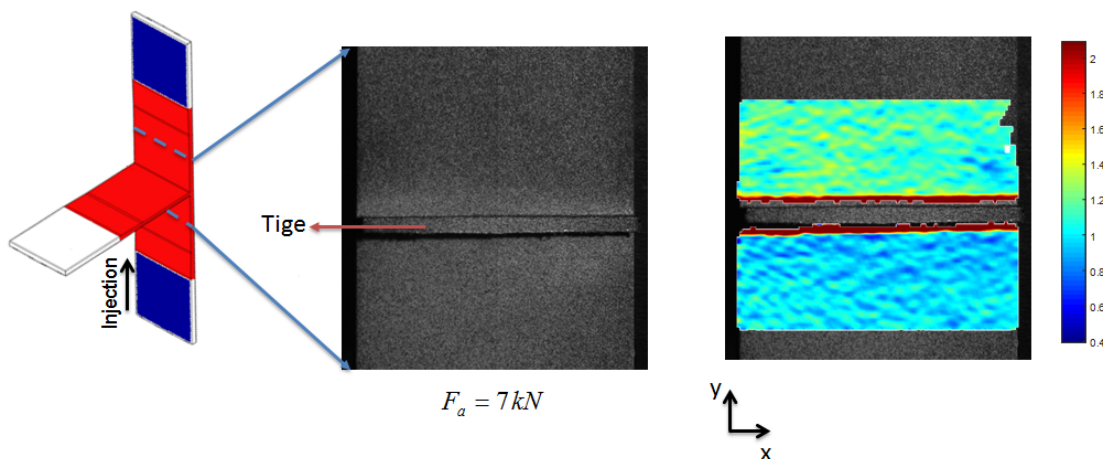


FIGURE 5.58 – Composante  $yy$  du champ de déformation surfacique (avec  $y$  la direction du chargement) pour un essai de fatigue classique. Durée de vie 1257 cycles. RH50, R=0,  $f=1\text{Hz}$  et température ambiante.

La figure 5.62 montre l'évolution du champ de déformation jusqu'à la rupture de l'essai de fatigue présenté sur la figure 5.58. Nous pouvons observer, tout d'abord, une chute locale de la déformation au niveau de la zone de jonction entre la tige et la semelle approximativement au centre de l'éprouvette dans la largeur. Cette chute est le signe de l'apparition d'une fissure. Puis, la fissure commence à se propager jusqu'à atteindre sa taille critique quelques cycles avant la rupture. Ce constat est une première vérification que l'observation de deux points chauds est la signature thermique d'une fissure ayant propagé. La figure 5.63 montre la corrélation entre la fissure déjà propagée et le champ de température du côté opposé de l'éprouvette. Nous observons une zone ayant une température plus importante par rapport à son voisinage qui semble correspondre à la taille de la fissure.

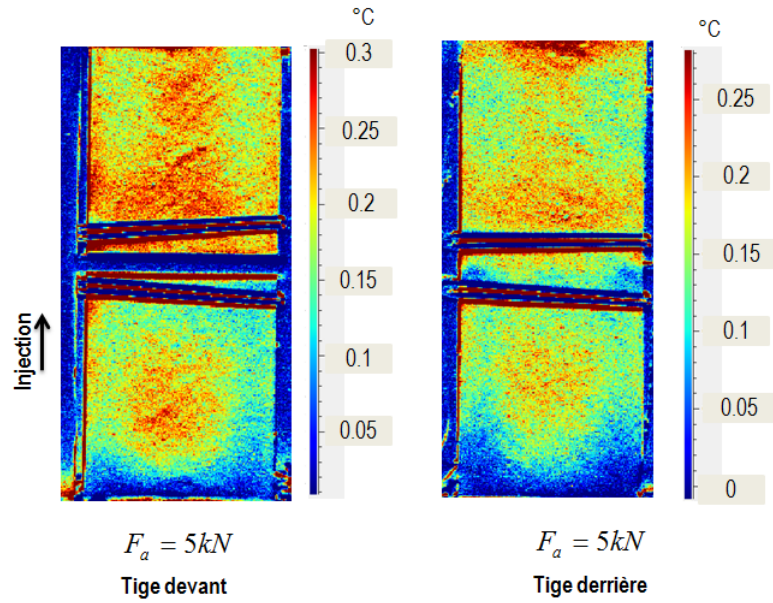


FIGURE 5.59 – Champ de couplage thermoélastique lorsque la tige est devant ou derriere dans la zone observée. RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante.

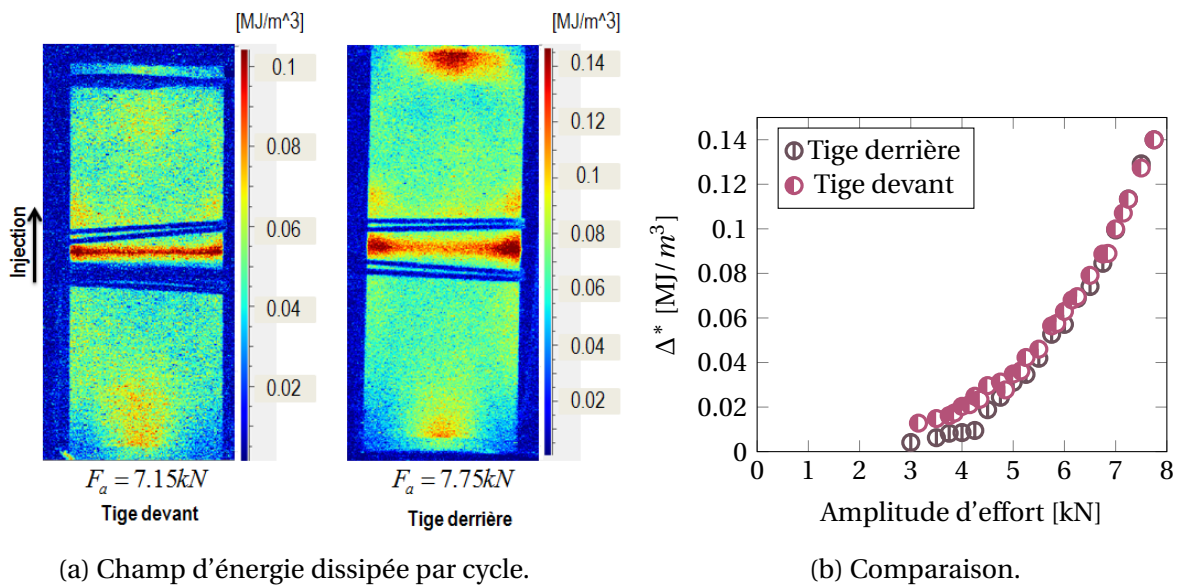
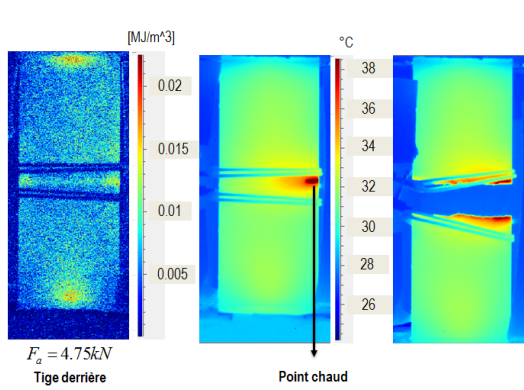
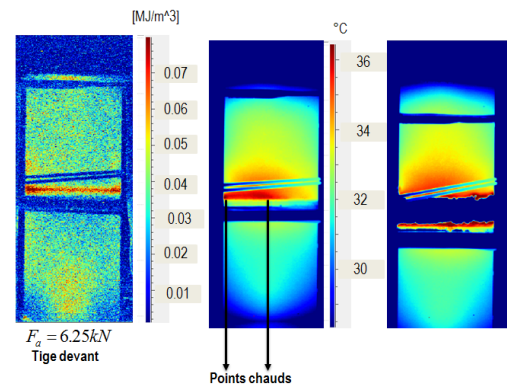


FIGURE 5.60 – Énergie dissipée par cycle calculée au niveau de la zone de jonction entre la tige et la semelle lorsque la tige est devant ou derriere dans la zone observée. RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante.

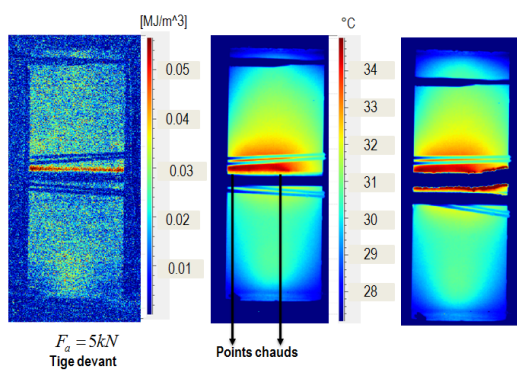




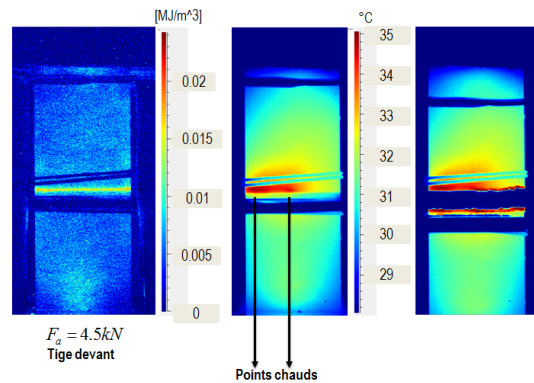
(a) Champ d'énergie dissipée par cycle et localisation du point chaud. Durée de vie : 225775 cycles.



(b) Champ d'énergie dissipée par cycle et localisation des points chauds. Durée de vie : 9411 cycles.



(c) Champ d'énergie dissipée par cycle et localisation des points chauds. Durée de vie : 95912 cycles.



(d) Champ d'énergie dissipée par cycle et localisation des points chauds. Durée de vie : 443302 cycles.

FIGURE 5.61 – Localisation des points chauds pour quatre cas de durée de vie. RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante.

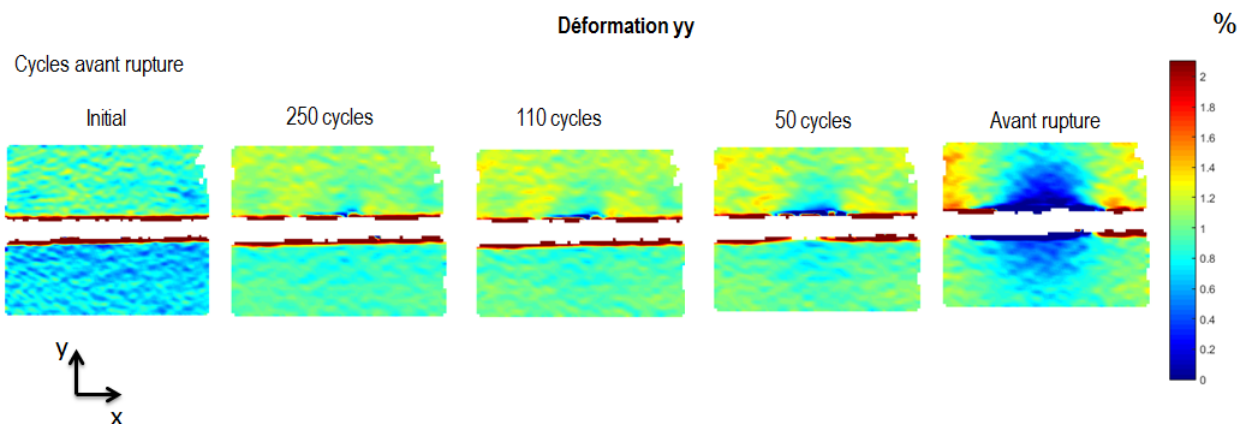


FIGURE 5.62 – Évolution du champ de déformation jusqu'à la rupture. Durée de vie 1257 cycles. RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante.

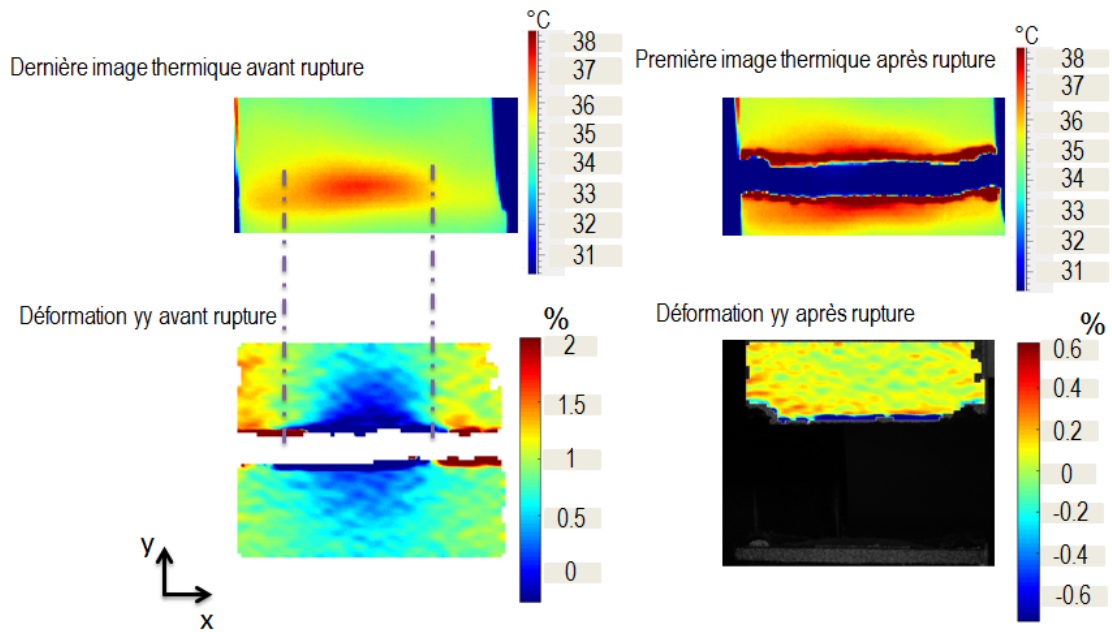


FIGURE 5.63 – Corrélation entre le champ de déformation quelques cycles avant la rupture et le champ de température. Durée de vie 1257 cycles. RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante.

