COLLEGES BRETAGNE LOIRE | SCIENCES POUR L'INGENIEUR ET LE NUMERIQUE

ENSTA

IP PARIS

THESE DE DOCTORAT DE

L'ÉCOLE NATIONALE

SUPERIEURE DE TECHNIQUES AVANCEES -

INSTITUT POLYTECHNIQUE DE PARIS

CAMPUS DE BREST

ECOLE DOCTORALE N° 648
Sciences pour l'Ingénieur et le Numérique
Spécialité : *Mécanique des solides, des matériaux, des structures et des surfaces*

Par

Kilian DEMILLY

Influence d'un endommagement initial sur les propriétés à la fatigue des matériaux composites stratifiés :
apport des mesures d'auto-échauffement pour évaluer la durée de vie résiduelle

Thèse présentée et soutenue à Brest, le 28/03/2025
Unité de recherche : Institut de Recherche Dupuy de Lôme (IRDL)

Rapporteurs :

Federica DAGHIA	Maître de Conférences (HDR), Laboratoire de Mécanique Paris-Saclay
Zoheir ABOURA	Professeur des Universités (HDR), UTC – Laboratoire Roberval

Composition du Jury :

Président :	Christian HOCHARD	Professeur des Universités, Laboratoire de Mécanique et d'Acoustique
Examinateurs :	Lionel MARCIN	Expert Mécanique des Matériaux (HDR), Safran Aircraft Engines
	Peter DAVIES	Ingénieur de Recherche (HDR), IFREMER
Dir. de thèse :	Nicolas CARRERE	Professeur (HDR), IRDL/ENSTA
Encadrants :	Vincent LE SAUX	Professeur (HDR), IRDL/ENSTA
	Yann MARCO	Professeur des Universités (HDR), IRDL/ENSTA

Invité(s) :

Guillaume DOLO	Chargé d'études matériaux organiques, Naval Group
Yannick PANNIER	Maître de Conférences (HDR), Institut P'/ISAE-ENSMA

A mon grand-père 

Remerciements

Pour fermer ce chapitre de ma vie qu'a été la thèse, il me faut remercier l'ensemble des personnes qui ont appartenu à celui-ci.

Dans un premier temps, merci aux membres du jury pour leur intérêt porté à mes travaux : Christian Hochard pour avoir présidé le jury, Federica Daghia et Zoheir Aboura pour avoir rapporté ce manuscrit, ainsi que Lionel Marcin et Peter Davies pour leurs rôles d'examinateurs. Merci à tous pour vos questions toujours pertinentes et les échanges que l'on a pu avoir.

Des remerciements tous particuliers à mes encadrants académiques. Vincent Le Saux pour nos discussions principalement liées à l'auto-échauffement et au développement de Celenos. Yann Marco pour les réflexions techniques plus générales sur les résultats et leur signification, et pour ta capacité de synthèse et d'organisation des idées notamment pour les posters. Et enfin et surtout Nicolas Carrère pour les discussions quotidiennes sur les directions à prendre, sur les échanges liés à notre besoin commun de comprendre le comportement du matériau et pour avoir été là pour moi lorsque j'en avais besoin sur un plan plus personnel. J'espère sincèrement garder longtemps contact avec toi et avoir la chance que l'on retravaille ensemble. Un grand merci également à vous trois pour les moments passés ensemble hors des murs du laboratoire ou plus généralement pour les moments conviviaux.

Merci également à Yannick Pannier, mon encadrant académique de P'Prime à l'ENSMA à Poitiers et à Guillaume Dolo et Emilien Billaudeau, mes encadrants techniques de Naval Group. Des remerciements particuliers à Maxime Villière, mon manager de Naval Group arrivé au cours de ma thèse, avec qui nous avons eu des échanges très intéressants techniquement, et avec qui j'ai vraiment apprécié discuter hors cadre de travail.

Parmi les membres permanents du laboratoire, je voudrais remercier particulièrement Cédric Doudard et Sylvain Calloch pour la richesse des échanges techniques que l'on a pu avoir, leur disponibilité malgré qu'ils soient extrêmement pris, et les moments conviviaux que l'on a passé ensemble, en particulier au Poker pour le premier et au Babyfoot pour le second. Je tiens également à remercier chaleureusement et cyclistement Cédric Bain et le beau Pierre Bidaud pour tous les moments passés ensemble.

Merci également aux permanents m'ayant très très grandement aidé à préparer ma soutenance de thèse avec de très précieux conseils et que je n'ai pas cité plus haut : Matthieu Le Saux, David Thévenet, Shabnam Arbab Chirani, Bruno Levieil, Lorenzo Bercelli.

Je n'oublie évidemment pas les doctorants avec qui j'ai partagé mon bureau déménageant d'année en année dans de nouveaux lieux. Tout d'abord Laure Civier, ma première co-bureau. On a débarqué ensemble à l'IRDL, et bien que tes premiers mois à Brest en plein confinements ne fussent pas faciles, nous ne nous sommes jamais vraiment quittés depuis, et j'espère que cela durera encore longtemps. Je pense aussi à mes autres premiers co-bureau Ewann Gauthier et Lorenzo Bercelli (pas encore docteur à cette époque !), mais également aux co-bureaux suivants : Théo Sévédé et Alexis Mion. Vous non plus je ne veux pas vous perdre de vue. Puis Pierrick Lepitre, notamment dans notre premier bureau duo pour pouvoir finir notre thèse et réaliser notre rédaction de manuscrit tranquillement. Rédaction que j'ai terminé avec Otávio Zimmermann. Joli symbole quand on sait que l'on a commencé cette aventure ensemble en arrivant en 2017 à l'ENSTA pour moi et 2018 pour lui en tant qu'étudiant. 7 belles années d'amitié aujourd'hui qui durera longtemps je l'espère. Obrigado Octave !

Et puis il y a tous les autres que j'ai pu côtoyer de près ou de loin, encore présents au laboratoire ou partis depuis un moment, doctorants ou post-docs, je pense notamment à Mathilde Conan que je n'ai découvert que trop tard et avec qui l'on passe de beaux moments depuis 1 an mainteant, mais aussi Libor Navrátil, Victor Popineau, Anthony Le Bihan, Jeanne Cavoit, Mathilde Renault, Oscar Peta, la team des vieux Corentin Guellec, Vanessa Kwitakowski, Enora Bellec et Cyril Bernolin, et la team des jeunes Louka Masson, Juliette Laurent, Baptise Lamothe, Thibault Haudricourt, Tom Armand, Lucille Soutif, Alexis Walle, Lucie Mathieu, Bruno Barini, Abdesslam Noual, Alan El Aissaoui (on pense fort à toi) et tous les autres…

Merci également à Thomas Bonnemains et Eric Lolive de l'IUT de Brest pour leur aide et leurs conseils sur les campagnes de fabrication. Il y avait du boulot !

Merci aussi aux techniciens de MASMECA, particulièrement Raph et Manu pour leur disponibilité, leur gestion des problèmes machines, leur aide pour la mise en place des essais et l'accompagnement pour faire évoluer les procédures. Merci à Nathalie et sa remplaçante Corinne pour leur travail administratif et toutes les épines qu'elles nous enlèvent du pied pour que l'on se concentre sur la Science.

Merci aux amis qui m'ont soutenu tout au long de ces années, trop nombreux pour tous les citer. Merci à ceux qui ont pris de leur temps et de leurs congés pour venir à la soutenance et/ou au bar le soir : Astrid, Nico Sicault, Laure, Rodrigue, Laeti, Pietri, Lecordier, Alex Lamarre, Adeline, César, Lucas, Rémi etc. Merci à tous les autres, la plupart venant de l'ENSTA, Thibal, Maxou, Nico, Aloïs, Sacha, Romane, Guillemot, Molaro, Laura, Anaïs, Boubou, Tomtom, Charlou, Pti Louis, Théo, Gauthier, Gwendal, Justine, Pierrot, Defollin…

Merci également à Marine et Léo pour les discussions intéressantes par leurs avis parfois contraires aux miens. Merci aux potes de la team poker/54 pour les moments passés ensemble. Merci aux équipes du 54 Café et de La Petite Poésie pour les moments de décompression : Jérôme & Christelle, Max, Sophie, J, Adeline, Aurélie, Justine…

Merci à la famille pour leur présence. Mes parents Catherine et Jean-François, ma sœur Auriane, et Etienne. Mais aussi ma marraine Patou, mes oncles Bertrand et Dom, et mes cousins Tanguy, Erwan, Anne-Lise, Ronan et Clara.