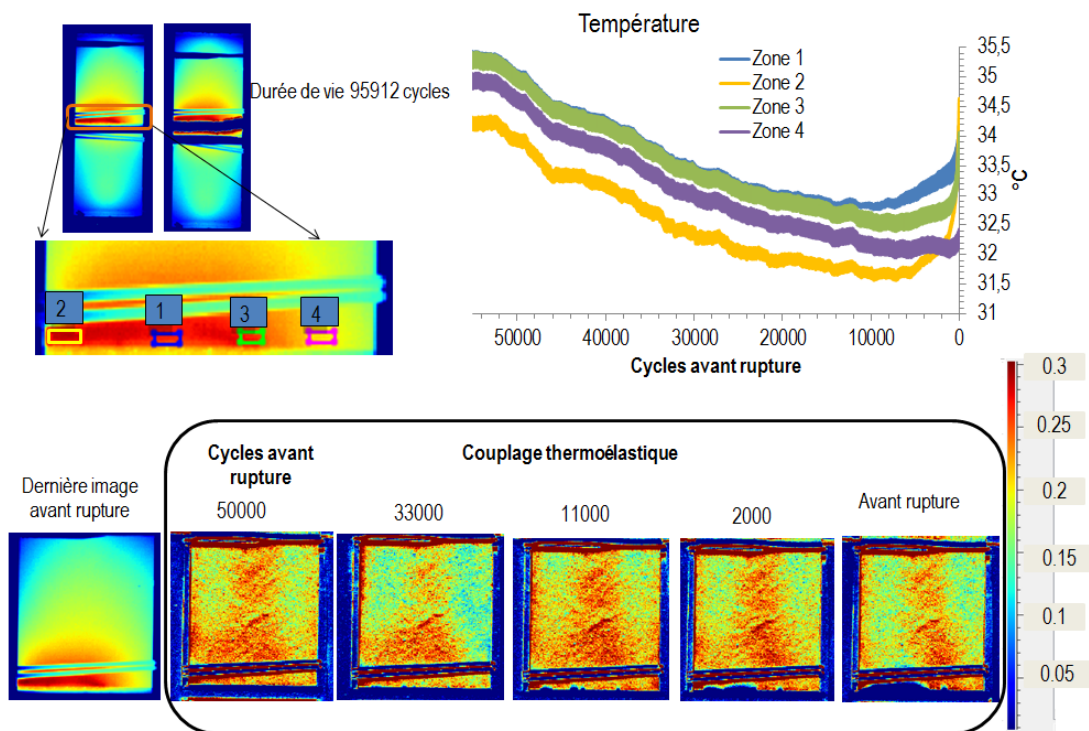


FIGURE 5.64 – Évolution du couplage thermoélastique lors d'un essai de fatigue. Durée de vie 95912 cycles.

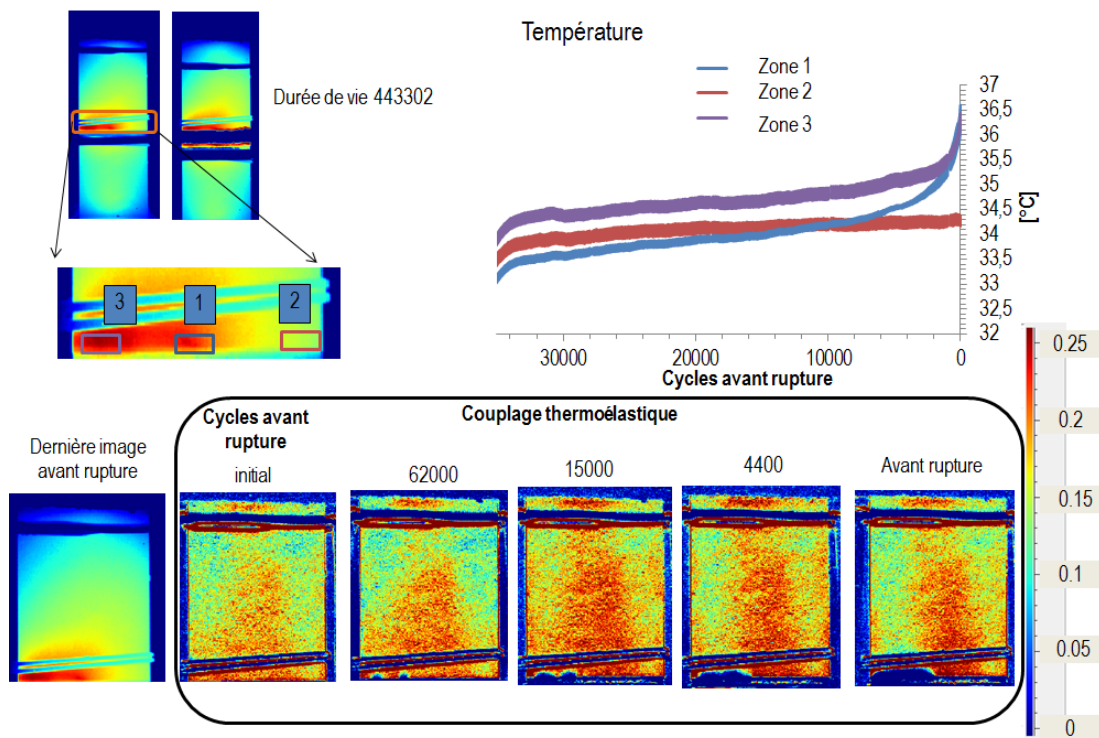
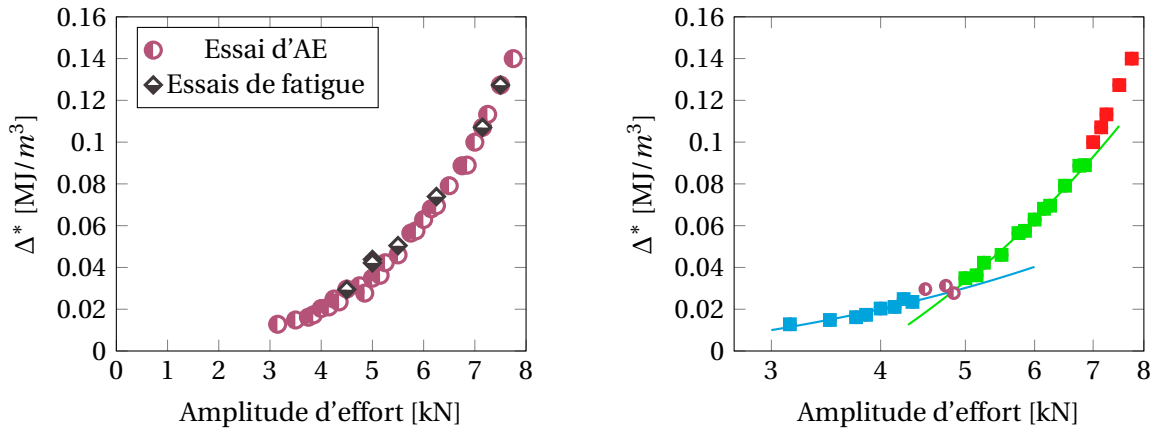


FIGURE 5.65 – Évolution du couplage thermoélastique lors d’un essai de fatigue. Durée de vie 443302 cycles.

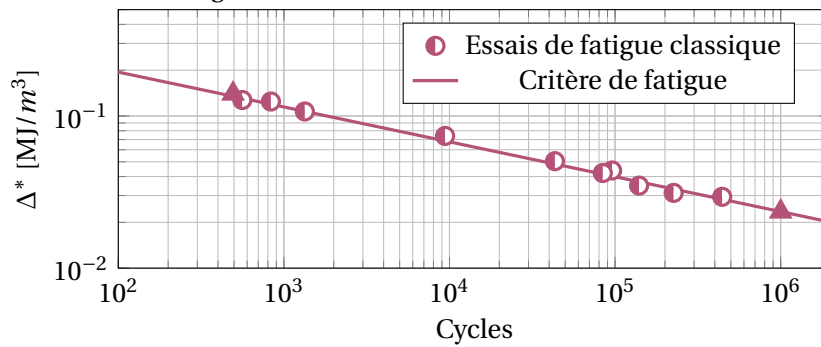
Les figures 5.64 et 5.65 montrent, dans la partie supérieure, l’évolution de la température moyenne sur quelques positions au niveau de la zone de jonction entre la tige et la semelle, pour un certain nombre de cycles avant la rupture. Cette évolution nous permet d’apprécier les changements au niveau du couplage thermoélastique (évolution de l’amplitude du signal de température) qui surviennent pendant la durée de vie de l’éprouvette. Notons qu’il n’y a aucun changement remarquable pour les positions en dehors de la zone entre les points chauds (position 4 sur la figure 5.64 et position 2 sur la figure 5.65). Dans la partie inférieure des figures 5.64 et 5.65, nous montrons l’évolution du champ de couplage thermoélastique de l’état initial jusqu’à quelques cycles avant la rupture. Nous pouvons clairement observer que le couplage thermoélastique chute ponctuellement dans plusieurs zones, de plus, au fur et à mesure ces zones grandissent et coalescent jusqu’à devenir une zone continue où le couplage thermoélastique a complètement chuté. Nous pouvons remarquer que les points chauds observés quelques cycles avant la rupture semblent corrélés aux deux côtés de la zone où le couplage thermoélastique a chuté à la fin de l’essai. Ces observations montrent qu’il y a une étape d’initiation-multiple suivie d’une propagation. Le nombre de cycles de l’étape de propagation semble être corrélée au nombre de cycles pour lequel l’éprouvette présente une perte de raideur (cf. Fig. 5.57), c’est-à-dire, autour de 10% de la durée de vie. Pour la mise en place du critère de fatigue, le calcul de l’énergie dissipée par cycle sera réalisé au niveau de la zone où les initiations ont été observées. Celle-ci est une zone où l’énergie dissipée par cycle est assez homogène.

La figure 5.66a montre qu’il y a une très bonne répétabilité de la mesure de l’énergie dissipée par cycle au niveau des zones d’initiation entre l’essai d’auto-échauffement et les essais de fatigue. Il n’est donc pas nécessaire de mesurer systématiquement les zones d’initiation pour la mise



(a) Répétabilité de l'énergie dissipée par cycle au niveau des zones d'initiation entre l'essai d'auto-échauffement et les essais de fatigue.

(b) Régimes observés pour l'identification du critère de fatigue.



(c) Courbe de Wöhler en fonction de  $\Delta^*$ .

FIGURE 5.66 – Identification et validation du critère de fatigue. RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante.

en place du critère de fatigue. La figure 5.66b montre les régimes observés dans le graphique présentant l'énergie dissipée par cycle au niveau des zones d'initiation en fonction de l'amplitude d'effort en spécifiant la transition entre le premier et le deuxième régime. Finalement, la figure 5.66c montre le critère de fatigue et les essais de fatigue classiques réalisés. Nous constatons une très bonne corrélation entre les deux.

### 5.5.2 Résultats des essais réalisés en flexion cyclique à température ambiante, R=0 et RH50

Pour solliciter les échantillons T-Bone 1A et 1B en flexion, un montage expérimental a été conçu dans le but d'utiliser la machine de traction dynamique INSTRON pour ce type de chargement. La figure 5.67 montre les composants du montage expérimental et les parties prises dans les mors de la machine. La raideur des échantillons dans cette configuration est beaucoup moins importante, par conséquent, il n'a pas été possible de contrôler les essais de flexion cyclique en effort. L'ensemble d'essais de fatigue en flexion cyclique ont été contrôlés en déplacement. Tous les essais ont été réalisés avec un rapport de charge R=0. Cela veut dire que le mors mobile est déplacé dans une seule direction entre la position d'équilibre et une valeur maximale. La figure



5.68 montre le dispositif expérimental des essais de flexion cyclique. Le sens du déplacement par rapport à la position d'équilibre est spécifié (la ligne pointillée correspond à la position d'équilibre). Avec les conditions de chargement considérées, la zone critique en terme de fatigue est la zone de jonction entre la tige et la semelle. Donc, la caméra infrarouge a été mise en place de façon à observer cette zone d'une seul côté de la tige. La figure 5.68 montre la localisation de la zone de jonction entre la tige et la semelle observée avec la caméra infrarouge. Il est important de noter que le mors qui prend la tige est le mors fixe.

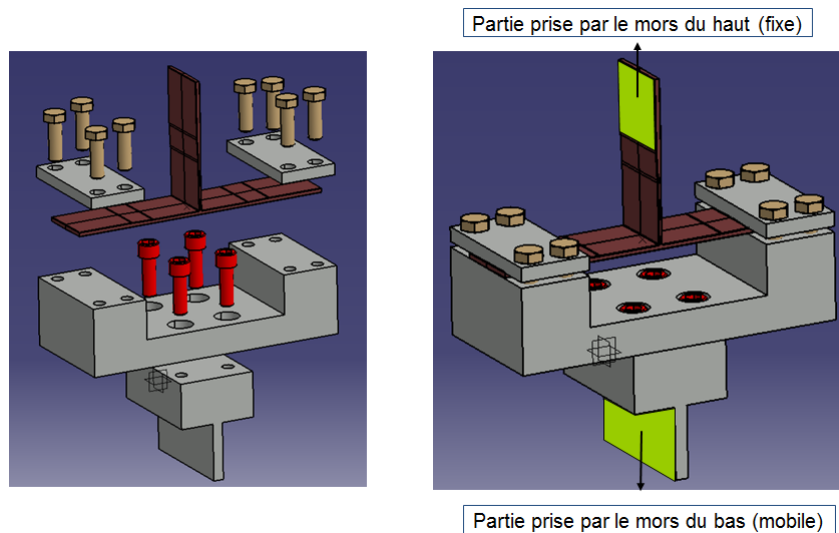


FIGURE 5.67 – Montage expérimental utilisé pour solliciter en flexion les éprouvettes T-Bone 1A et 1B.

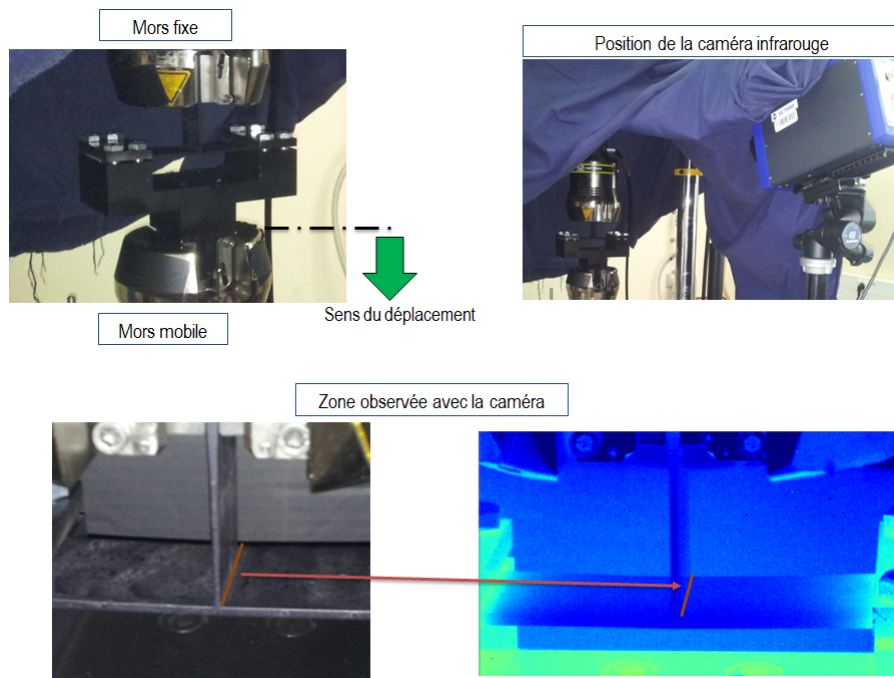


FIGURE 5.68 – Dispositif expérimental et zone observée avec la camera infrarouge lors des essais de flexion cyclique.

## Éprouvettes T-Bone 1B

La figure 5.69 montre le champ d'énergie dissipée par cycle lors du dernier palier d'un essai d'auto-échauffement. Nous observons le côté opposé à la tige par rapport à la direction d'injection car celle-ci est la zone critique en terme de fatigue. Il est clairement visible que la zone ayant la dissipation la plus importante est la zone de jonction entre la tige et la semelle. C'est également la zone d'initiation de fissures. Cette figure montre également l'énergie dissipée par cycle calculée au niveau de la zone ayant la dissipation la plus importante pour tous les paliers considérés des trois essais d'auto-échauffement réalisés. Chaque palier correspond à une amplitude de déplacement. Nous pouvons voir une excellente répétabilité pour les trois essais présentés.

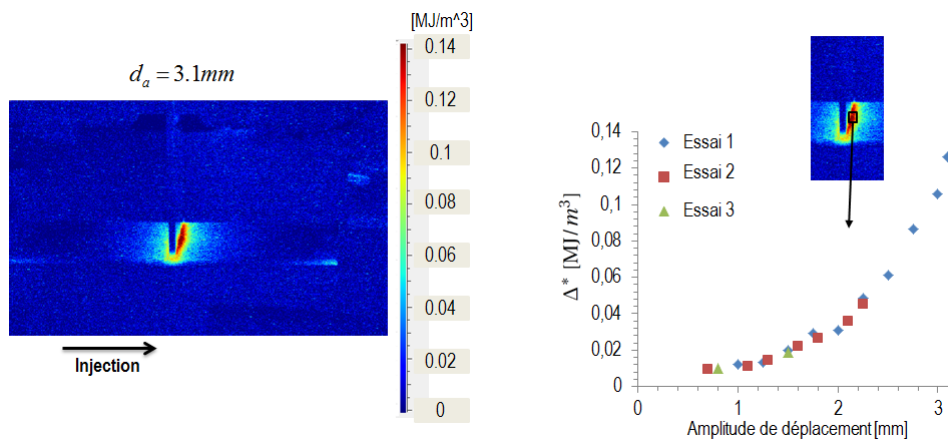


FIGURE 5.69 – Champ d'énergie dissipée par cycle lors du dernier palier d'un essai d'auto-échauffement et énergie dissipée par cycle calculée dans la zone où la dissipation est maximale pour trois essais d'auto-échauffement. RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante.

Comme les essais de flexion cyclique sont contrôlés en déplacement, il faut définir un critère pour déterminer le moment où l'initiation en fatigue a lieu. La figure 5.70 montre, d'une part, l'effort de réaction maximum cyclique lors d'un essai de fatigue. Nous observons que l'effort est quasi-constant jusqu'à environ 700 cycles. Ensuite, nous constatons une diminution progressive. D'autre part, la figure montre le suivi de la moyenne de température sur trois zones au niveau de la largeur de la zone de jonction entre la tige et la semelle. Nous observons que l'amplitude du signal de température (couplage thermoélastique) de la zone 1 commence avec une certaine valeur, laquelle est presque inchangée jusqu'à 500 cycles. Celle-ci commence alors à diminuer jusqu'à arriver à une valeur minimale autour de 700 cycles. Notons la corrélation entre la valeur minimale du couplage thermoélastique de la zone 1 et le point où l'effort de réaction commence à diminuer. Nous observons un comportement similaire en terme d'évolution du couplage thermoélastique pour les zones 2 et 3. La différence tient au moment où le couplage thermoélastique arrive à une valeur minimale qui se situe autour de 900 cycles. Pour mieux comprendre ces observations, le champ de couplage thermoélastique a été mesuré à plusieurs moments de l'essai. Il faut remarquer que, avec les conditions de chargement considérées, la zone de jonction entre la tige et la semelle présente le déplacement minimal entre la position de déplacement maximum imposée et la position d'équilibre. C'est pourquoi le champ de couplage thermoélastique sera plus précis au niveau de cette zone. Au fur et à mesure que nous nous éloignons de cette zone, le

champ de couplage thermoélastique sera de plus en plus perturbé par la différence entre les configurations mécaniques des points matériels.

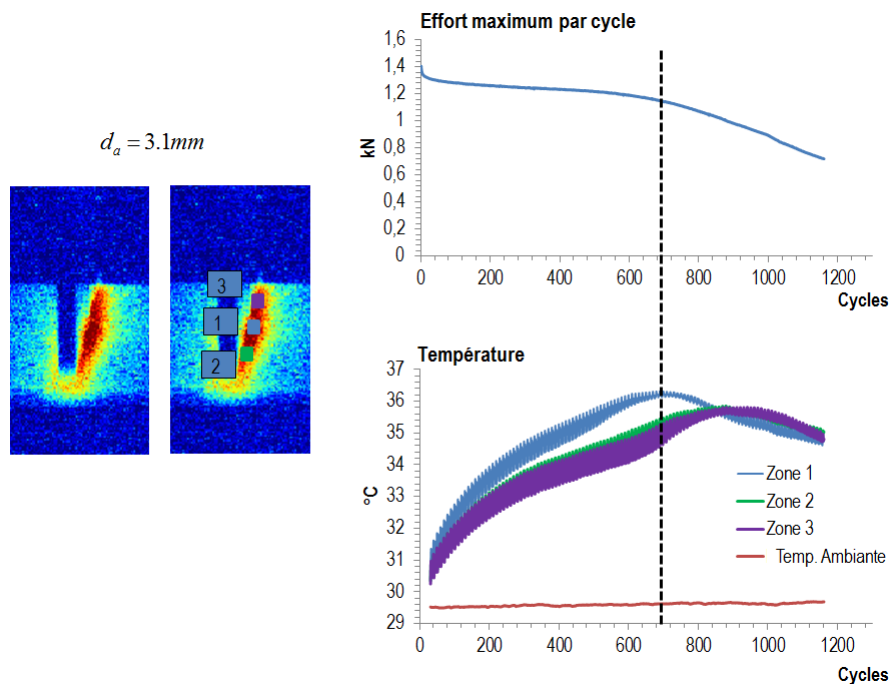


FIGURE 5.70 – Évolution de l’effort de réaction maximum cyclique et de la température au niveau de la zone ayant la dissipation la plus importante lors d’un essai de fatigue.  $d_a = 3.1mm$ , RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante.

La figure 5.71 montre le champ de couplage thermoélastique à plusieurs moments de l’essai de fatigue étudié. Nous observons qu’au début de l’essai, le couplage thermoélastique est constant au niveau de la zone de jonction entre la tige et la semelle. Au fur et à mesure celui-ci commence à diminuer au niveau de la zone 1, jusqu’à chuter complètement autour de 700 cycles. Ceci montre que la fissuration en fatigue commence au niveau de la zone 1, et qu’elle se propage ensuite dans la largeur de l’éprouvette. C’est pourquoi nous observons que le couplage thermoélastique arrive à une valeur minimale de façon décalée dans le temps dans la largeur de l’éprouvette (cf. Fig.5.70). **Nous considérons que le moment d’initiation arrive lorsque le couplage thermoélastique chute complètement dans la zone d’initiation** (ce qui est corrélé avec le moment où l’effort maximum par cycle commence à diminuer). Dans ce cas, l’initiation se situe autour de 700 cycles.

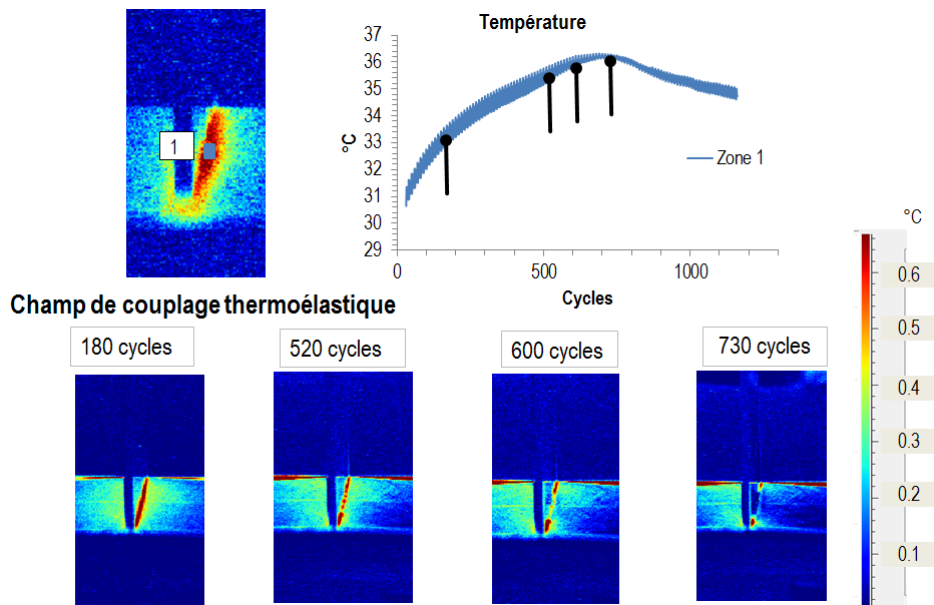


FIGURE 5.71 – Évolution du champ de couplage thermoélastique lors d'un essai de fatigue.  $d_a = 3.1\text{ mm}$ , RH50, R=0,  $f=1\text{ Hz}$  et température ambiante.

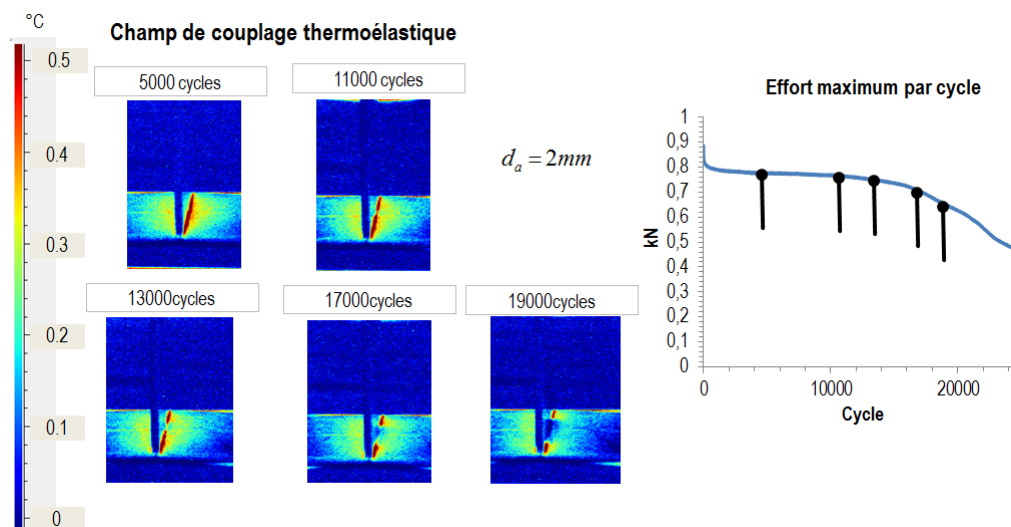


FIGURE 5.72 – Évolution du champ de couplage thermoélastique lors d'un essai de fatigue.  $d_a = 2\text{ mm}$ , RH50, R=0,  $f=1\text{ Hz}$  et température ambiante.

Le suivi du champ de couplage thermoélastique a également été réalisé pour les autres niveaux de chargement. La figure 5.72 montre le graphique de l'effort cyclique maximum et le champ de couplage thermoélastique pour cinq instants de l'essai. Les mêmes observations sont réalisées, c'est-à-dire que le moment où l'effort maximum cyclique commence à diminuer est corrélé au moment où le couplage thermoélastique chute complètement dans la zone d'initiation. Pour mieux détecter le moment de l'initiation en fatigue, l'évolution de la variation de température moyennée au niveau de la zone d'initiation est déterminée et présentée dans le même graphique que l'effort maximum cyclique, tel que montré sur la figure 5.73. Nous observons que l'initiation se situe autour de 15000 cycles. Le couplage thermoélastique n'a pas été systématiquement suivi pour tous les essais de fatigue. Cependant, avec le graphique de l'effort maximum cyclique le

moment de l'initiation est toujours détectable. Le critère de fatigue a donc été mis en place. La figure 5.74a montre les régimes observés dans le graphique présentant l'énergie dissipée par cycle au niveau de la zone d'initiation en fonction de l'amplitude de déplacement en spécifiant la transition entre le premier et le deuxième régime. La figure 5.74b montre le critère de fatigue et les essais de fatigue classique réalisés. Nous constatons une bonne corrélation entre les deux techniques de caractérisation. Pour un des essais de fatigue, l'initiation n'a pas été détectée (celui avec la flèche).

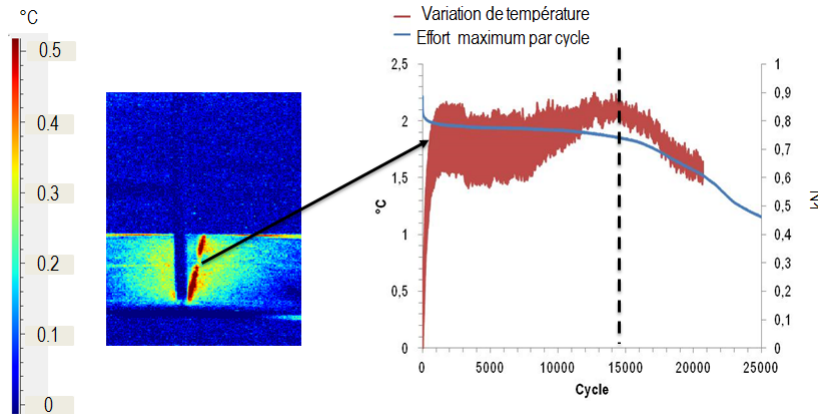
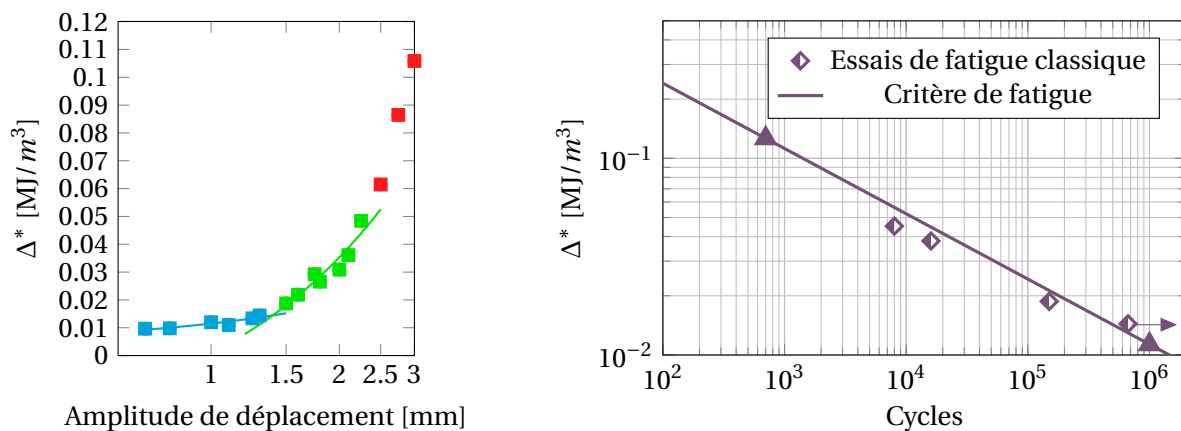


FIGURE 5.73 – Évolution de la variation de température moyennée au niveau de la zone d'initiation et effort maximal cyclique.  $d_a = 2\text{ mm}$ , RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante.



(a) Régimes observés pour l'identification du critère de fatigue.

(b) Courbe de Wöhler en fonction de  $\Delta^*$ .

FIGURE 5.74 – Identification et validation du critère de fatigue. RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante.