Enfin, merci à mes deux colocs Yetana et Yugi pour leur support quotidien. Je ne m'ennuie clairement pas avec vous !

Table des Matières

Remerciements ..... **i**

Table des Matières ..... **iii**

Table des Figures ..... **v**

Table des Tableaux ..... **xiv**

Table des Equations ..... **xv**

Table des Sigles et Acronymes ..... **xvii**

Notations ..... **xviii**

Introduction **1**

1. Bibliographie **5**

1.1. Composites 8

1.2. Fatigue des composites UD 17

1.3. Approche par Auto-Echauffement 31

1.4. Normes de Dimensionnement DNV 33

1.5. Fatigue après impact sur composites 40

1.6. Conclusion et Ambitions 46

2. Matériaux, Eprouvettes & Méthodes **49**

2.1. Procédé de fabrication 52

2.2. Eprouvettes 59

2.3. Moyens d'essai et de mesure 67
2.4. Principe de l'auto-échauffement 71
2.5. Critère de Fatigue – Approche de Sendeckyj 83
2.6. Conclusion 90

3. Fatigue sur Matériau Sain : Caractérisation et Approches de Dimensionnement 91

3.1. Microstructure 94
3.2. Résultats de Statique et de Fatigue 94
3.3. Courbes d'Auto-Echauffement en Transitoire et en Stabilisé 101
3.4. Modèle Thermomécanique en Eléments Finis 116
3.5. Lien entre fatigue et AE en utilisant un critère énergétique 127
3.6. Lien entre fatigue et AE par un modèle viscoélastique 131
3.7. Conclusions sur la Fatigue d'Eprouvettes Saines 136

4. Fatigue sur Eprouvettes avec Défauts (Impact & Défauts Synthétiques) 141

4.1. Création d'Endommagements, Observation et Analyse 144
4.2. Influence de la géométrie d'éprouvettes saines sur la tenue en fatigue 150
4.3. Eprouvettes avec Défauts Synthétiques 152
4.4. Résultats des Essais de Statique et de Fatigue 157
4.5. Résultats des Essais d'Auto-Echauffement 160
4.6. Lien vers la Fatigue 174
4.7. Conclusions sur la Fatigue d'Eprouvettes avec Défauts 182

Conclusion et Perspectives 185

Annexe A – Recommandations de DNV 195

Bibliographie 199

Chaire industrielle « Self-Heating » - Projet-ANR-20-CHIN-0002

Table des Figures

Figure 1.01: Nombre de publications par an référencées sur Scopus avec le terme "Composite"....8
Figure 1.02: Types de matrice [Gornet, 2011]....9
Figure 1.03: Types de renfort [Gornet, 2011]....9
Figure 1.04: Structure géométrique des renforts [Gendre, 2011]....9
Figure 1.05: Types de fibres carbones. Figure issue d'Epsilon Composites....10
Figure 1.06: Schéma d'un composite UD....10
Figure 1.07: Types de préformes textiles. Figure issue de [Navrátil, 2021]....11
Figure 1.08: Schéma d'un pli tissé 2D composé des torons en sens chaîne et en sens trame. Inspiré de [Marcin, 2010]....11
Figure 1.09: Différents types de tissés 2D....12
Figure 1.10: Le repère global et les repères locaux d'un stratifié....13
Figure 1.11: Couplage traction-flexion obtenu pour un stratifié [0, 90]. Image inspirée de [Daghia et al., 2011-1]....13
Figure 1.12: Couplage traction-cisaillement obtenu pour un stratifié [45, 45]. Image inspirée de [Daghia et al., 2011-1]....13
Figure 1.13: Le moulage au contact [Daghia, 2011]....14
Figure 1.14: Le moulage sous vide [Daghia, 2011]....15
Figure 1.15: Procédé d'infusion (images de Loisirs Nautiques)....15
Figure 1.16: Une feuille de pré-imprégné verre/époxy et son film de protection. Image issue d'Airtech....16
Figure 1.17: Consolidation de pré-imprégnés : (a) au four (à chaud), (b) à l'autoclave (à chaud et sous pression)....16
Figure 1.18: Nombre de publications par an référencées sur Scopus avec les termes "Composite & Fatigue" (en bleu) et les termes "Composite Unidirectionnel & Fatigue" (en rouge)....17
Figure 1.19: Nombre de publications par an référencées sur Scopus avec les termes "Composite Unidirectionnel & Fatigue"....17
Figure 1.20: Fibres rompues : (a) en traction [Zhao et Takeda, 2000] ;....18
Figure 1.21: (a) Une décohésion fibre/matrice [Gamstedt et Sjögren, 1999] ;....19
Figure 1.22: (a) Jonction entre plusieurs décohésions fibre/matrice [Sjögren et Berglund, 2000] ;....19
Figure 1.23: Apparition de délaminage local à l'extrémité de fissures transverses [Blázquez et al., 2009]....20

Figure 1.24: Les différentes dégradations mécaniques possibles dans un stratifié [Daghia et al., 2011-2]..... 20

Figure 1.25: Courbe de fatigue des composites unidirectionnels en traction [Gamstedt et Talreja, 1999]..... 21

Figure 1.26: Mécanismes associés à la 2e région du diagramme de fatigue [Gamstedt et Talreja, 1999]..... 21

Figure 1.27: Schéma de l'évolution de l'endommagement liée à la fatigue avec un nombre de cycles de chargement augmentant de haut en bas ($N_1 < N_2 < N_3$) [Gamstedt et Talreja, 1999]..... 22

Figure 1.28: Moment de flexion ou raideur normalisée pour une éprouvette..... 23

Figure 1.30: Variation de la résistance résiduelle normalisée en fonction de : 23

Figure 1.31: Les 4 modes de rupture d'un pli selon Hashin..... 24

Figure 1.32: Principe général de l'approche hybride multi-échelle de la rupture proposée. Figure issue de [Laurin et al., 2009]..... 26

Figure 1.33: Illustration schématique des mécanismes d'endommagement en fatigue [Sørensen et al., 2021]. 27

Figure 1.34: Courbe S-N obtenue par l'approche de Sendeckyj pour un stratifié $[(0/45/90/-45)_s]_s$ de T300/934 graphite-époxy [Sendeckyj, 1981]..... 29

Figure 1.35: Illustration de l'effet du ratio de chargement sur la durée de vie en fatigue [Kawai et Koizumi, 2007]. 29

Figure 1.36: Diagramme à iso-durée de vie pour un stratifié $[45/90/-45/0]_{2s}$ CFRP à température ambiante [Kawai et Koizumi, 2007]..... 30

Figure 1.37: Nombre de publications par an référencées sur Scopus avec les termes "Fatigue & Auto-Echauffement", "Fatigue & Courbe d'Auto-Echauffement", "Fatigue & Dissipation Intrinsèque " ou "Fatigue & Dissipation & Thermographie"..... 31

Figure 1.38: Nombre de publications par an référencées sur Scopus avec les termes "Fatigue & Auto-Echauffement", "Fatigue & Courbe d'Auto-Echauffement", "Fatigue & Dissipation Intrinsèque " ou "Fatigue & Dissipation & Thermographie" le tout associé aux termes "Polymères ou Elastomères ou Composites"..... 32

Figure 1.39: Organigramme de la norme DNV-OS-C501..... 34

Figure 1.40: Diagramme iso-durée de vie de Goodmann issu de la norme DNV-OS-C501..... 37

Figure 1.41: Propriétés statique du matériau et les essais à réaliser pour les obtenir (voir Annexe C)..... 38

Figure 1.42: Abattement des modules d'élasticité en fatigue cyclique..... 39

Figure 1.43: Nombre de publications par an référencées sur Scopus avec les termes "Fatigue & Composite & Impact"..... 40

Figure 1.44: Endommagements liés à un impact..... 41

Figure 1.45: Influence d'un impact sur la tenue à la fatigue d'un stratifié d'UD et modèle utilisé par Kang et Kim pour prévoir la durée de vie du matériau [Kang et Kim, 2004]..... 41

Figure 1.46: (a) Scan optique des endommagements engendrés par un impact à 5,1J après 50 cycles de chargement à 140 MPa à R=-1 ; (b) Observation au microscope de la tranche A-A [Kosmann et al., 2014]..... 42

Figure 1.47: Nombre de cycles à rupture moyen pour une contrainte appliquée en fonction de l'énergie de l'impact [Kosmann et al., 2014]..... 42

Figure 1.48: Observation microscopique de la section transversale. 43

Figure 1.49 : Courbes S-N de fatigue pour les éprouvettes de composite chanvre/époxy non-impactées et impactées à 5 J 43

Figure 1.50: Nombre cumulé normé des événements acoustiques tracés en fonction du nombre de cycles de fatigue normé, pour un niveau de chargement de 40 % de la contrainte à rupture [Vasconcellos et al., 2014] 44

Figure 1.51: Eprouvettes CFRP et GFRP impactées de 10J à 40J [Katunin et al., 2022] 44

Figure 1.52: Détermination de la limite d'endurance sur des éprouvettes CFRP par caméra IR [Katunin et al., 2022] 45

Figure 1.53: Evolution de la limite d'endurance en fonction de l'énergie d'impact [Katunin et al., 2022]. 45

Figure 2.01: Schéma de l'empilement du stratifié Macropli 53

Figure 2.02: Photo des rouleaux de composite pré-imprégnés. 53

Figure 2.03: Image de la plaque témoin utilisée pour la découpe des plis 54

Figure 2.04: Illustration de la perte de résistance en fonction de l'angle de désorientation des fibres obtenu en utilisant le modèle d'Hashin 54

Figure 2.05: Photographie des plaques en cours de fabrication: 55

Figure 2.06: Eléments d'habillage de la plaque composite avant passage en autoclave 56

Figure 2.07: Les prises de vide (à droite) sont placées, il ne reste plus qu'à mettre la bâche en place et extraire l'air. 56

Figure 2.08: Mise sous vide effectuée avant passage en autoclave. 57

Figure 2.09: Plaques sorties de l'autoclave (à droite) avec leur tissu d'arrachage (en transparent par-dessus les plaques à gauche). 58

Figure 2.10: Machine de découpe par jet d'eau utilisée pour la découpe des éprouvettes. 58

Figure 2.11: Schéma des dimensions des éprouvettes de matière brute. 59

Figure 2.12 : Schéma des dimensions des éprouvettes saines Macropli 60

Figure 2.13: Schéma des dimensions des éprouvettes impactées. 60

Figure 2.14: Schéma des dimensions des éprouvettes possédant des défauts synthétiques 61

Figure 2.15: Mise en évidence des fissures dans la direction hors-plan et de leur disparition après polissage. 62

Figure 2.16: Talon en aluminium de 2mm d'épaisseur. 63

Figure 2.17: Talon en composite tissé 2D orienté à 45° de 2mm d'épaisseur. 63

Figure 2.18: Différence d'état de surface du talon avant/après préparation au P60 64

Figure 2.19: Montage permettant le collage de talon à l'aide de la colle Araldite 420 A/B. 65

Figure 2.20: Mise en évidence de l'épaisseur non constante sur une tranche de l'éprouvette 65

Figure 2.21: Illustration de l'erreur commise sur la détermination de la contrainte en fonction de l'épaisseur relevée. 66

Figure 2.22: Points de mesures pour l'épaisseur de l'éprouvette. 66

Figure 2.23: Machine d'essai hydraulique traction-torsion utilisée pour les essais de statique et de fatigue. 67

Figure 2.24: Caméra Infratec ImageIR 10300 utilisée pour les mesures infrarouges. 68

Figure 2.25: Logiciel utilisé pour les analyses des mesures infrarouges. 68

Figure 2.26: Machine d'essai par chute de masse utilisé pour les essais d'impact 69

Figure 2.27: Tomographe utilisé pour l'observation de la structure des stratifiés et des endommagements engendrés par l'impact 70

Figure 2.28: Evolution de l'écart de température θ en régime stabilisé suivant l'équation 2-8. 75

Figure 2.29: Illustration de l'erreur commise sur $\Delta*$ lorsque la durée utilisée pour l'identification augmente. 76

Figure 2.30: Effet de l'émissivité sur la balance radiométrique. Issue de la documentation de Celenos [Le Saux, 2023] 78

Figure 2.31: Mise en évidence de l'écart de température non nul en fin de refroidissement sur 3 paliers d'auto-échauffement réalisés sur l'éprouvette NG-S0-15. 79

Figure 2.32: Mise en évidence de l'élévation de la température des mors au cours de l'essai 79

Figure 2.33: Illustration de la deuxième solution : 80

Figure 2.34: Illustration de la fenêtre d'identification des paramètres du sinus linéaire. 81

Figure 2.35: Illustration de la diminution de résistance d'un composite obtenue lors d'un essai monotone à rupture après N cycles. 83

Figure 2.36: Illustration de la loi d'évolution de la résistance d'un composite au cours du cyclage (en rouge) jusqu'à rupture de l'éprouvette en fatigue (en bleu clair). 84

Figure 2.37 : Illustration de la détermination de la résistance statique équivalente $\boldsymbol{Sequ}$ (en vert) d'une éprouvette sollicitée en fatigue obtenue en remontant la courbe de résistance du composite (en rouge) 84

Figure 2.38: Illustration de la détermination de la loi de Weibull à partir des résultats de statique et des calculs de résistances statiques équivalentes obtenues à partir du couple $(\boldsymbol{C};\boldsymbol{S})$ 85

Figure 2.39: Processus d'identification du couple $(\boldsymbol{C};\boldsymbol{S})$ 86

Figure 2.40: Exemple de cartographie affichant $\boldsymbol{\alpha}$ obtenu pour chaque couple $(\boldsymbol{C};\boldsymbol{S})$ avec $\boldsymbol{C}$ allant de 0 à 1 et $\boldsymbol{S}$ allant de 0 à 0.1. 87

Figure 2.41: Courbe de Wöhler moyenne et dispersion associée obtenue par l'approche de Sendeckyj. 87

Figure 2.42: Illustration de l'influence du paramètre $\boldsymbol{C}$ sur l'allure de la courbe de Wöhler moyenne pour $\boldsymbol{C}$ allant de 0,01 à 10. 88

Figure 2.43: Illustration de l'influence du paramètre $\boldsymbol{S}$ sur l'allure de la courbe de Wöhler moyenne pour $\boldsymbol{S}$ allant de 0 à 0,1. 88

Figure 2.44: Illustration de l'influence du paramètre $\boldsymbol{\alpha}$ sur l'allure des courbes de Wöhler à 5% et 95% pour $\boldsymbol{\alpha}$ allant de 0 à 50. 89

Figure 2.45: Illustration de l'influence du paramètre $\boldsymbol{\beta}$ sur l'allure de la courbe de Wöhler moyenne pour $\boldsymbol{\beta}$ allant de 0 à 2000. 89

Figure 3.01: Vue en coupe de la microstructure du Macropli dans le plan orthogonal à la longueur de l'éprouvette. 94

Figure 3.02: Force appliquée sur les éprouvettes en fonction du déplacement du mors de la machine d'essai. 95

Figure 3.03: Rupture de fibres sur la tranche droite de l'éprouvette NG-S0-02 à l'image n°11632 au cours de l'essai statique. 96

Figure 3.04: Rupture complète de l'éprouvette NG-S0-02 au cours de l'essai de statique. 96

Figure 3.05: Mise en situation des cartographies infrarouge affiché par rapport à l'essai réelle. 97