### Éprouvettes T-Bone 1A

La figure 5.75 montre le champ d'énergie dissipée par cycle lors du dernier palier d'un essai d'auto-échauffement. Comme ces éprouvettes sont injectées par la tige, il n'y a pas de côté préférentiel pour observer le champ d'énergie dissipée par cycle. Il est clairement visible que la zone ayant la dissipation la plus importante est la zone de jonction entre la tige et la semelle. Cette



figure montre également l'énergie dissipée par cycle calculée au niveau de la zone ayant la dissipation la plus importante pour tous les paliers considérés des deux essais d'auto-échauffement réalisés. Chaque palier correspond à une amplitude de déplacement. Nous pouvons voir une excellente répétabilité pour les essais présentés.

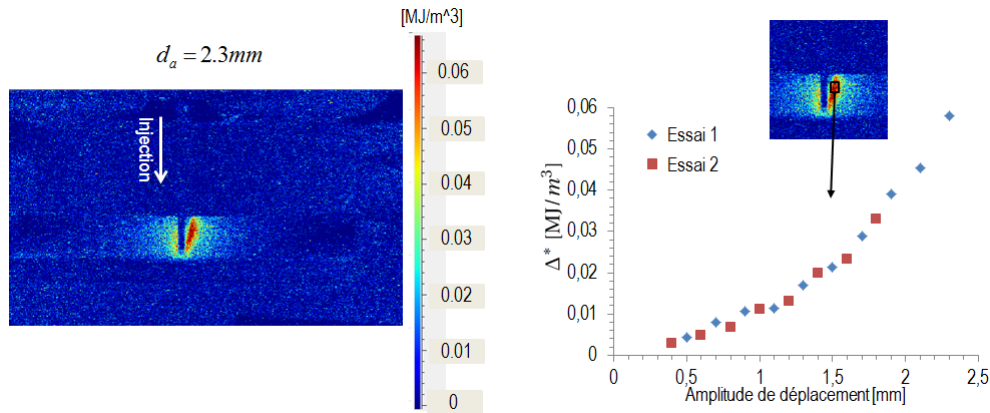


FIGURE 5.75 – Champ d'énergie dissipée par cycle du dernier palier d'un essai d'auto-échauffement et énergie dissipée par cycle calculée à la zone où la dissipation est maximale pour deux essais d'auto-échauffement. RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante.

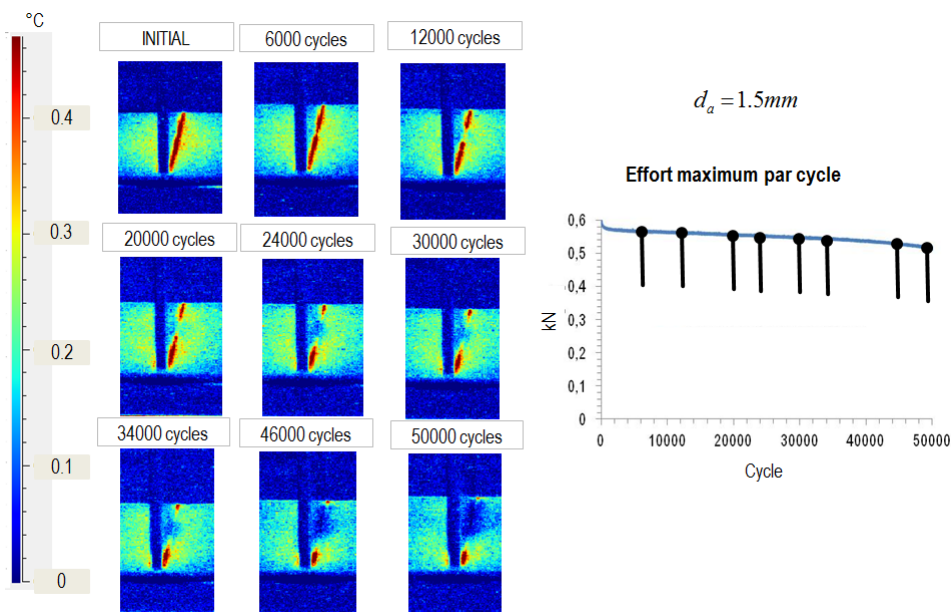


FIGURE 5.76 – Évolution du champ de couplage thermoélastique lors d'un essai de fatigue.  $d_a = 1.5mm$ , RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante.

La figure 5.76 montre l'effort de réaction maximum cyclique lors d'un essai de fatigue et l'évolution du champ de couplage thermoélastique pendant le déroulement de l'essai. Comme pour le cas des éprouvettes T-Bone 1B, nous observons l'initiation et la propagation de la fissure via le champ de couplage thermoélastique. Mais, nous n'observons pas de changements remarquables de l'effort maximum par cycle, même lorsque le couplage thermoélastique a complètement chuté dans la largeur au niveau de la zone de jonction entre la tige et la semelle. Ce comportement pourrait être dû à une redistribution des contraintes au fur et à mesure que la fissuration

se propage. Ce comportement est observé pour tous les niveaux de durée de vie considérés. L'analyse des faciès de rupture serait également précieuse (non réalisée ici faute de temps).

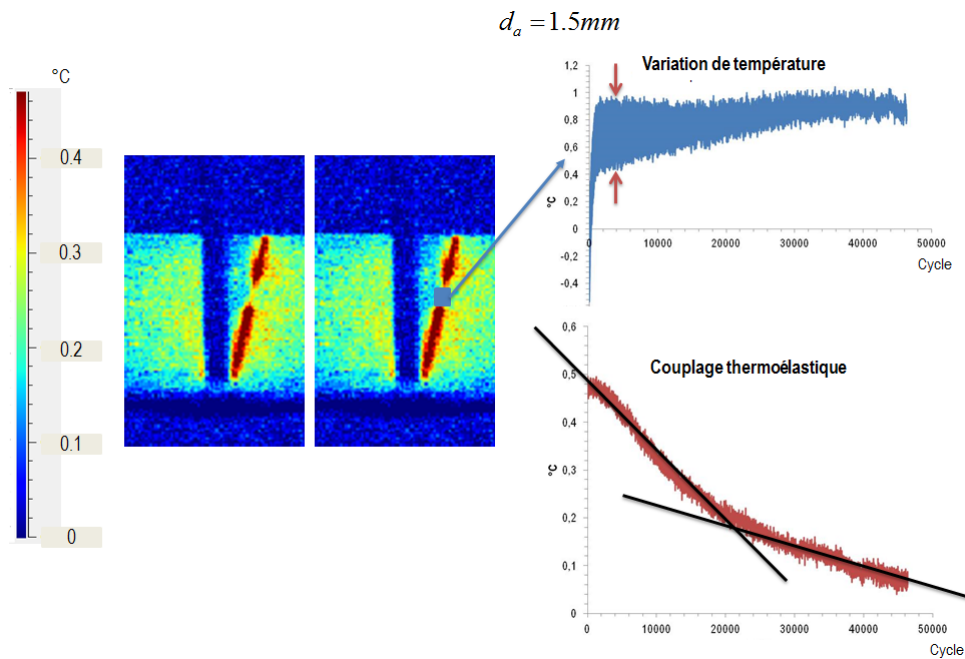


FIGURE 5.77 – Évolution du couplage thermoélastique au niveau de la zone d'initiation.  $d_a = 1.5mm$ , RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante.

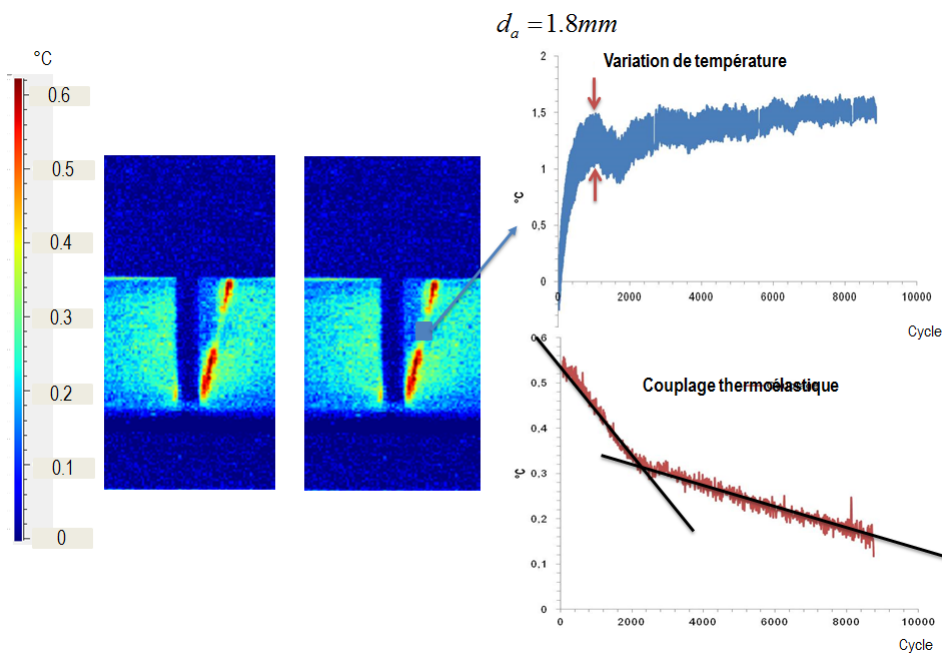
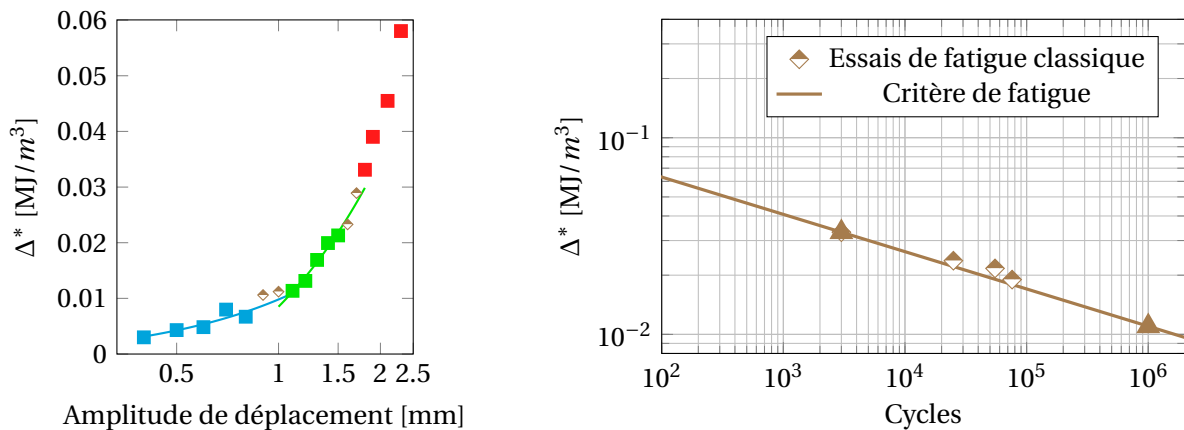


FIGURE 5.78 – Évolution du couplage thermoélastique au niveau de la zone d'initiation.  $d_a = 1.8mm$ , RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante.

Pour définir le moment d'initiation en fatigue, nous avons utilisé exclusivement l'évolution du couplage thermoélastique. Les figures 5.77 et 5.78 montrent l'évolution de la variation de température moyennée au niveau de la zone d'initiation, où nous pouvons observer une diminution progressive du couplage thermoélastique dès le début de l'essai. Pour mieux observer



l'évolution de celui-ci, les figures montrent l'évolution de l'amplitude du signal de température (ou bien du couplage thermoélastique). Nous observons l'apparition de deux régimes dans le graphique présentant le couplage thermoélastique en fonction du nombre de cycles (décrits à l'aide de deux droites). La transition entre les deux régimes est approximativement corrélée au moment où la fissure commence à se propager. **Nous faisons l'hypothèse que le point de transition entre ces deux régimes correspond au moment d'initiation en fatigue.** Le premier régime serait alors associé à un endommagement local diffus. Il faut remarquer que le choix réalisé reste discutable, car nous ne pouvons pas prouver que le premier régime est associé à un endommagement local. Il faudrait enrichir la description du scénario d'endommagement pour bien détecter le moment d'initiation en faisant, par exemple, des essais de fatigue avec suivi du champ de déformation ou des essais de fatigue avec de jauges de déformation à la zone d'initiation. Le couplage thermoélastique a été systématiquement suivi pour tous les essais de fatigue réalisés et le critère de fatigue a été mis en place en détectant l'initiation avec la méthode décrite. La figure 5.79a montre les régimes observés dans le graphique présentant l'énergie dissipée par cycle au niveau de la zone d'initiation en fonction de l'amplitude de déplacement en spécifiant la transition entre le premier et le deuxième régime. La figure 5.79b montre le critère de fatigue et les essais de fatigue classiques réalisés, nous constatons une bonne corrélation entre les deux.



(a) Régimes observés pour l'identification du critère de fatigue.

(b) Courbe de Wöhler en fonction de  $\Delta^*$ .

FIGURE 5.79 – Identification et validation du critère de fatigue. RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante.

### 5.5.3 Bilan des éprouvettes T-Bone 1A et 1B

#### Comparaison en traction

La figure 5.80 montre la comparaison entre le scénario d'endommagement et le champ de couplage thermoélastique. Nous pouvons faire les observations suivantes :

- nous pouvons observer une différence très importante quant au champ de couplage thermoélastique initial des deux cas d'éprouvettes. Celui-ci est symétrique par rapport à la

tige pour les éprouvettes T-Bone 1A et asymétrique pour les éprouvettes T-Bone 1B. Ceci est corrélé aux prédictions du tenseur d'orientation d'ordre 2 (symétrique pour l'éprouvette T-Bone 1A et asymétrique pour l'éprouvette T-Bone 1B) ;

- pour les deux cas d'éprouvettes nous voyons plusieurs points chauds (souvent 2) quelques cycles avant la rupture ;
- nous observons une chute progressive du couplage thermoélastique au niveau de la zone de rupture. Pour le cas des éprouvettes T-Bone 1A, cette chute commence dans une zone bien précise et ensuite elle se propage. Pour le cas des éprouvettes T-Bone 1B, cette chute commence ponctuellement dans plusieurs zones, lesquelles grandissent et coalescent ;
- nous constatons que les points chauds observés sont corrélés des deux extrémités de la zone où le couplage thermoélastique a chuté quelques cycles avant la rupture. La figure 5.81 montre cette corrélation. Il faut remarquer que pour mieux observer les points chauds, les images présentées sont obtenues par différence de température par rapport à une image pour laquelle la propagation n'a pas eu lieu.