Figure 3.06: Courbe de traction de l'éprouvette NG-S0-06. 98

Figure 3.07: Etat post-rupture des éprouvettes testées en statique. 98

Figure 3.08: Résultats de statique et de fatigue du Macropli HR/HR/HR sain. 99

Figure 3.09: Rupture complète de l'éprouvette NG-S0-12 au cours d'un essai cyclique. 99

Figure 3.10: Etat post-rupture des éprouvettes testées en fatigue. 100

Figure 3.11: Courbe de Wöhler du matériau sain obtenue par l'approche de Sendeckyj à partir d'essais classiques. 100

Figure 3.12: Illustration de la sollicitation mécanique appliquée durant un essai d'auto-échauffement. 101

Figure 3.13: Zoom sur les premiers cycles du palier à 1100 MPa en régime stabilisé appliqué à l'éprouvette NG-S0-15. 102

Figure 3.14: Image du dispositif expérimental avec le confinement pour limiter l'influence de l'environnement sur l'essai et la caméra infrarouge. 102

Figure 3.15: Evolution de la température moyennée sur la région d'intérêt (en noir) de l'éprouvette NG-S0-15 au cours d'un palier d'auto-échauffement stabilisé à 1300 MPa et champs d'évolution de température à 174s. 103

Figure 3.16: Evolution de la température de l'éprouvette NG-S0-12 au cours d'un essai d'auto-échauffement transitoire. 104

Figure 3.17: Evolution de la température de l'éprouvette NG-S0-11 au cours d'un essai d'auto-échauffement transitoire. 104

Figure 3.18: Comparaison entre la courbe d'auto-échauffement obtenue en régime stabilisé et celle obtenue en régime transitoire. 105

Figure 3.19: Ensemble des courbes d'auto-échauffement obtenues sur les différents essais d'auto-échauffement. 105

Figure 3.20: Evolution de la température de l'éprouvette NG-S0-15 au cours d'un essai d'auto-échauffement stabilisé. 106

Figure 3.21: Identification du temps caractéristiques τ_{equ} sur les fuites thermiques sur l'éprouvette NG-S0-15. 107

Figure 3.22: Dissipation cyclique moyenne en fonction de la contrainte maximale appliquée. 108

Figure 3.23: Suivi du mouvement (flèches vertes) des marqueurs faible émissivité via le logiciel Celenos. 109

Figure 3.24: Champs de vitesse d'élévation de température θ avant et après compensation de mouvement. 110

Figure 3.25: Champs d'amplitude $A1$ de première harmonique avant et après compensation de mouvement. 110

Figure 3.26: Evolution de température moyenne de l'éprouvette avant/après compensation de mouvement. 111

Figure 3.27: Champs de vitesse d'élévation de température au cours d'un essai transitoire sur l'éprouvette NG-S0-12. 111

Figure 3.28: Champs de vitesse d'élévation de température de palier en palier sur l'éprouvette NG-S0-12. 112

Figure 3.29: Champs d'amplitude de première harmonique au cours d'un essai transitoire sur l'éprouvette NG-S0-12..... 112

Figure 3.30: Champs d'amplitude de première harmonique au cours d'un essai transitoire sur l'éprouvette NG-S0-12..... 113

Figure 3.31: Champs d'amplitude de première harmonique de palier en palier sur l'éprouvette NG-S0-12. 114

Figure 3.32: Rupture de l'éprouvette NG-S0-15 image par image. 115

Figure 3.33: Part représentant le Macropli : les partitions représentent les plis..... 116

Figure 3.34: Maillage du Macropli. 117

Figure 3.35: Déplacements bloqués sur l'ensemble de la section du haut du modèle. 118

Figure 3.36: Force appliquée sur l'ensemble de la section du bas du modèle..... 118

Figure 3.37: Champs de contraintes locales dans un pli 2D à gauche et dans un pli UD à droite. 119

Figure 3.38: Dissipation intrinsèque calculée à partir des champs de contrainte locaux..... 121

Figure 3.39: Dissipation intrinsèque dans les plis tissés 2D..... 122

Figure 3.40: Dissipation intrinsèque dans les plis UDs. 122

Figure 3.41: Dissipation intrinsèque de la région d'intérêt. 123

Figure 3.42: Surfaces d'échange entre l'éprouvette et l'air. 124

Figure 3.43: Surfaces d'échange entre l'éprouvette et les mors..... 124

Figure 3.44: Mise en évidence des nœuds (en rouge) en surface utilisés pour le calcul de la dissipation.. **Erreur ! Signet non défini.**

Figure 3.45: Evolution de la température moyennée sur la région d'intérêt à la surface du pli 2D. 125

Figure 3.46: Evolution de la température en régime transitoire. 126

Figure 3.47: Détermination des 3 régimes d'auto-échauffement. 128

Figure 3.48: Identification du critère énergétique..... 128

Figure 3.49: Identification de la loi puissance permettant de faire le lien entre contrainte maximale appliquée et dissipation. 129

Figure 3.50: Courbe de Wöhler obtenue à partir du critère énergétique. 129

Figure 3.51: Comparaison entre la courbe de Wöhler obtenue à partir du critère énergétique et celles obtenues par l'approche de Sendeckyj. 130

Figure 3.52: Illustration des 3 zones de fatigue associées à des mécanismes d'endommagement différents (inspiré par [Gamstedt et Talreja, 1999]). 131

Figure 3.53: Identification des modèles viscoélastiques linéaires et non-linéaire sur la courbe d'auto-échauffement. 134

Figure 3.54: Comparaison entre la courbe de Wöhler obtenue par l'approche de Sendeckyj identifiée sur quelques points avec la limite d'endurance identifiée par auto-échauffement et la courbe de Wöhler de référence obtenue par l'approche de Sendeckyj identifiée sur tous les points sans limite d'endurance. 135

Figure 3.55: Comparaison entre la courbe de Wöhler moyenne obtenue par l'approche de Sendeckyj identifiée sur le Macropli HR/IM/HR à 1.5° et la courbe de Wöhler moyenne obtenue sur le Macropli HR/HR/HR à 0°. .. 137

Figure 3.56: Comparaison entre les courbes d'auto-échauffement obtenues sur le Macropli HR/IM/HR à 1.5° sur la face et sur la tranche, et la courbe d'auto-échauffement obtenue sur le Macropli HR/HR/HR à 0°. 137

Figure 3.57: Comparaison entre la courbe de Wöhler obtenue par l'approche de Sendeckyj identifiée sur le matériau HR/IM/HR et l'estimation des points de fatigue du Macropli à partir des points de fatigue réalisés sur UD IM à 0° pur. 138

Figure 3.58: Comparaison entre l'approche de Sendeckyj avec et sans limite d'endurance sur le Macropli HR/IM/HR. 138

Figure 3.59: Comparaison entre la courbe de Wöhler obtenue par l'approche de Sendeckyj identifiée sur le matériau HR/IM/HR et l'estimation des points de fatigue du Macropli à partir des points de fatigue réalisés sur UD IM à 0° pur. 139

Figure 4.01: Projetions des endommagements engendrés par les impacts à 5J et à 10J. 145

Figure 4.02: Schéma des dimensions des éprouvettes impactées. 145

Figure 4.03: a) Vue de dessus des sous-parties de l'éprouvette NG-I-10J-05 observées au tomographe. 146

Figure 4.04: Reconstruction volumique de l'endommagement engendré par l'impact de 10J sur l'éprouvette NG-I-10J-05. 147

Figure 4.05: Affichage en coupe de l'endommagement engendré par un impact de 10J sur l'éprouvette NG-I-10J-05. 148

Figure 4.06: Affichage en coupe de l'endommagement engendré par un impact de 5J sur l'éprouvette NG-I-5J-05. 148

Figure 4.07: Reconstruction des endommagements engendrés par un impact de 5J à gauche et de 10J à droite. 149

Figure 4.08: Observations de l'endommagement complet engendré par un impact de 5J. 149

Figure 4.09: Tenue en fatigue d'une éprouvette saine de 150 mm x 40 mm par rapport aux dimensions de la norme. 150

Figure 4.10: Courbe d'auto-échauffement obtenue sur éprouvette saine de 150 mm x 40 mm. 151

Figure 4.11: Schéma de la représentation des deux types d'endommagements utilisée pour définir les défauts synthétiques 152

Figure 4.12: Schéma des différents types d'éprouvettes étudiées. 153

Figure 4.13: Illustration des différentes étapes de fabrication d'une éprouvette avec défaut synthétique. 155

Figure 4.14: Résultats de statique et de fatigue des éprouvettes 2XY-10x10-150 par rapport à la courbe de Wöhler du matériau sain. 157

Figure 4.15: Résultats de statique et de fatigue des éprouvettes 2XY/XZ-10x10-150 par rapport à la courbe de Wöhler du matériau sain. 158

Figure 4.16: Résultats de statique et de fatigue des éprouvettes 2XY/XZ-20x35-150 par rapport à la courbe de Wöhler du matériau sain. 158

Figure 4.17: Résultats de statique et de fatigue des éprouvettes 2XY/XZ-10x10-250 par rapport à la courbe de Wöhler du matériau sain. 159

Figure 4.18: Résultats de statique et de fatigue de toutes les éprouvettes avec défaut synthétique par rapport à la courbe de Wöhler du matériau sain. 159

Figure 4.19 : Champ de variation de température en °C de l'éprouvette NG-I-10J-01 lors d'un palier d'auto-échauffement..... 161

Figure 4.20 : Champs de vitesse d'élévation de température et d'amplitude de la première harmonique sur une éprouvette à 10J sollicité à 1100 MPa avec comparaison des profils avec une éprouvette saine de dimensions 150 mm x 40 mm. 161

Figure 4.21 : Courbe d'auto-échauffement des éprouvettes impactées par rapport à une éprouvette saine. 162

Figure 4.22 : Evolution de température de l'éprouvette impactée à 10J sollicitée cycliquement à 1300 MPa... 162

Figure 4.23 : Résultats de l'essai d'auto-échauffement obtenus sur l'éprouvette saine NG-S0-15. 164

Figure 4.24 : Résultats de l'essai d'auto-échauffement obtenus sur l'éprouvette NG-DS-2XY-10x10-150-1-03. 164

Figure 4.25 : Résultats de l'essai d'auto-échauffement obtenus sur l'éprouvette NG-DS-2XY/XZ-10x10-150-1-10. 165

Figure 4.26 : Résultats de l'essai d'auto-échauffement obtenus sur l'éprouvette NG-DS-2XY/XZ-20x35-150-1-09. 165

Figure 4.27 : Résultats d'un palier d'auto-échauffement obtenus sur éprouvette saine de la 2e campagne de fabrication. 167

Figure 4.28 : Evolution de température d'une éprouvette saine de la 2e campagne de fabrication sollicitée à 700 MPa..... 167

Figure 4.29 : Résultats de l'essai d'auto-échauffement obtenue sur l'éprouvette NG-DS-2XY/XZ-10x10-250-2-06. 168

Figure 4.30 : Résultats de l'essai d'auto-échauffement obtenue sur l'éprouvette saine courte NG-S0-40. 169

Figure 4.31 : Evolution de température de l'éprouvette impactée à 10J sollicitée cycliquement à 1300 MPa... 169

Figure 4.32 : Protocole de sollicitation mécanique et d'acquisition thermique pour de la fatigue séquencée. ... 170

Figure 4.33 : Evolution de température de l'éprouvette au cours de différents paliers à 700 MPa. 170

Figure 4.34 : Identification de la deuxième pente. 171

Figure 4.35 : Calcul du temps caractéristique en se basant sur les pertes thermiques. 171

Figure 4.36 : Evolution de température de l'éprouvette impactée à 10J sollicitée cycliquement à 1300 MPa... 172

Figure 4.37: Courbes d'auto-échauffement obtenue sur les éprouvettes saines. 173

Figure 4.38 : Identification de la limite d'endurance des éprouvettes saines. 175

Figure 4.39 : Comparaison de l'approche de Sendeckyj avec et sans limite d'endurance sur le matériau sain.. 175

Figure 4.40 : Identification de la limite d'endurance des éprouvettes 2XY – 10x10 – 150. 176

Figure 4.41 : Identification de la limite d'endurance des éprouvettes 2XY/XZ – 10x10 – 150. 177

Figure 4.42 : Identification de la limite d'endurance des éprouvettes 2XY/XZ – 20x35 – 150. 177

Figure 4.43 : Courbe de Wöhler obtenue par Sendeckyj avec limite d'endurance sur les défauts synthétiques. 178

Figure 4.44 : Courbe de Wöhler obtenue par Sendeckyj sans limite d'endurance sur les défauts synthétiques. 179

Figure 4.45 : Identification de la limite d'endurance des éprouvettes impactées à 5J..... 180

Figure 4.46 : Identification de la limite d'endurance des éprouvettes impactées à 10J. 180

Figure 4.47 : Comparaison des Courbe de Wöhler obtenues par abattement de la courbe de Wöhler du matériau sain et par l'approche de Sendeckyj sans et avec limite d'endurance sur les défauts synthétiques. 183

Figure 4.48 : Courbe de Wöhler obtenue via l'approche de Sendeckyj sans limite d'endurance sur les défauts synthétiques..... 186

Figure 4.49 : Courbe de Wöhler obtenue via l'approche de Sendeckyj avec limite d'endurance sur les défauts synthétiques..... 187

Figure 4.50 : Comparaison des courbes de Wöhler obtenues par abattement de la courbe de Wöhler du matériau sain et via l'approche de Sendeckyj sans et avec limite d'endurance sur les défauts synthétiques..... 188

Figure 4.51 : Champ de vitesse d'élévation de température d'une éprouvette impactée à 10J avec comparaison des profils avec une éprouvette saine. 192

Table des Tableaux

Tableau 01: Valeur de k_m pour un nombre d'essais donné et un niveau de confiance cible. Tableau issu de [DNV-OS-C501]. 35

Tableau 02: Les différents empilements testés par Cantwell [Cantwell et al., 1983]..... 40

Tableau 03: Tableau bilan des différents types d'éprouvettes et leur nombre respectif..... 61

Tableau 04: Tableau des différentes tailles de grains de polissage utilisés..... 62

Tableau 05: Tableau bilan sur l'analyse 0D de l'auto-échauffement 82

Tableau 06: Résumé des caractéristiques de chaque méthode de dimensionnement 136

Table des Equations

[1.01] 35
[1.02] 35
[1.03] 35
[1.04] 36
[2.01] 71
[2.02] 72
[2.03] 72
[2.04] 73
[2.05] 74
[2.06] 74
[2.07] 74
[2.08] 75
[2.09] 76
[2.10] 76
[2.11] 77
[2.12] 77
[2.13] 77
[2.14] 83
[2.15] 84
[2.16] 84
[2.17] 85
[2.18] 85
[3.01] 104
[3.02] 104
[3.03] 106
[3.04] 106
[3.05] 107

[3.06] 107
[3.07] 107
[3.08] 120
[3.09] 124
[3.10] 126
[3.11] 126
[3.12] 128
[3.13] 128
[3.14] 132
[3.15] 132
[3.16] 132
[3.17] 132
[3.18] 133
[3.19] 133
[3.20] 133
[3.21] 133
[3.22] 133
[3.23] 133
[4.01] 163
[4.02] 171
[4.03] 174