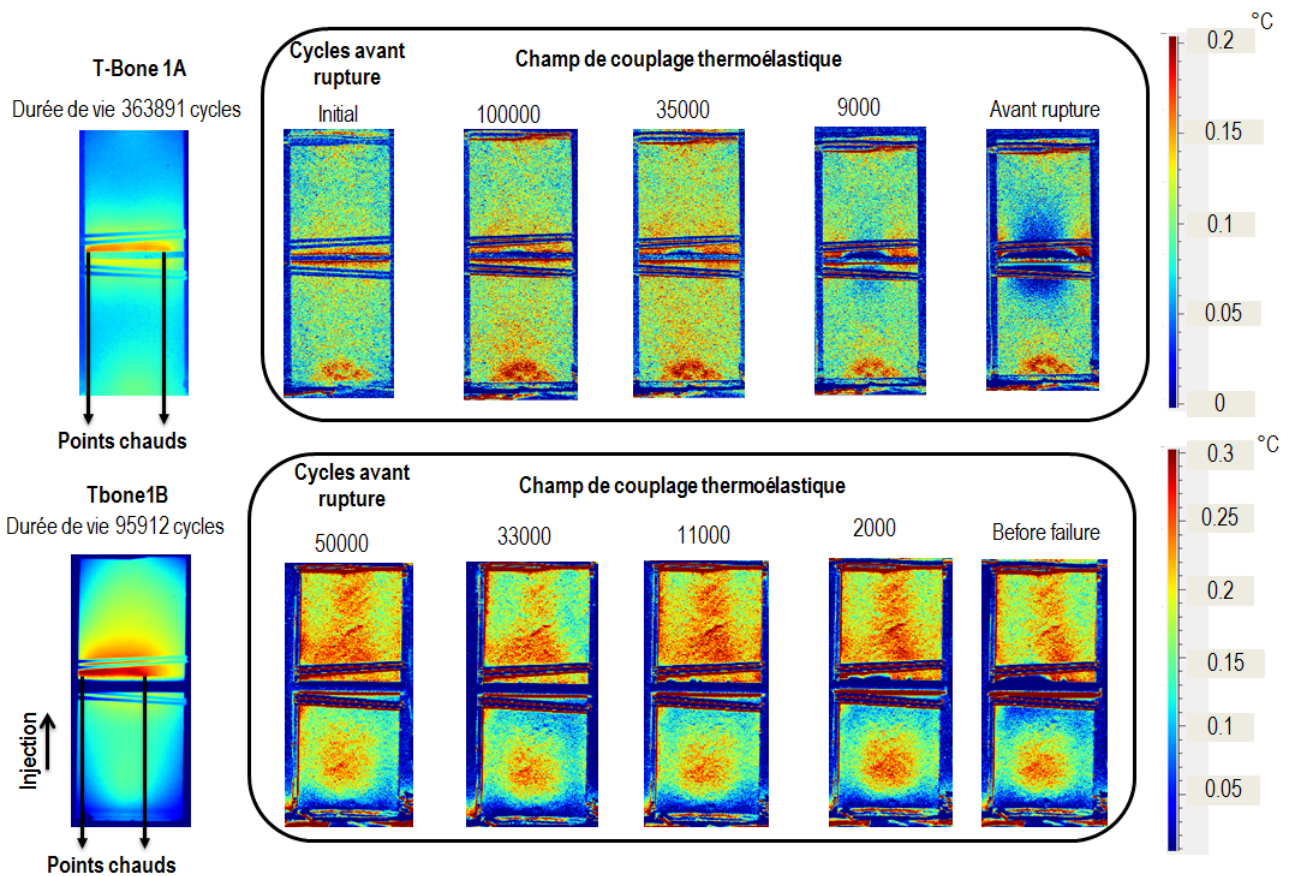


FIGURE 5.80 – Points chauds et évolution du champ de couplage thermoélastique pendant un essai de fatigue. RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante.

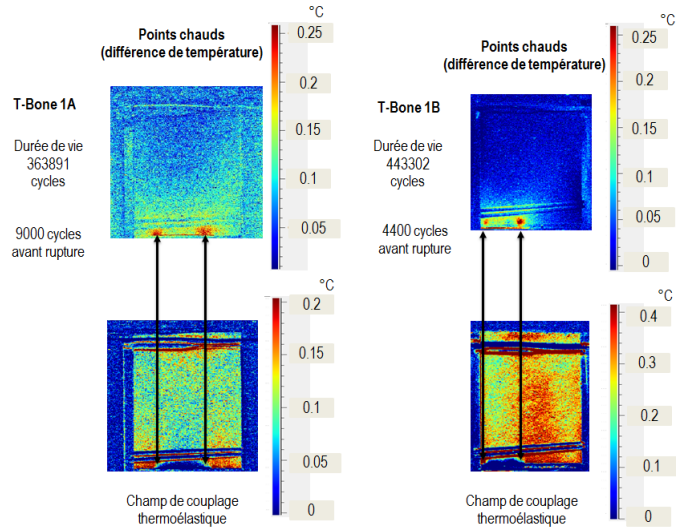
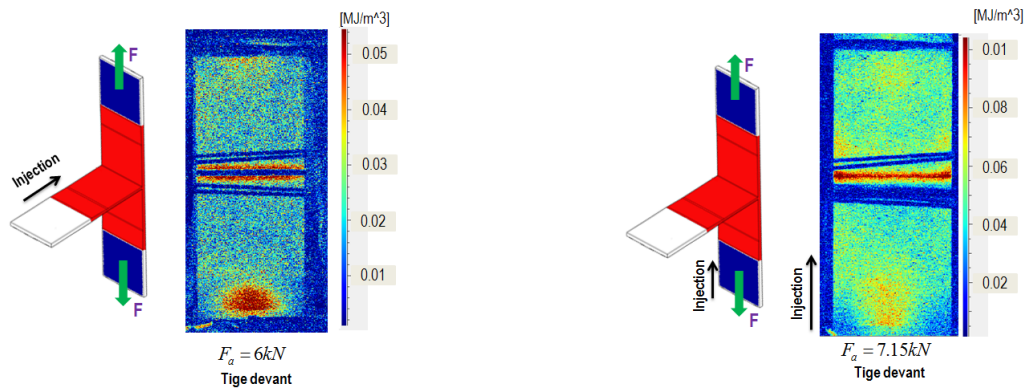
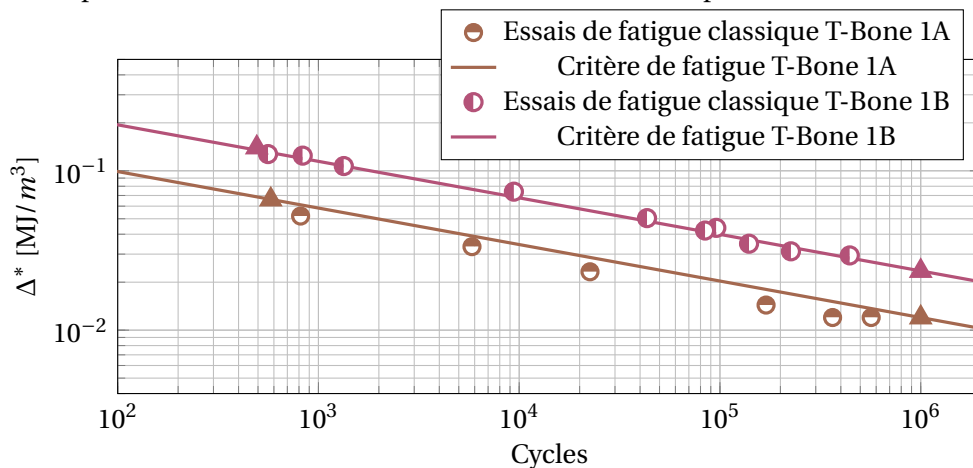


FIGURE 5.81 – Corrélation des points chauds avec la chute locale du couplage thermoélastique. RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante.



(a) Épruvettes T-Bone 1A

(b) Épruvettes T-Bone 1B



(c) Comparaison des courbes de Wöhler en fonction de  $\Delta^*$ .

FIGURE 5.82 – Comparaison des champs d'énergie dissipée par cycle et des critères de fatigue. RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante.

La figure 5.82 montre les champs d'énergie dissipée par cycle et la comparaison des critères de fatigue pour chaque cas d'éprouvette. Notons que les points chauds apparaissent toujours au niveau de la zone ayant la dissipation la plus importante dans la zone de jonction entre la tige et la semelle. Nous pouvons observer que le critère de fatigue n'est pas unifié pour les deux cas d'éprouvettes. Pour le même niveau de  $\Delta^*$ , il y a environ une décade de différence entre les deux.

**Comparaison en flexion**

La figure 5.83 montre les évolutions du champ de couplage thermoélastique et de l'effort maximum par cycle lors d'essais de fatigue en flexion. Nous pouvons faire les observations suivantes :

- pour les deux cas d'éprouvettes, nous observons une chute locale du couplage thermoélastique (initiation) suivi par une propagation au niveau de la zone de jonction entre la tige et la semelle ;
- pour le cas des éprouvettes T-Bone 1B, l'instant d'initiation est détecté par la chute du couplage thermoélastique et est corrélé à l'instant où l'effort maximal par cycle commence à diminuer. Pour le cas des éprouvettes T-Bone 1A, nous n'observons pas de changements remarquables de l'effort maximal par cycle même après propagation ;

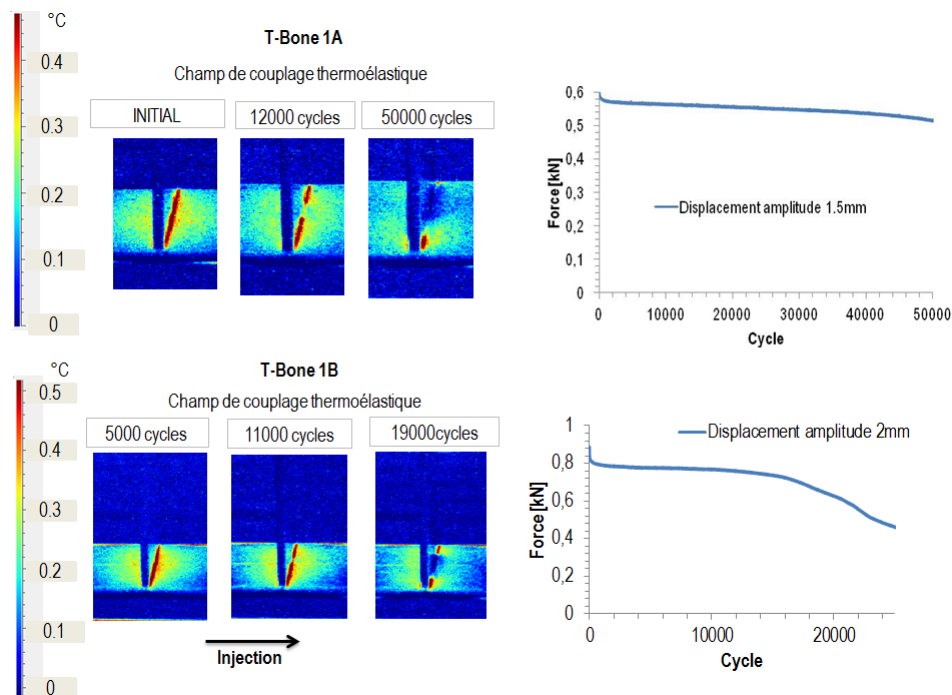
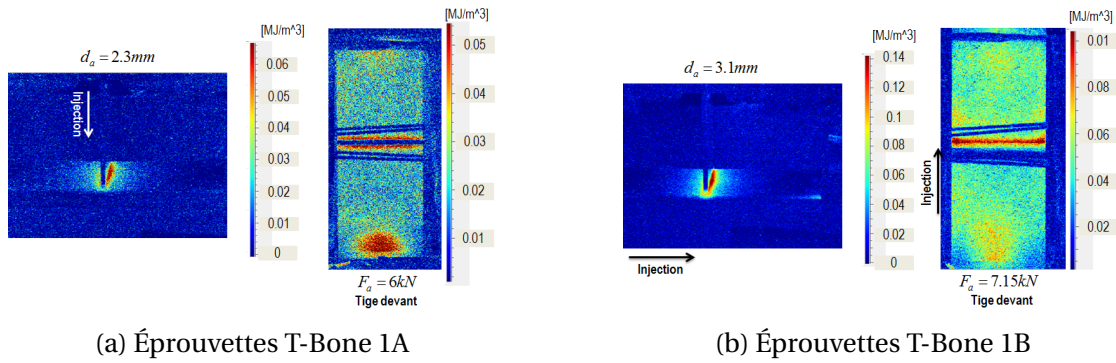
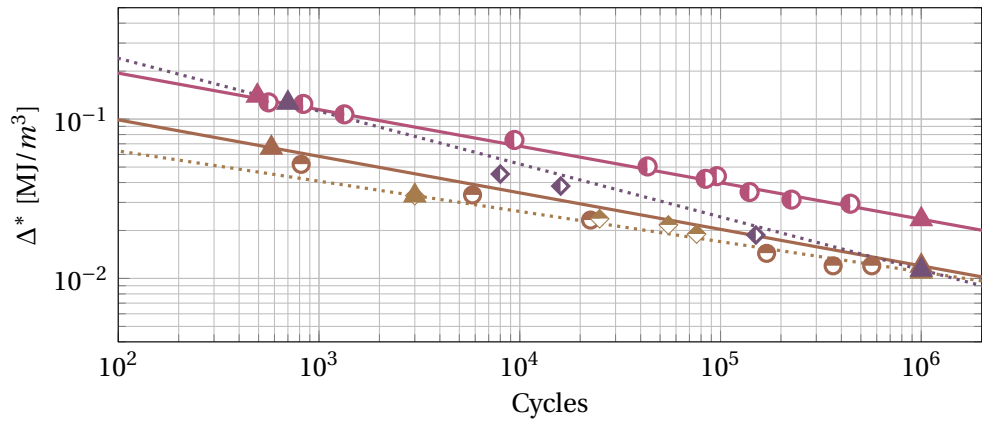


FIGURE 5.83 – Évolutions du champ de couplage thermoélastique et de l'effort maximum cyclique. R=0, RH50 et f=1Hz.

La figure 5.84 montre les champs d'énergie dissipée par cycle en traction et en flexion et la comparaison des critères de fatigue pour chaque cas d'éprouvette et chaque type de chargement. Nous observons que pour le cas des éprouvettes T-Bone 1A, le critère de fatigue semble unifié pour les deux types de chargement étudiés. Par contre, pour les éprouvettes T-Bone 1B nous constatons une différence entre les deux types de chargement pouvant atteindre au maximum une décade pour le même niveau de  $\Delta^*$ .



- Essais de fatigue classique T-Bone 1A (traction) — Critère de fatigue T-Bone 1A (traction)
- ◆ Essais de fatigue classique T-Bone 1A (flexion) — Critère de fatigue T-Bone 1A (flexion)
- Essais de fatigue classique T-Bone 1B (traction) — Critère de fatigue T-Bone 1B (traction)
- ◆ Essais de fatigue classique T-Bone 1B (flexion) — Critère de fatigue T-Bone 1B (flexion)



(c) Comparaison des courbes de Wöhler en fonction de  $\Delta^*$ .

FIGURE 5.84 – Comparaison entre les champs d'énergie dissipée par cycle et les critères de fatigue en traction et en flexion. R=0, RH50 et f=1Hz.