Table des Sigles et Acronymes

AE	Auto-Échauffement
AFP	Automated Fiber Placement
AITM	Airbus Test Methods
ANR	Agence Nationale de la Recherche
ASTM	American Society for Testing And Materials
BVID	Barely Visible Impact Damage
CFRP	Carbon Fiber Reinforced Polymer
CIFRE	Conventions Industrielles de Formation par la Recherche
DIC	Digital Image Correlation
DNV	Det Norske Veritas
DS	Défaut Synthétique
ENSTA	École Nationale Supérieure de Techniques Avancées
FEPA	Federation of European Producers of Abrasives
GFRP	Glass Fiber Reinforced Polymer
HCF	High Cycle Fatigue
HM	Haut Module
HR	Haute Résistance
HS	Module Standard (Haute Résistance)
IM	Module Intermédiaire
IR	InfraRouge
IRDL	Institut de Recherche Dupuy de Lôme
ISO	International Organization for Standardization
MEF	Modèle par éléments finis
NCF	Non-Crimp Fabrics
NETD	Noise Equivalent Temperature Difference
NG	Naval Group
ONERA	Office National d'Études et de Recherches Aérospatiales
OS	Offshore Standard
PID	Proportional-Integral-Derivative
PTFE	Polytétrafluoroéthylène (Téflon)
RTM	Resin Transfer Molding
RX	Rayons X
THM	Très Haut Module
UD	Unidirectionnel
VHCF	Very High Cycle Fatigue
XY	Défaut synthétique représentant un délaminage
XYZ	Repère du stratitifié
XZ	Défaut synthétique représentant la fissure matricielle au sien de l'UD

Notations

Nomenclature des éprouvettes

Les éprouvettes saines sont nommées sous la forme NG-S0-01 avec :

- NG pour indiquer que ce sont des éprouvettes Naval Group ;
- S0 pour indiquer que ce sont des éprouvettes saines et dont l'UD est orienté à 0° ;
- 01 correspond au numéro de l'éprouvette.

Les éprouvettes comportant des défauts synthétiques sont nommées sous la forme suivante NG-DS-2XY/XZ-10x10-150-1-01 avec :

- NG pour indiquer que ce sont des éprouvettes Naval Group ;
- DS pour indiquer que ce sont des éprouvettes avec Défauts Synthétiques ;
- 2XY/XZ pour indiquer la présence des défauts « 2XY » et du défaut « XZ » ;
- 10x10 pour indiquer la largeur de 10 mm des défauts « 2XY » et la longueur de 10 mm des défauts « 2XY » et « XZ » ;
- 150 pour indiquer la longueur de l'éprouvette ;
- 1 pour indiquer le numéro de la plaque de fabrication ;
- 01 pour indiquer le numéro de l'éprouvette.

Formats

$\boldsymbol{u}$	Scalaire
$\underline{\boldsymbol{u}}$ ou $\vec{\boldsymbol{u}}$	Tenseur d'ordre 1 (vecteur)
$\underline{\underline{\boldsymbol{u}}}$	Tenseur d'ordre 2 (matrice 3x3)
$\underline{\underline{\underline{\boldsymbol{u}}}}$	Tenseur d'ordre 4 (matrice 6x6)

-

Opérateurs

$\boldsymbol{u^{0D}}$	Moyenne sur le volume considéré
$\overline{\boldsymbol{u}}$	Moyenne temporelle sur un cycle
$\dot{\boldsymbol{u}} = \frac{\boldsymbol{du}}{\boldsymbol{dt}}$	Dérivée temporelle
$\frac{\boldsymbol{\partial u}}{\boldsymbol{\partial x}}$	Dérivée partielle par rapport à $\boldsymbol{x}$
$\boldsymbol{div}(\vec{\boldsymbol{u}})$	Opérateur divergence
$\overrightarrow{\boldsymbol{grad}}(\boldsymbol{u})$	Opérateur gradient
$\Delta \boldsymbol{u}$	Opérateur laplacien

Grandeurs Physico-Chimiques

$\boldsymbol{\rho}$	Masse volumique
$\boldsymbol{C_p}$	Chaleur spécifique

Grandeurs Thermique

$\boldsymbol{\lambda}$	Conductivité thermique
$\boldsymbol{h_{air}}$	Coefficient de convection thermique entre le volume considéré et l'air
$\boldsymbol{h_{mors}}$	Coefficient de convection thermique entre le volume considéré et les mors

Grandeurs liées à l'AE

$\boldsymbol{T}$	Température
$\boldsymbol{\theta}$	Evolution de température
$\boldsymbol{\vec{q}}$	Vecteur courant de chaleur
$\boldsymbol{r}$	Source volumique de chaleur extérieure
$\boldsymbol{\psi}$	Energie libre massique (potentiel de Helmholtz)
$\boldsymbol{V_k}$	k^{e} variable interne
$\boldsymbol{S_{the}}$	Couplage thermoélastique
$\Delta_{\boldsymbol{int}}$	Dissipation intrinsèque
Δ^{*}	Dissipation intrinsèque par cycle

Grandeurs liées à l'analyse de l'AE en régime transitoire

$\overline{\dot{\theta}}^{0D}\Big\vert_{t\to t_0}$ $\boldsymbol{ou\ \dot{\theta}_0}$	Vitesse d'élévation de température par cycle
$\boldsymbol{A_1}$	Amplitude de la première harmonique
$\boldsymbol{\varphi}$	Déphasage de la première harmonique
$\boldsymbol{t_{1_t}}$	Début de la fenêtre temporelle d'analyse en régime transitoire
$\boldsymbol{t_{2_t}}$	Fin de la fenêtre temporelle d'analyse en régime transitoire

Grandeurs liées à l'analyse de l'AE en régime stabilisé

$\boldsymbol{\theta_{int}}$	Température intrinsèque
$\overline{\boldsymbol{\theta}}^{0d}_{\boldsymbol{stab}}$	Température stabilisée
$\boldsymbol{t_0}$	Début de sollicitation mécanique
$\boldsymbol{t_{1_s}}$	Fin de sollicitation mécanique en régime stabilisé
$\boldsymbol{\tau_{equ}}$	Temps caractéristique des échanges thermiques avec le milieu extérieur
$\boldsymbol{l}$	Longueur du volume considéré
$\boldsymbol{b}$	Largeur du volume considéré
$\boldsymbol{e}$	Epaisseur du volume considéré
$\boldsymbol{V}$	Volume considéré

Grandeurs liées aux modèles éléments finis

$\underline{\underline{\underline{\underline{S}}}}$	Tenseur de souplesse
$\underline{\underline{\underline{\underline{S_R}}}}$	Tenseur de souplesse visqueuse
β_{ii}	Coefficients de passage de $\underline{\underline{\underline{\underline{S}}}}$ à $\underline{\underline{\underline{\underline{S_R}}}}$
a	Coefficient appliqué au terme source en éléments finis

Grandeurs liées au modèle visco-élastique

E	Module d'Young instantané
E_R	Module visqueux relaxé
ε^e et ε^{ve}	Déformations élastiques et visco-élastiques
${\varepsilon^e}_k$ et ${\varepsilon^{ve}}_k$	Variables internes élastiques et visco-élastiques du k^e mécanisme visqueux
τ_k	Temps caractéristique du k^e mécanisme visqueux
μ_k	Poids du k^e mécanisme visqueux
n_0 et n_c	Paramètres définissant le spectre gaussien
γ et p	Paramètres de la fonction g décrivant le comportement non-linéaire
σ_D	Limite de fatigue

Grandeurs de description du comportement mécanique

(X, Y, Z)	Repère global de l'éprouvette
$(1, 2, 3)$	Repère local du pli
$\underline{\underline{\sigma}}$	Tenseur des contraintes
$\underline{\underline{\varepsilon}} = \underline{\underline{\varepsilon^e}} + \underline{\underline{\varepsilon^{ve}}}$	Tenseur des déformations totales
E	Module d'Young
υ	Coefficient de Poisson
G	Module de cisaillement

Grandeurs liées à la fatigue

σ_{max}	Contrainte maximale appliquée
N	Nombre de cycles appliqué
N_R	Nombre de cycles à rupture
T_c	Durée d'un cycle
f_r	Fréquence d'un cycle mécanique

Grandeurs liées à l'approche de Sendeckyj

S_{res}	Résistance statique résiduelle
S_{equ}	Résistance statique équivalente
C et S	Paramètres de Sendeckyj (à identifier)
α	Paramètre de forme (loi de Weibull)
β	Paramètre d'échelle (loi de Weibull)

Introduction

Mise en Contexte **1**

Plan du manuscrit de thèse **3**

Mise en Contexte

Cette thèse est réalisée en convention CIFRE avec l'industriel Naval Group et s'inscrit dans le cadre de la chaire industrielle « Self Heating », financée par l'Agence Nationale de la Recherche (ANR). Pilotée par l'Institut de Recherche Dupuy de Lôme (IRDL) en collaboration avec Naval Group et Safran, cette chaire associe également l'Institut P'.