**Comparaison entre les éprouvettes T-Bone RH50 et les éprouvettes Dogbone 0° RH50**

La figure 5.85 montre la comparaison des courbes de fatigue en fonction de  $\Delta^*$  entre les éprouvettes T-Bone (en traction) et Dogbone 0°. Nous pouvons observer que les critères de fatigue sont très proches entre les éprouvettes T-Bone 1B et les éprouvettes Dogbone 0°. Ceci est une troisième vérification que le critère de fatigue identifié sur des éprouvettes simples peut être valide pour des éprouvettes plus complexes. Pour les éprouvettes T-Bone 1A, nous constatons que pour la même durée de vie, l'énergie dissipée par cycle est moins importante que pour les autres cas d'éprouvettes. Ceci montrerait que l'énergie dissipée mesurée au niveau de la zone d'initiation n'est pas représentative du comportement en fatigue de l'éprouvette. Ceci peut être expliqué par le fait que le gradient d'orientation des fibres semble être important au niveau de l'épaisseur des éprouvettes. En effet, l'énergie dissipée par cycle calculée au niveau de la zone de jonction entre la tige et la semelle lorsque la tige est devant ou derrière la zone observée (cf. Fig.5.50b) évolue de façon considérable (ce n'est pas le cas pour les éprouvettes T-Bone 1B). Il est donc possible que le volume capté lors du calcul de l'énergie dissipée par cycle soit plus important que le volume critique en terme de fatigue. Ceci semble cohérent avec les comparaisons entre les chargements de traction et de flexion des éprouvettes T-Bone (cf.



Fig.5.84c) puisque pour les chargements de flexion, nous induisons un chargement ayant un gradient plus important par rapport aux chargements en traction, c'est-à-dire, avec un volume critique en terme de fatigue moins important. Nous constatons aussi que l'énergie dissipée par cycle pour le même niveau de durée de vie est moins importante pour les cas de flexion par rapport aux cas de traction (pour chaque cas d'éprouvette). Pour vérifier ce scénario il faudrait mesurer de façon précise la microstructure des éprouvettes T-Bone 1A au niveau de la zone de rupture.

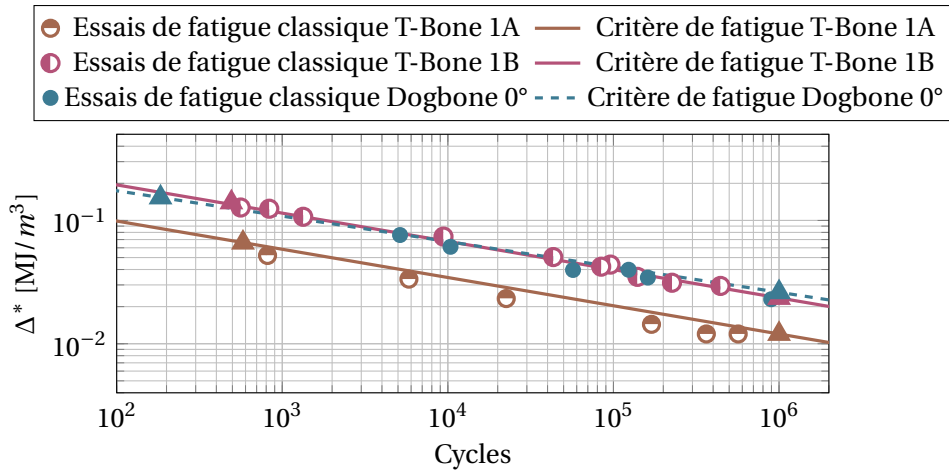


FIGURE 5.85 – Comparaison des courbes de fatigue en fonction de  $\Delta^*$  entre les éprouvettes T-Bone (en traction) et les éprouvettes Dogbone 0°. RH50, R=0, f=1Hz et température ambiante.

## 5.6 Bilan pour les éprouvettes de structure

La définition conjointe par les partenaires du *work package* 3 du projet DURAFIP des éprouvettes de structure a permis de générer des superpositions de microstructure et de chargements complexes. Dans le cas des éprouvettes Wavy 1 et Wavy 2, il existe un défaut de surface (givrage) qui peut avoir une influence non négligeable sur le comportement mécanique en fatigue des éprouvettes.

En termes de protocoles d'analyse mis en place, nous remarquons que l'analyse des champs thermiques est un outil très précieux. En effet, il permet d'évaluer le champ d'énergie dissipée par cycle et le champ de couplage thermoélastique, lesquels permettent d'apprécier les hétérogénéités des éprouvettes de structure. En particulier, nous pouvons évaluer la cohérence entre le champs d'orientation des fibres et le champ d'énergie dissipée par cycle (ou bien de couplage thermoélastique). Ce genre d'analyse nous a permis, entre autres, de montrer que pour le cas des éprouvettes Wavy 1 DAM et Wavy 2 DAM, les contraintes résiduelles peuvent jouer un rôle important dans la réponse mécanique. Cette analyse nous a également permis de confirmer la différence en termes de champ d'énergie dissipée par cycle et de couplage thermoélastique entre les éprouvettes T-Bones, lesquelles ont une géométrie similaire, mais une configuration d'injection différente. La relation entre l'énergie dissipée par cycle et l'orientation des fibres reste par contre à préciser, car elle peut être couplée aux champs mécaniques locaux (cf. §5.5.3).

En terme d'analyse de la ruine, chacune des éprouvettes présente un comportement particulier. Les principales observations sont :

### Éprouvettes Wavy 1 :

- le défaut de givrage semble piloter la ruine en fatigue, car la rupture est systématiquement observée au niveau de la zone de givrage que la teneur en humidité soit RH50 ou DAM ;
- la rupture n'est pas localisée dans la zone où la dissipation est maximale ;
- la phase de propagation est négligeable.

### Éprouvettes Wavy 2 :

- nous observons deux zones de rupture. Pour des chargements importants, la rupture apparaît systématiquement au niveau de la première zone convergente pour les deux teneurs en humidité étudiées ;
- pour une teneur en humidité de RH50 et pour des niveaux de chargements importants, la rupture n'est pas localisée dans la zone ayant la dissipation la plus importante et en même temps celle-ci ne présente pas de givrage. Cela illustre le rôle de l'orientation locale dans la relation entre la durée de vie et l'énergie dissipée par cycle ;
- si le niveau de chargement est faible, la rupture aura toujours lieu au niveau de la deuxième zone convergente (pour les deux cas de teneur en humidité) dans une zone qui présente du givrage. Cela montre que pour ces niveaux de chargement, le comportement en fatigue peut être piloté par le défaut surfacique ;
- la phase de propagation est négligeable.

### Éprouvettes T-Bone 1A :

- pour ce cas d'éprouvettes, la rupture a toujours lieu au niveau de la zone de jonction entre la tige et la semelle. Il n'y a pas de côté privilégié observé. Comme nous l'avons illustré pour le cas de la traction, le champ de couplage thermoélastique est symétrique et la microstructure prédite est elle également symétrique, ce qui est cohérent avec le fait qu'il n'y a pas de côté privilégié pour la rupture ;
- la rupture apparaît en pied de tige dans un endroit de forte concentration de contrainte ;
- la phase de propagation peut atteindre 10% de la durée de vie à rupture en traction.

### Éprouvettes T-Bone 1B :

- pour ce cas d'éprouvettes la rupture a toujours lieu au niveau de la zone de jonction entre la tige et la semelle du côté opposé par rapport à la direction d'injection. Comme nous l'avons illustré pour le cas de la traction, le champ de couplage thermoélastique et la microstructure prédite ne sont pas symétriques, ce qui est cohérent avec le fait qu'il y a bien un côté privilégié pour la rupture ;
- la rupture apparaît en pied de tige dans un endroit de forte concentration de contrainte ;



- la phase de propagation peut atteindre 10% de la durée de vie à rupture en traction.

Le tableau 5.1 montre le récapitulatif des principales observations sur la ruine des éprouvettes de structure.

Epreuve		Zone de rupture		Ratio propagation/initiation	Validité de la prédiction rapide	Corrélation avec le critère Dogbone 0° RH50
Wavy 1	Traction DAM	Deuxième zone divergente (zone ayant du givrage)		<1% des la durée de vie à la rupture	OK	Non (écart d'une décade)
	Traction RH50	Deuxième zone divergente (zone ayant du givrage)		<1% des la durée de vie à la rupture	OK	Oui (écart de moins d'une demi-décade)
Wavy 2	Traction DAM	Première zone convergente pour les hauts niveaux de sollicitation	Deuxième zone divergente pour les bas niveaux de sollicitation (zone ayant du givrage)	<1% des la durée de vie à la rupture	OK	Non (écart de moins d'une décade)
	Traction RH50	Première zone convergente pour les hauts niveaux de sollicitation	Deuxième zone divergente pour les bas niveaux de sollicitation (zone ayant du givrage)	<1% des la durée de vie à la rupture	OK	Oui (écart de moins d'une demi-décade)
T- Bone 1A	Traction RH50	En pied de nervure (pas de coté privilégié)		<10% de la durée de vie à la rupture	OK	Non (écart d'une décade)
	Flexion RH50	En pied de nervure (pas de coté privilégié)		Contrôlé en déplacement (propagation importante)	OK	Non (écart d'une décade)
T- Bone 1B	Traction RH50	En pied de nervure (du côté opposé à la tige par rapport à l'injection)		<10% de la durée de vie à la rupture	OK	Oui (écart de moins d'une demi-décade)
	Flexion RH50	En pied de nervure (du côté opposé à la tige par rapport à l'injection)		Contrôlé en déplacement (propagation importante)	OK	Non (écart de moins d'une décade)

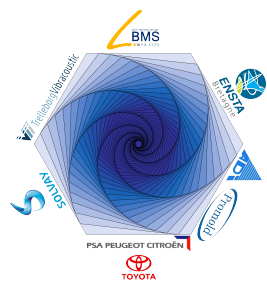
TABLE 5.1 – Récapitulatif des principales observations faites concernant la ruine des éprouvettes de structure.



*DURAFIP*

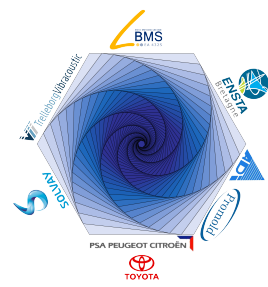
## Chapitre 6

# Analyse sur pièce industrielle



**Ce chapitre est confidentiel.**





## Bilan et Conclusion générale

Face au manque de critères de fatigue robustes permettant le bon dimensionnement des pièces en polyamides renforcés à vocation structurelle, la problématique abordée dans cette thèse vise à proposer un critère adapté prenant en compte les spécificités de ce type de matériaux. Le comportement en fatigue des polyamides renforcés dépend de plusieurs paramètres. Ces matériaux présentent un comportement thermomécanique anisotrope dépendant des conditions thermo-hygrométriques. La première difficulté vient donc de la nécessité de tester de très nombreux paramètres (microstructuraux, environnementaux, mécaniques) et d'obtenir rapidement une évaluation pertinente de leur influence sur la tenue en fatigue. La deuxième difficulté vient du fait que le procédé d'injection induit des états d'orientation de fibres complexes. Les gradients mécaniques locaux seront donc influencés à la fois par les accidents géométriques mais également par la microstructure locale. Il est par conséquent nécessaire d'investiguer la pertinence de la transposition de données identifiées pour des géométries simples à des géométries complexes, qui sont très courantes pour les pièces industrielles.

Les outils d'analyse retenus sont basés sur la mesure du champ d'énergie dissipée par cycle. Le protocole d'essai et d'analyse proposé pour l'obtention du champ d'énergie dissipée par cycle et ceux proposés pour la caractérisation rapide des propriétés en fatigue, ont permis d'étudier l'influence de différents paramètres pour des éprouvettes simples, complexes et des pièces industrielles. Dans un premier temps, des éprouvettes standard ont été utilisées, permettant d'étudier séparément l'influence de l'orientation des fibres, des conditions thermo-hygrométriques, du rapport de charge et de l'histoire du chargement, sur le comportement en fatigue. Puis, des éprouvettes de structure, dont le rôle est de permettre l'étude des spécificités géométriques, ou liées au procédé, rencontrées sur les pièces industrielles, ont également été proposées. Celles-ci ont permis d'étudier l'influence d'un défaut surfacique lié à l'injection (givrage) ou d'états de gradients de contraintes combinés avec des orientations complexes pour différents géométries. L'étude sur ces éprouvettes complexes a été alimentée par la mesure des champs d'énergie dissipée par cycle, de déformation et de couplage thermoélastique. Le protocole d'identification du critère de fatigue proposé a été utilisé et validé sur pièces industrielles. Outre la validation d'une approche de diagnostic rapide, ces essais ont permis de mettre en évidence que la corrélation entre le critère identifié pour des éprouvettes simples et les résultats obtenus sur des pièces industrielles est très bonne.

Pour aborder le bilan général de ce manuscrit de thèse, nous reprendrons les questions évoquées dans le chapitre 2. Les éléments de réponse seront présentés pour chacune des questions.

### **Quelle sera l'évolution du critère de fatigue pour divers états d'orientation, de conditionnement et de chargement ?**

- État d'orientation :

Le critère de fatigue utilisé est raisonnablement unifié lorsque l'orientation des fibres

est longitudinale ou transversale par rapport à la direction de chargement. Pour des orientations à 45°, il y a visiblement une contribution à l'énergie dissipée par cycle liée au cisaillement car une orientation à 45° induit une dissipation supérieure aux orientations à 0° et 90°, pour une même durée de vie. Ces résultats sont visibles à la fois pour des orientations combinées (éprouvettes Dogbone) mais également pour des orientations simples (éprouvettes amincies).

- Conditionnement :

Le critère de fatigue semble unifié lorsque les conditions thermo-hygrométriques considérées correspondent à un écart  $T - T_g \geq 0$  (ce qui a été observé pour des éprouvettes Dogbone 45°). Lorsque nous considérons un écart  $T - T_g < 0$ , nous constatons une forte évolution du critère de fatigue (écart pouvant dépasser une décade pour le même niveau d'énergie dissipée par cycle). Ceci a été observé pour des éprouvettes Wavy 1 et Wavy 2 DAM à température ambiante. Cependant, il peut également y avoir une influence non négligeable des contraintes résiduelles sur les éprouvettes sèches. Ces contraintes résiduelles semblent être mises en évidence par le fait que le champ d'énergie dissipée par cycle est symétrique pour les éprouvettes conditionnées et non symétrique pour les éprouvettes sèches.

- Chargement :

Le critère de fatigue utilisé est raisonnablement unifié pour les rapports de charge positifs considérés (cas R=0, 0.1, 0.3 testés). Lorsque nous considérons un chargement induisant de la compression (R=-1) ou une histoire de chargement complexe (fluage, enchaînement de blocs), le critère de fatigue donne des résultats conservatifs (de 1/2 à 1 décade pour le même niveau d'énergie dissipée par cycle).

### **Est-ce qu'un critère de fatigue basé sur l'énergie dissipée par cycle peut prendre en compte l'histoire de chargement ?**

L'histoire du chargement, observée pour des essais de fatigue interrompus, des enchaînements de blocs cycliques et des essais combinant une étape de fluage suivie d'un chargement cyclique, conduit à une modification de l'énergie dissipée par cycle et de la durée de vie pour le même niveau d'amplitude de contrainte nominale. Les évolutions de l'énergie dissipée par cycle et de la durée de vie observées pour les éprouvettes Dogbone 45° montrent clairement la même tendance et la dispersion entre éprouvettes est bien captée. Néanmoins, le critère identifié et validé pour des chargements cycliques mono-niveau sous-estime la durée de vie de 1/2 à 1 décade pour le même niveau d'énergie dissipée par cycle. Le critère énergétique identifié pour un chargement cyclique mono-niveau est donc conservatif, au contraire d'une approche de type Miner. La différence constatée reste à expliquer car si l'évolution du module sécant explique correctement cette tendance (diminution du module sécant donc augmentation de l'énergie élastique pour ces essais pilotés en effort), les causes mécaniques (endommagement, visco-élasticité, plasticité) restent à identifier.