L'objectif principal a été d'étudier l'influence d'un endommagement initial sur la tenue en fatigue de matériaux composites stratifiés. L'étude a été menée sur un sous-ensemble de plis tissé 2D et de plis UDs appelé *Macropli* répété pour former un stratifié composite plus épais et composant la structure industrielle finale.

Les matériaux composites à fibres continues, tels que le *Macropli*, présentent des avantages significatifs en termes de légèreté et de tenue à long terme, notamment en environnement marin. Leur utilisation croissante dans des secteurs tels que la construction navale civile ou militaire se justifie non seulement par leur capacité à réduire la masse tout en maintenant une rigidité élevée, mais aussi par leur excellente résistance au vieillissement en milieu marin.

Néanmoins, l'utilisation de composites stratifiés, que les plis soient unidirectionnels ou tissés 2D, soulève un problème majeur : la présence d'interfaces entre les plis, souvent considérées comme le maillon faible de ces matériaux. La rupture de ces interfaces, phénomène appelé délaminage, suivie de la propagation de fissures, représente un mode de défaillance pouvant être instable et catastrophique. Le délaminage peut résulter du processus de fabrication, d'une chute d'outil, de sollicitations mécaniques telles que des contraintes hors-plan liées à la géométrie de la structure, ou encore d'un impact. De plus, suite à un impact, le délaminage est souvent associé à une fissuration matricielle, laquelle peut avoir une influence significative sur la tenue en fatigue. Des éléments de coques immergées, tels que les hélices, les lignes d'arbre ou les safrans, subissent les aléas de l'environnement marin et peuvent donc subir des impacts avec des éléments extérieurs, engendrant à minima ces deux types d'endommagements.

Bien que des procédures de contrôle, comme les techniques ultrasons ou les tomographiques, soient mises en place pour détecter ces endommagements, les outils disponibles ont une résolution limitée, en deçà de laquelle les défauts ne sont pas détectés. Il est donc crucial d'étudier la tenue en fatigue associée à ces endommagements afin d'établir un planning de maintenance permettant d'empêcher la propagation entre deux contrôles d'un endommagement d'une taille trop faible pour être détectée. Ces contrôles permettent de statuer sur la durée de vie restante d'une structure avec un défaut détecté et de décider si le défaut est acceptable ou non, avec ou sans réparation.

Dans cette thèse, la tenue en fatigue d'éprouvettes endommagées est étudiée en réalisant des essais de fatigue sur des éprouvettes présentant des défauts de tailles variées. Cette approche peut s'avérer chronophage en termes de durée d'essai et nécessiter de nombreuses éprouvettes en raison des multiples conditions expérimentales à explorer. Pour limiter les coûts expérimentaux, l'utilisation de l'auto-échauffement se présente comme une option prometteuse.

Cette méthode vise à relier les phénomènes thermiques observés lors des essais de fatigue aux mécanismes de dissipation d'énergie interne, puis d'établir un lien entre cette dissipation et la durée de vie en fatigue du matériau. Ce lien ne peut cependant être établi que si ces phénomènes dissipatifs sont caractéristiques d'un endommagement du matériau menant à sa rupture en fatigue. Dans le cadre de cette recherche, des approches vont être développées pour analyser les courbes d'auto-échauffement et établir ce lien entre dissipation et comportement en fatigue.

Enfin, cette thèse se distingue par l'approche adoptée pour évaluer l'influence d'un endommagement initial, en introduisant des défauts synthétiques de manière systématique et contrôlée. Bien que l'utilisation de défauts synthétiques ne soit pas une notion nouvelle, elle est peu répandue, et l'analyse du comportement en fatigue des éprouvettes, tant impactées que présentant des défauts synthétiques, par la méthode d'auto-échauffement apporte une dimension originale à cette étude.

Plan du manuscrit de thèse

Le manuscrit de thèse va se décomposer en quatre parties.

Dans un premier chapitre, un état de l'art est réalisé sur l'ensemble des points importants du sujet. Une présentation du matériau étudié est d'abord réalisée, avant de s'intéresser aux résultats existants sur les essais de fatigue des composites UD, puisque ce sont les plis UD qui régissent la tenue mécanique du Macropli. L'état de l'art de la méthode d'auto-échauffement est ensuite rappelé. Ce qui est attendu en termes de dimensionnement selon la norme, ou réglementations de classe, est aussi rappelé. Enfin, un rapide état de l'art sur les études de fatigue après impact sur composite est présenté.

Le deuxième chapitre est consacré à la présentation des outils mis en œuvre dans le cadre de ce travail. D'abord, les procédés de fabrication et la préparation des éprouvettes sont détaillés. Puis les moyens d'essai et de mesures utilisés sont présentés. Et enfin l'approche de Sendeckyj permettant de déterminer la Courbe de Wöhler et la méthode d'auto-échauffement permettant de déterminer la dissipation intrinsèque du matériau sont développées.

Dans un troisième chapitre, les outils présentés au chapitre 2 sont appliqués au matériau sain. Les résultats des essais statiques, des essais de fatigue et des essais d'auto-échauffement en régime transitoire et en régime stabilisé sont d'abord présentés. Ensuite, un modèle éléments finis est également développé, notamment pour vérifier la méthode de détermination de la dissipation intrinsèque. Différentes méthodes d'analyse de la courbe d'auto-échauffement obtenues sont alors proposées pour établir un lien entre dissipation et durée de vie du matériau.

Dans un quatrième et dernier chapitre, l'approche développée est appliquée sur éprouvettes impactées et éprouvettes avec défauts synthétiques. Tout d'abord, la génération d'endommagement par impact et l'observation de ces endommagements sont détaillés permettant ensuite de définir les types d'éprouvettes avec défaut synthétique à générer. Les résultats des essais de statique, de fatigue et d'auto-échauffement en régime transitoire et en régime stabilisé sont ensuite présentés. Finalement, le lien entre dissipation et fatigue est obtenu, et l'influence d'un endommagement sur la tenue en fatigue d'un stratifié peut être étudiée.

Une conclusion présentant les résultats importants obtenus durant cette thèse, les difficultés majeures rencontrées, et les perspectives pour la suite, viendra clôturer ce manuscrit.

Chapitre 1

Bibliographie

1.1. Composites 8

1.1.1. Les composites dans l'Histoire 8

1.1.2. Les matrices et les renforts 8

1.1.3. Les composites UD 10

1.1.4. Les composites textiles 11

1.1.5. Les composites stratifiés 13

1.1.6. Les échelles 14

1.1.7. Les procédés de fabrication 14

1.2. Fatigue des composites UD 17

1.2.1. La fatigue des composites UD dans l'Histoire 17

1.2.2. De l'observation de l'endommagement des stratifiés d'UD 18

1.2.3. ... à la compréhension de leur endommagement en fatigue 20

1.2.4. Les modèles de fatigue dans la littérature 24

1.2.5. Critères de fatigue des composites 28

1.3. Approche par Auto-Echauffement 31

1.3.1. Pourquoi utiliser l'auto-Echauffement ? 31

1.3.2. L'auto-échauffement dans l'Histoire 31

1.4. Normes de Dimensionnement DNV 33

1.4.1. DNV 33

1.4.2. Philosophie et principe de conception 33

1.4.3. Détermination de la résistance du matériau 35

1.4.3.1. Essais statiques 35

1.4.3.2. Essais de fatigue 36

1.4.4. Modélisation à partir des paramètres matériaux 37

1.4.4.1. Dimensionnement en statique 37

1.4.4.2. Dimensionnement en fatigue 39

1.5. Fatigue après impact sur composites 40

1.6. Conclusion et Ambitions 46

1.6.1. Choix des Outils et Approches Utilisés dans cette Thèse 46

L'objectif de ce chapitre est de présenter l'état de l'art des différents sujets qui vont être abordés dans cette thèse.