### **Est-ce qu'un critère de fatigue basé sur l'énergie dissipée par cycle permet de faire le passage entre l'éprouvette et la structure ?**

Pour des conditions thermo-hygrométriques similaires (RH50 et température ambiante), nous avons constaté que le critère de fatigue le plus conservatif (identifié pour les éprouvettes Dogbone 0°) fonctionne très bien sur les éprouvettes de structure et sur les pièces industrielles. Ce critère a permis de bien prédire la durée de vie pour différents cas de localisation de rupture par fatigue. Par exemple, lorsque la rupture est localisée au niveau d'un défaut de surface (givrage) comme pour des cas de microstructures et d'accidents géométriques complexes (rupture au niveau de la zone convergente des éprouvettes Wavy 2 et au niveau de la nervure pour les éprouvettes T-Bone 1B). Le critère identifié sur les éprouvettes Dogbone 0° a également permis de prédire la durée de vie pour les pièces industrielles soumises à différentes conditions de chargement.

### **Est-ce que le champ d'énergie dissipée par cycle est aussi un champ de durée de vie en fatigue ?**

Le champ d'énergie dissipée par cycle n'est pas directement utilisable pour prédire la durée de vie en fatigue sur la base d'un critère énergétique unique. Il peut avoir des contributions à l'énergie dissipée par cycle liées au cisaillement ou à la compression qui ne sont pas associées à la fatigue. Il faudrait connaître les états d'orientation et de chargement locaux pour que le champ d'énergie dissipée par cycle puisse être associée à la durée de vie. Il est néanmoins intéressant de noter que l'approche basée sur l'énergie dissipée par cycle permet de caractériser très rapidement la courbe de fatigue, y compris pour des cas complexes. Ceci est montré par le fait que le critère de fatigue identifié pour chaque cas d'éprouvette est bien corrélé aux essais de fatigue réalisés sur le même type d'éprouvette.

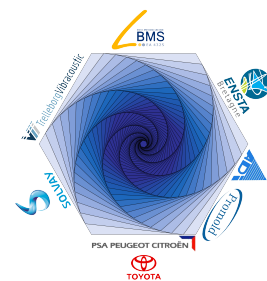
## **Perspectives**

Les principales perspectives de ces travaux de thèse sont :

- identifier la partie de l'énergie dissipée par cycle associée à la fatigue. Pour ce faire, il existe deux options complémentaires. La première est développer un modèle de comportement permettant de décrire la complexité de la réponse de ces matériaux, de façon à associer la fatigue puisse être associé à des phénomènes mécaniques spécifiques. La seconde est d'étudier l'évolution de la microstructure de ces matériaux lors des chargements de fatigue, en particulier pour les cas d'orientations complexes. Sur ce point, des essais *in situ* ont été réalisés à l'ESRF pour mesurer l'évolution de la microstructure pour différents pourcentages de la durée de vie d'éprouvettes simples. Ces essais sont en cours de dépouillement.
- considérer des chargements en fatigue pour des conditions thermo-hygrométriques où l'écart  $T - T_g$  soit négatif. Ces conditions ne sont pas majoritaires pour les applications visées, mais pourraient fournir des pistes de compréhension de la relation entre l'énergie dissipée et la ruine par fatigue. Il faut également mieux caractériser et comprendre l'influence des contraintes résiduelles pour des éprouvettes DAM.
- l'investigation du volume pertinent pour le dimensionnement en fatigue, illustré pour les éprouvettes T-Bone 1A (flexion et traction), est un point important. Ce point peut être

abordé par des simulations mécaniques réalisées avec un maximum de confiance dans la microstructure et le modèle de comportement ou par l'adaptation des protocoles de mesure de l'énergie dissipée pour capter la réponse de volumes moins importants.





## Bibliographie

- [1] S. G. ADVANI et C. L. TUCKER III : The use of tensors to describe and predict fiber orientation in short fiber composites. *Journal of Rheology*, 31:751, 1987. 4 citations pages 15, 16, 18, et 30
- [2] S. G. ADVANI et C. L. TUCKER III : Closure approximations for three-dimensional structure tensors. *Journal of Rheology*, 34:367–386, 1990. 2 citations pages 18 et 20
- [3] M. C. ALTAN, S. S. SELCUK, I. GUCERI et R. B. PIPES : numerical prediction of three-dimensional fiber orientation in hele-shaw flows. *Polym. Eng. Sci.*, 30:848–859, 1990. Cité page 18
- [4] S. AMIABLE, S. CHAPULIOT, A. CONSTANTINESCU et A. FISSOLO : A comparison of lifetime prediction methods for a thermal fatigue experiment. *International Journal of Fatigue*, 28(7):692–706, 2006. Cité page 47
- [5] A. ANDRIYANA, N. BILLON et L. SILVA : Mechanical response of a short fiber-reinforced thermoplastic : Experimental investigation and continuum mechanical modeling. *European Journal of Mechanics A/Solids*, 29:1065–1077, 2010. 3 citations pages ix, x, et 31
- [6] M. ARIF, N. SAINTIER, F. MERAGHNI, J. FITOUSSI, Y. CHEMISKY et G. ROBERT : Multiscale fatigue damage characterization in short glass fiber reinforced polyamide-66. *Composites Part B : Engineering*, 61(0):55 – 65, 2014. 3 citations pages x, 37, et 38
- [7] M. F. ARIF : *Mécanismes d'endommagement du polyamide-66 renforcée par des fibres de verre courtes, soumis à un chargement monotone et en fatigue : Influence de l'humidité relative et de la microstructure induite par le moulage par injection*. Thèse de doctorat, ENSAM Paris, 2014. 4 citations pages ix, 19, 26, et 27
- [8] S. BARBOUCHI, V. BELLENGER et A. TCHARKHTCHI : Effect of water on the fatigue behaviour of a pa66/glass fibers. *J Mater Sci*, Vols. 42:2181–2188, 2007. Cité page 40
- [9] R. S. BAY et C. L. TUCKER : Fiber orientation in simple injection moldings. part i : Theory and numerical methods. *Polymer Composites*, 13(4):317–331, 1992. 2 citations pages ix et 14
- [10] A. BENAARBIA, A. CHRYSOCHOOS et G. ROBERT : Influence of relative humidity and loading frequency on the pa6.6 cyclic thermomechanical behavior : Part i. mechanical and thermal aspects. *Polymer Testing*, 40(0):290 – 298, 2014. Cité page 41
- [11] A. BENAARBIA, A. CHRYSOCHOOS et G. ROBERT : Kinetics of stored and dissipated energies associated with cyclic loadings of dry polyamide 6.6 specimens. *Polymer Testing*, 34:155 – 167, 2014. Cité page 62
- [12] A. BENARD et S. G. ADVANI : Modeling concepts for the spherulitic growth in polymers and composites. In G. O. SHONAIKE et G. A. ADVANI, eds : *Advanced Polymeric Materials : Structure Property Relationships*. Boca Raton : CRC Press, 2003. 2 citations pages ix et 10

- [13] A. BERNASCONI, F. COSMI et D. TAYLOR : Analysis of the fatigue properties of different specimens of a 10weight short glass fibre reinforced polyamide 6.6. *Polymer Testing*, 40(0):149 – 155, 2014. *5 citations pages x, 36, 37, 44, et 45*
- [14] A. BERNASCONI et R. M. KULIN : 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, 2009. *Cité page 41*
- [15] A. BERREHILL, Y. NADOT, S. CASTAGNET, J. GRANDIDIER et C. DUMAS : Multiaxial fatigue criterion for polypropylene – automotive applications. *International Journal of Fatigue*, 32(8):1389 – 1392, 2010. *Cité page 67*
- [16] B. BERTHEL, A. CHRYSOCHOOS, B. WATTRISSE et A. GALTIER : Infrared image processing for the calorimetric analysis of fatigue phenomena. *Experimental Mechanics*, 48(1):79–90, 2008. *Cité page 62*
- [17] M. BORNERT, T. BRETHEAU et P. GILORMINI : *Homogénéisation en mécanique des matériaux*. (v. 1 & 2). Hermès Science, 2001. *Cité page 29*
- [18] T. BOULANGER, A. CHRYSOCHOOS, C. MABRU et A. GALTIER : Calorimetric analysis of dissipative and thermoelastic effects associated with the fatigue behavior of steels. *International Journal of Fatigue*, 26(3):221 – 229, 2004. *3 citations pages 59, 60, et 62*
- [19] P. B. BOWDEN et R. J. YOUNG : Deformation mechanisms in crystalline polymers. *Journal of Materials Science*, 9(12):2034–2051, 1974. *2 citations pages 10 et 11*
- [20] M. BROUDIN, V. LE SAUX, P. Y. LE GAC, C. CHAMPY, G. ROBERT, P. CHARRIER et Y. MARCO : Moisture sorption in polyamide 6.6 : Experimental investigation and comparison to four physical-based models. *Polymer Testing*, 43:10–20, 2015. *3 citations pages ix, 27, et 28*
- [21] W. CALLISTER : *Science et génie des matériaux*. Canada : Dunod, 2001. *Cité page 22*
- [22] C. W. CAMACHO, C. L. TUCKER, S. YALVAĞ et R. L. MCGEE : Stiffness and thermal expansion predictions for hybrid short fiber composites. *Polymer Composites*, 11(4):229–239, 1990. *Cité page 30*
- [23] M. CARREGA : *Matériaux Polymères*. Paris : Dunod, 2000. *Cité page 9*
- [24] S. CASTAGNET : High-temperature mechanical behavior of semi-crystalline polymers and relationship to a rubber-like "relaxed" state. *Mechanics of Materials*, 41(2):75 – 86, 2009. *Cité page 22*
- [25] S. CASTAGNET, S. GIRAULT, J. L. GACOUGNOLLE et P. DANG : Cavitation in strained polyvinylidene fluoride : mechanical and x-ray experimental studies. *Polymer*, 41(20):7523 – 7530, 2000. *Cité page 12*
- [26] A. CHRYSOCHOOS et H. LOUCHE : An infrared image processing to analyse the calorific effects accompanying strain localisation. *International Journal of Engineering Science*, 38(16):1759 – 1788, 2000. *Cité page 66*

- [27] J. S. CINTRA et C. L. TUCKER III : Orthotropic closure approximations for flow-induced fiber orientation. *Journal of Rheology*, 39(6):1095–1122, 1995. 2 citations pages 19 et 20
- [28] N. CONNESSON, F. MAQUIN et F. PIERRON : Dissipated energy measurements as a marker of microstructural evolution : 316l and {DP600}. *Acta Materialia*, 59(10):4100 – 4115, 2011. Cité page 62
- [29] P. T. CURTIS, M. G. BADER et J. E. BAILEY : The stiffness and strength of a polyamide thermoplastic reinforced with glass and carbon fibres. *Journal of Materials Science*, 13(2): 377–390, 1978. Cité page 21
- [30] M. DE MONTE, E. MOOSBRUGGER, K. JASCHEK et M. QUARESIMIN : Multiaxial fatigue of a short glass fibre reinforced polyamide 6.6 – fatigue and fracture behaviour. *International Journal of Fatigue*, 32(1):17 – 28, 2010. Fourth International Conference on Fatigue of Composites (ICFC4). 3 citations pages x, 41, et 43
- [31] I. DOGHRI et L. TINEL : Micromechanical modeling and computation of elasto-plastic materials reinforced with distributed-orientation fibers. *International Journal of Plasticity*, 21(10):1919–1940, 2005. Cité page 30
- [32] C. DOUDARD : *Détermination rapide des propriétés en fatigue à grand nombre de cycles à partir d'essais d'échauffement*. Thèse de doctorat, Génie mécanique. Génie civil Cachan, Ecole normale supérieure, Paris, 2004. 7 citations pages xi, 50, 57, 59, 66, 69, et 71
- [33] C. DOUDARD, S. CALLOCH, P. CUGY, A. GALTIER et F. HILD : A probabilistic two-scale model for high-cycle fatigue life predictions. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 28(3):279–288, 2005. 3 citations pages xi, 66, et 67
- [34] D. DRAY BENSARKOUN : *Prédiction des propriétés thermo-élastiques d'un composite injecté et chargé de fibres courtes*. Thèse de doctorat, ENSAM, Paris, 2006. 4 citations pages ix, 20, 21, et 29
- [35] DUPONT DE NEMOURS : *Modélisation numérique*. 2007. Cité page 27
- [36] P. A. ERIKSSON, A. C. ALBERTSSON, P. BOYDELL, K. ERIKSSON et J. A. E. MANSON : Reprocessing of fiberglass reinforced polyamide 66 : Influence on short term properties. *Polymer Composites*, 17(6):823–829, 1996. Cité page 21
- [37] J. D. ESHELBY : 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 (1934-1990)*, 241(1226):376–396, 1957. Cité page 29
- [38] S. ETIENNE et L. DAVID : *Introduction à la physique des polymères*. Dunod, 1994. Cité page 13
- [39] A. EZANNO, C. DOUDARD, S. CALLOCH, T. MILLOT et J.-L. HEUZE : Effet du procédé de compaction isostatique à chaud sur les propriétés à la fatigue polycyclique d'un alliage cuproaluminium de fonderie. *Metallurgical Research & Technology*, 107:83–91, 2 2010. Cité page 50

- [40] J. A. M. FERREIRA, J. D. M. COSTA et M. O. W. RICHARDSON : Effect of notch and test conditions on the fatigue of a glass-fibre-reinforced polypropylene composite. *Composites science and technology*, 57(9):1243–1248, 1997. *Cité page 41*
- [41] V. FERREIRO, Y. PENNEC, R. SEGUOLA et G. COULON : Shear banding in polyamide 6 films as revealed by atomic force. *Polymer*, 41:1561–1569, 2000. *Cité page 12*
- [42] P. FLORIN, M. FACCHINETTI, C. DOUDARD et S. CALLOCH : Fast fatigue properties identification by “self-heating” method : Application to automotive welded joints. *Procedia Engineering*, 66:676 – 683, 2013. Fatigue Design 2013, International Conference Proceedings. *Cité page 62*
- [43] F. FOLGAR et C. L. TUCKER III : Orientation behavior of fibers in concentrated suspensions. *Journal of reinforced plastics and composites*, 3(2):98, 1984. *Cité page 16*
- [44] C. FOND et C. G’SELL : Localisation des déformations et mécanismes d’endommagement dans les polymères multiphasés. *Mécanique et Industries*, 3(5):431–438, 2002. *3 citations pages 10, 11, et 12*
- [45] S. Y. FU, B. LAUKE, Y. H. ZHANG et Y. W. MAI : On the post-mortem fracture surface morphology of short fiber reinforced thermoplastics. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 36(7):987 – 994, 2005. *Cité page 21*
- [46] GAIER, C., UNGER, B. et DANNBAUER, H. : Multiaxial fatigue analysis of orthotropic materials\*. *Rev. Metall.*, 107(9):369–375, 2010. *3 citations pages x, 45, et 46*
- [47] A. GALESKI, A. S. ARGON et R. E. COHEN : Changes in the morphology of bulk spherulitic nylon 6 due to plasticity deformation. *Macromolecules*, 21:2761–2770, 1988. *Cité page 12*
- [48] G. GAUSSORGUES : *La thermographie infrarouge. Principes, technologie*. Technique et Documentation (Lavoisier), 1984. *2 citations pages xi et 81*
- [49] C. G’SELL et J. M. HAUDIN : *Introduction à la mécanique des polymères*. INPL, 1995. *Cité page 8*
- [50] C. H. GUSTER, G. PINTER, R. EICHLSEDERET et R. W. LANG : The influence of fiber orientation and stress ratio on the fatigue behavior of short glass fiber reinforced polymers. *Proceedings ANTEC*, p. 284–288, 2007. *Cité page 41*
- [51] G. L. HAND : A theory of anisotropic fluids. *Journal of Fluid Mechanics*, 13:33–46, 1962. *2 citations pages 16 et 20*
- [52] K. HANDA, A. KATO et I. NARISAWA : Fatigue characteristics of a glass-fiber-reinforced polyamide. *Journal of Applied Polymer Science*, Vols. 72:1783–1793, 1999. *2 citations pages 39 et 41*
- [53] J. M. HAUDIN : *Mise en forme des polymères, cours du CEMEF. Centre de Mise en Forme des Matériaux*. INPL, 1992. *Cité page 8*
- [54] E. J. HINCH et L. G. LEAL : Constitutive equations in suspension mechanics. part 1 general formulation. *Journal of Fluid Mechanics*, 71:481–495, 1975. *Cité page 20*

- [55] L. JEGOU : *Caractérisation rapide des propriétés en fatigue d'un polymère renforcé par des fibres courtes, pour une application automobile*. Thèse de doctorat, UBO Brest, 2012.  
19 citations pages ix, x, xi, 24, 25, 26, 27, 38, 39, 40, 50, 57, 59, 65, 67, 68, 74, 75, et 88
- [56] J. J.HORST et L. J.SPOORMAKER : Fatigue fracture mechanisms and fractography of short-glassfibre-reinforced polyamide 6. *Journal of Materials Science*, 32(14):3641–3651, 1997.  
5 citations pages x, 34, 35, 36, et 37
- [57] N. JIA et V. A. KAGAN : Effects of time and temperature on the tension-tension fatigue behavior of short fiber reinforced polyamides. *Polymer Composites*, 19(4):408–414, 1998.  
Cité page 39
- [58] A. KATOH, K. HANDA et I. NARISAWA : Damage behavior in multi-stage fatigue testing of glass-fiber-reinforced polyamide 66. *Polymer Composites*, 25(1):60–81, 2004.  
3 citations pages x, 43, et 44
- [59] B. KLIMKEIT : *Etude expérimentale et modélisation du comportement en fatigue multiaxiale d'un polymère renforcé pour application automobile*. Thèse de doctorat, Sciences et Ingénierie en Matériaux, Mécanique, Energétique et Aérotechnique, 2009.  
9 citations pages ix, x, 14, 15, 36, 42, 43, 46, et 47
- [60] D. KUJAWSKI et F. ELLYIN : A unified approach to mean stress effect on fatigue threshold conditions. *International Journal of Fatigue*, 17(2):101–106, 1995. Cité page 41
- [61] V. KUKSENKO et V. TAMUZ : *Fracture micromechanics of polymer materials*. Vol. Martinus Nijhoff Publishers, 1981. Cité page 12
- [62] G. LA ROSA et A. RISITANO : Thermographic methodology for rapid determination of the fatigue limit of materials and mechanical components. *International journal of fatigue*, 22(1):65–73, 2000. Cité page 66
- [63] R. W. LANG, J. A. MANSON et R. W. HERTZBERG : Mechanisms of fatigue fracture in short glass fibre-reinforced polymers. *Journal of Materials Science*, 22(11):4015–4030, 1987.  
2 citations pages 34 et 36
- [64] A. LAUNAY, M. H.MAITOURNAM, Y. MARCO, I. RAOULT et F. SZMYTKA : Cyclic behaviour of short glass fibre reinforced polyamide : Experimental study and constitutive equations. *International Journal of Plasticity*, Volume 27:1267–1293, 2011.  
7 citations pages ix, x, 22, 23, 24, 31, et 32
- [65] A. LAUNAY, M. H. MAITOURNAM, Y. MARCO et I. RAOULT : Multiaxial fatigue models for short glass fibre reinforced polyamide. part ii : Fatigue life estimation. *International Journal of Fatigue*, 47(0):390 – 406, 2013.  
4 citations pages xi, 46, 47, et 48
- [66] A. LAUNAY, Y. MARCO, M. H.MAITOURNAM et I. RAOULT : Influence of temperature and relative humidity on the cyclic behaviour of a short glass fibre reinforced polyamide. *Mechanics of Materials*, Volume 56:1–10, 2012.  
2 citations pages ix et 28

## Bibliographie

---

- [67] Y. LE CHENADEC, I. RAOULT, C. STOLZ et T. M. L. NGUYEN-TAJAN : Cyclic approximation of the heat equation in finite strains for the heat build-up problem of rubber. *Journal of Mechanics of Materials and Structures*, 4(2):309–318, 2009. *Cité page 73*
- [68] V. LE SAUX : *Fatigue and ageing of rubbers under marine and thermal environments : from accelerated tests to structure numerical simulations*. Theses, Université de Bretagne occidentale - Brest, oct. 2010. *7 citations pages xi, 50, 59, 71, 72, 74, et 83*
- [69] J. LEMAITRE et J. L. CHABOCHE : *Mécanique des matériaux solides*. Dunod, 2004. *Cité page 54*
- [70] P. LIAW, H. WANG, L. JIANG, B. YANG, J. HUANG, R. KUO et J. HUANG : Thermographic detection of fatigue damage of pressure vessel steels at 1,000 hz and 20 hz. *Scripta Materialia*, 42(4):389 – 395, 2000. *Cité page 66*
- [71] H. P. LIEURADE, P. RABBE et A. GALTIER : Essais de fatigue partie i. *Techniques de l'ingénieur Essais mécaniques sur les métaux et alliages*, base documentaire : TIB531DUO.(ref. article : m4170), 2015. *2 citations pages x et 34*
- [72] L. LIN et A. ARGON : Structure and plastic deformation of polyethylene. *Journal of Materials Science*, 29(2):294–323, 1994. *5 citations pages 9, 10, 11, 12, et 24*
- [73] M. LUONG : Infrared thermographic scanning of fatigue in metals. *Nuclear Engineering and Design*, 158(2):363–376, 1995. *Cité page 66*
- [74] M. P. LUONG : Fatigue limit evaluation of metals using an infrared thermographic technique. *Mechanics of materials*, 28(1):155–163, 1998. *Cité page 66*
- [75] M. LÉVESQUE : *Modélisation du comportement mécanique de matériaux composites viscoélastiques non linéaires par une approche d'homogénéisation*. Thèse de doctorat, ENSAM, Paris, 2004. *Cité page 30*
- [76] P. MALLICK et Y. ZHOU : 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, 2004. *3 citations pages x, 41, et 42*
- [77] J. F. MANDELL : *Fatigue Behavior of Short Fiber Composite Materials*, vol. 4 de Composite Materials Series. Elsevier New-York, K.L. Reifsnider édition, 1991. *Cité page 34*
- [78] F. MAQUIN et F. PIERRON : Refined experimental methodology for assessing the heat dissipated in cyclically loaded materials at low stress levels. *Comptes Rendus Mécanique*, 335(3):168 – 174, 2007. *Cité page 62*
- [79] Y. MARCO : *Caractérisation multi-axiale du comportement et de la micro-structure d'un semicristallin : application au cas du P.E.T*. Thèse de doctorat, E.N.S Cachan, 2003. *Cité page 9*
- [80] Y. MARCO, V. L. SAUX, L. JÉGOU, A. LAUNAY, L. SERRANO, I. RAOULT et S. CALLOCH : Dissipation analysis in {SFRP} structural samples : Thermomechanical analysis and comparison to

- numerical simulations. *International Journal of Fatigue*, 67(0):142 – 150, 2014. Multiaxial Fatigue 2013. 4 citations pages xi, 50, 64, et 65
- [81] C. MAREAU : *Micromechanical modeling of self-heating and microplasticity in steels under cyclic loading*. Thèse de doctorat, Arts et Métiers ParisTech, déc. 2007. Cité page 66
- [82] I. MASQUELIER : *Influence of formulation on the fatigue properties of elastomeric materials*. Theses, Université de Bretagne Occidentale, déc. 2014. 7 citations pages xi, 64, 65, 68, 69, 73, et 74
- [83] I. MASQUELIER, Y. MARCO, V. L. SAUX, S. CALLOCH et P. CHARRIER : Determination of dissipated energy fields from temperature mappings on a rubber-like structural sample : Experiments and comparison to numerical simulations. *Mechanics of Materials*, 80, Part A(0):113 – 123, 2015. Cité page 83
- [84] A. MÉGALLY : *Etude et Modélisation de l'orientation de fibres dans des thermoplastiques renforcés*. Thèse de doctorat, ENSMP Paris, 2005. 3 citations pages 13, 17, et 18
- [85] V. MIRI, O. PERSYN, J. M. LEFEBVRE et R. SEGUELA : Effect of water absorption on the plastic deformation behavior of nylon 6. *European Polymer Journal*, 45(3):757 – 762, 2009. Cité page 28
- [86] T. MORI et K. TANAKA : Average stress in matrix and average elastic energy of materials with misfitting inclusions. *Acta Metallurgica*, 21:571, 1973. Cité page 29
- [87] J. D. MORROW : Cyclic plastic strain energy and fatigue of metals. *American Society of Testing Materials*, p. 45–87, 1965. Cité page 47
- [88] E. MOURGLIA : *Compréhension des mécanisme physique de fatigues dans le PA vierge et renforcé de fibres de verre*. Thèse de doctorat, INSA Lyon-CNRS Rhodia, 2009. 4 citations pages x, 41, 42, et 44
- [89] R. MUNIER : *Etude de la fatigue des aciers laminés à partir de l'auto-échauffement sous sollicitation cyclique : essais, observations, modélisation et influence d'une pré-déformation plastique*. Thèse de doctorat, Université de Bretagne occidentale - Brest, 2012. 6 citations pages xi, 58, 59, 65, 70, et 71
- [90] K. NODA, A. TAKAHARA et T. KAJIYAMA : Fatigue failure mechanisms of short glassfiber reinforced nylon 66 based on nonlinear dynamic viscoelastic measurement. *Polymer*, 42(13):5803–5811, 2001. 4 citations pages x, 35, 36, et 39
- [91] V. OSHMYAN, S. PATLAZHAN et Y. REMOND : Simulation of small-strain deformations of semi-crystalline polymer : Coupling of structural transformations with stress-strain response. *Journal of Materials Science*, 39(11):3577–3586, 2004. Cité page 24
- [92] T. PARENTEAU : *Modélisation micromécanique de composites thermoplastiques élastomères à matrice polypropylène*. Thèse de doctorat, Université de Bretagne-Sud, 2009. Cité page 10



## Bibliographie

---

- [93] A. PAWLAK et A. GALESKI : Plastic deformation of crystalline polymers : The role of cavitation and crystal plasticity. *Macromolecules*, 38(23):9688–9697, 2005. *Cité page 12*
- [94] O. PIERARD et I. DOGHRI : 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, 2006. *2 citations pages 29 et 30*
- [95] M. PONCELET : *Multiaxiality, material and stress heterogeneities of self-heating tests and high cycle fatigue tests*. Theses, École normale supérieure de Cachan - ENS Cachan, 2007. *2 citations pages 50 et 66*
- [96] P. PONTE CASTAÑEDA et J. R. WILLIS : 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, 1995. *Cité page 29*
- [97] A. REDJEB : *Numerical simulation of fiber orientation in injection of reinforced thermoplastics*. Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2007. *2 citations pages 13 et 20*
- [98] C. REGRAIN : *Comportement, endommagement et fissuration par fluage du polyamide 6. Etude expérimentale et modélisation*. Thèse de doctorat, ENSMP Paris, 2009. *3 citations pages 10, 12, et 13*
- [99] Y. RÉMOND : Constitutive modelling of viscoelastic unloading of short glass fibre-reinforced polyethylene. *Composites Science and Technology*, 65(3-4):421 – 428, 2005. JNC13-AMAC-Strasbourg. *Cité page 22*
- [100] D. ROSATO, D. ROSATO et M. ROSATO : Testing, inspection, and quality control. In D. ROSATO, D. ROSATO et M. ROSATO, eds : *Injection Molding Handbook*, p. 1028–1126. Springer US, 2000. *Cité page 13*
- [101] N. SATO, T. KURAUCHI, S. SATO et O. KAMIGAITO : Sem observations of the initiation and propagation of cracks in a short fibre-reinforced thermoplastic composite under stress. *Journal of Materials Science Letters*, 2(5):188–190, 1983. *2 citations pages 21 et 29*
- [102] N. SATO, T. KURAUCHI, S. SATO et O. KAMIGAITO : Mechanism of fracture of short glass fibre-reinforced polyamide thermoplastic. *Journal of Materials Science*, 19(4):1145–1152, 1984. *Cité page 21*
- [103] N. SATO, T. KURAUCHI, S. SATO et O. KAMIGAITO : Microfailure behaviour of randomly dispersed short fibre reinforced thermoplastic composites obtained by direct sem observation. *Journal of materials science*, Vols. 26:3891–3898, 1991. *2 citations pages 21 et 22*
- [104] D. Y. SONG, N. TAKEDA, T. SHIOYA et K. NAKATA : Approximate analysis of the stress state near the fibre ends of short fibre-reinforced composites and the consequent microfracture mechanisms. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 27(5):357 – 364, 1996. *Cité page 21*
- [105] C. E. STROMEYER : The determination of fatigue limits under alternating stress conditions. *Proc. Roy. Soc. London*, A90:411–425, 1914. *Cité page 66*

- 
- [106] G. P. TANDON et G. J. WENG : The effect of aspect ratio of inclusions on the elastic properties of unidirectionally aligned composites. *Polymer Composites*, 5(4):327–333, 1984.  
2 citations pages 29 et 30
- [107] J. TROTIGNON, J. VERDU, A. DOBRACGINSKY et M. PIPERAUD : *Précis Matières plastiques, structures- propriétés, mise en oeuvre, normalisation*. Paris : Nathan, 1996.  
3 citations pages ix, 7, et 8
- [108] V. VERLEYE : *Simulation Numérique de l'orientation de fibres en moulage par injection de pièces complexes en matériaux composite*. Thèse de doctorat, Université de Catholique de Louvain, 1995.  
Cité page 20
- [109] J. C. VIANA, A. M. CUNHA et N. BILLON : The effect of the skin thickness and spherulite size on the mechanical properties of injection mouldings. *Journal of materials science*, 36:4411 – 4418, 2001.  
Cité page 10
- [110] A. WÖHLER : *Wöhler's experiments on the strength of metals*. 1867.  
Cité page 65
- [111] A. ZAGO et G. S. SPRINGER : Fatigue lives of short fiber reinforced thermoplastics parts. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 20(7):606–620, 2001.  
Cité page 45
- [112] A. ZAGO, G. S. SPRINGER et M. QUARESIMIN : Cumulative damage of short glass fiber reinforced thermoplastics. *Journal of reinforced plastics and composites*, 20(7):596–605, 2001.  
Cité page 45
- [113] M. ZINET : *Modélisation de la cristallisation des polymères dans les procédés de plasturgie : quantification des effets thermiques et rhéologiques*. Thèse de doctorat, INSA de Lyon, 2010.  
Cité page 9