Dans un premier temps, nous présenterons des généralités sur les matériaux composites (nature des renformes, nature de la préforme, matrice, modes de fabrication).

Dans un second temps, la mécanique des composites stratifiés de plis unidirectionnels est abordée avec un inventaire des différents types d'endommagements présents dans ces matériaux ainsi que l'évolution de ces endommagements en fatigue à travers les résultats de différentes recherches.

Dans un troisième temps, un état de l'art sur l'étude de l'auto-échauffement des matériaux comme moyen de caractérisation rapide de la tenue en fatigue est réalisé, des premières observations sur matériaux métalliques à l'extension de cette étude aux matériaux polymères et plus précisément aux composites.

Dans un quatrième temps, le dimensionnement en fatigue d'une structure composite marine selon une norme industrielle est détaillé.

Enfin, dans un cinquième et dernier temps, le sujet de l'impact sur différents types de composites est étudié, de l'observation des endommagements engendrés par l'impact et leur influence sur la tenue en fatigue du matériau.

1.1. Composites

Un composite est un matériau formé par l'assemblage de deux ou plusieurs composants non miscibles, où chaque composant conserve ses propriétés intrinsèques. La synergie de ces composants engendre des propriétés globales améliorées, surpassant celles de chaque composant pris individuellement.

1.1.1. Les composites dans l'Histoire

Les matériaux composites ont une longue histoire remontant à l'Antiquité avec l'utilisation du torchis ou encore des boucliers grecs classiques, tels que les célèbres boucliers des hoplites, qui étaient souvent construits en bois et recouverts de plusieurs couches de matériaux, y compris du métal, du cuir et parfois même de corne. Cependant, les composites modernes ont commencé à se développer vers le XXème siècle avec l'émergence de plus en plus de travaux en science des matériaux sur les composites constitués d'une matrice et d'un renfort (Figure 1.).

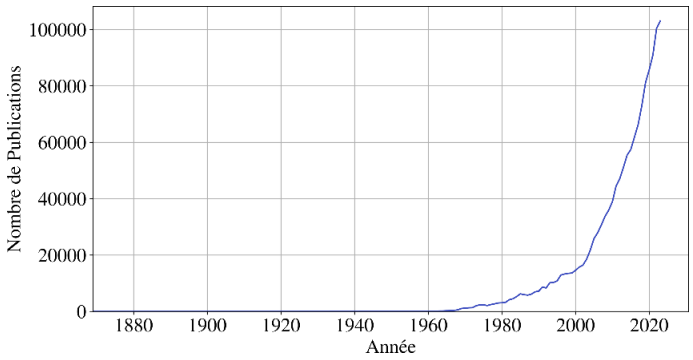


Figure 1.01: Nombre de publications par an référencées sur Scopus avec le terme "Composite"

1.1.2. Les matrices et les renforts

La nature de la matrice et des renforts utilisés dépend de l'application finale visée. Les renforts ont pour but d'assurer la résistance mécanique aux efforts. La matrice, quant-à-elle, assure la liaison entre les renforts et répartit la sollicitation mécanique entre eux. L'arrangement des renforts et leur orientation est primordiale dans le dimensionnement pour assurer une bonne tenue mécanique du matériau composite.

Différents types de matrices peuvent être utilisés comme indiqué dans la Figure 1.02. Parmi eux, les résines thermodurcissables sont connues pour leurs bonnes performances thermomécaniques. Ces résines nécessitent une phase de cuisson pour assurer la polymérisation des monomères à l'aide d'un réactif. Cette polymérisation est un mécanisme chimique non réversible. Pour les résines époxy, la polymérisation des monomères époxydes est réalisée à l'aide d'un durcisseur. Les résines thermoplastiques conventionnelles, généralement un peu moins performantes en température, ont l'avantage de ne pas nécessiter de phase de polymérisation et donc de pouvoir être potentiellement recyclables, mais elles

nécessitent des températures de mise en œuvre plus élevées. Les matrices céramiques ou métalliques sont, elles, généralement réservées à des applications à haute température (de 200 à plus de 3 000 °C).

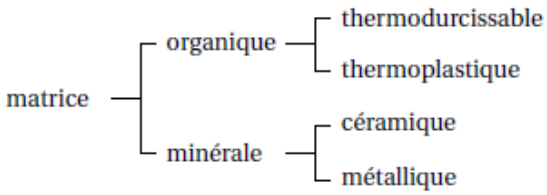


Figure 1.02: Types de matrice [Gornet, 2011].

Différents types de fibres peuvent être utilisés comme indiqué dans la Figure 1.03.

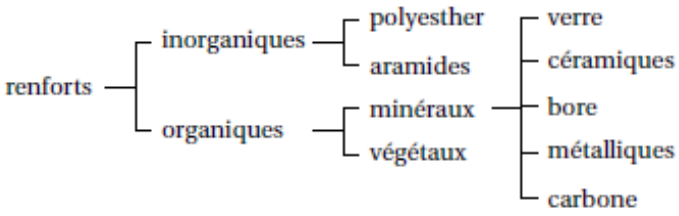


Figure 1.03: Types de renfort [Gornet, 2011].

Les renforts peuvent également être de différentes formes (Figure 1.04) : particules, linéiques (fils, mèches), tissus surfaciques (tissus, mats) ou encore multidirectionnels (tresse, tissus complexes, tissage tri-dimensionnel ou plus, NCF). Tandis que les fibres de verre sont très largement répandues dans le monde grâce à leur excellent rapport performance/prix, les fibres de carbone briguent quant-à-elle les parts de marché des hautes performances. Les renforts de types fibres peuvent être qualifiées de courtes (de quelques dizaines de micromètres à quelques millimètres de longueur) ou de continues. Les fibres continues sont des fibres allant d'une extrémité à l'autre de la pièce.

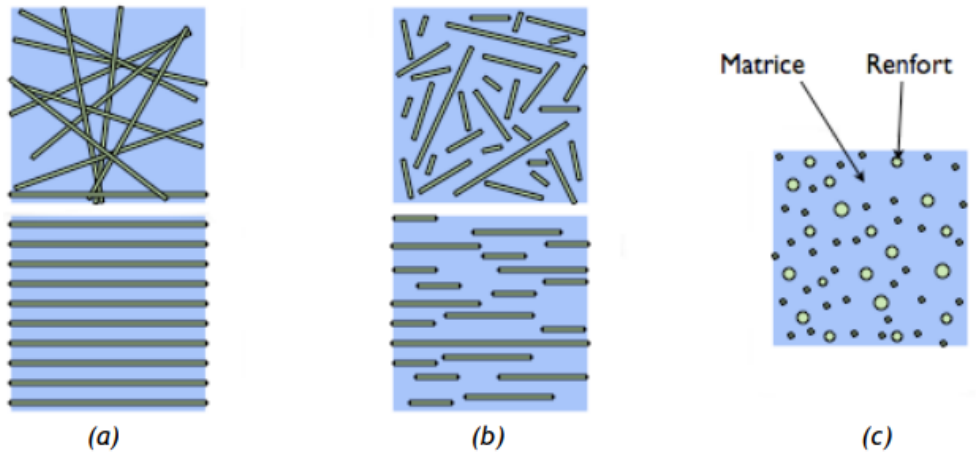


Figure 1.04: Structure géométrique des renforts [Gendre, 2011]
(a) fibres longues ; (b) fibres courtes ; (c) particules.

Les fibres de carbone peuvent posséder des dénominations différentes en fonction de leurs propriétés (Figure 1.05). Les fibres dénommées HR sont par exemple des fibres possédant une Haute Résistance (aussi dénommées HS pour module standard). Ce sont les fibres les plus répandues. Il existe aussi les fibres IM pour Module Intermédiaire, HM pour Haut Module ou encore THM pour Très Haut Module. Le choix du type de fibre carbone dépend donc aussi de l'usage souhaité de la pièce et du budget disponible.

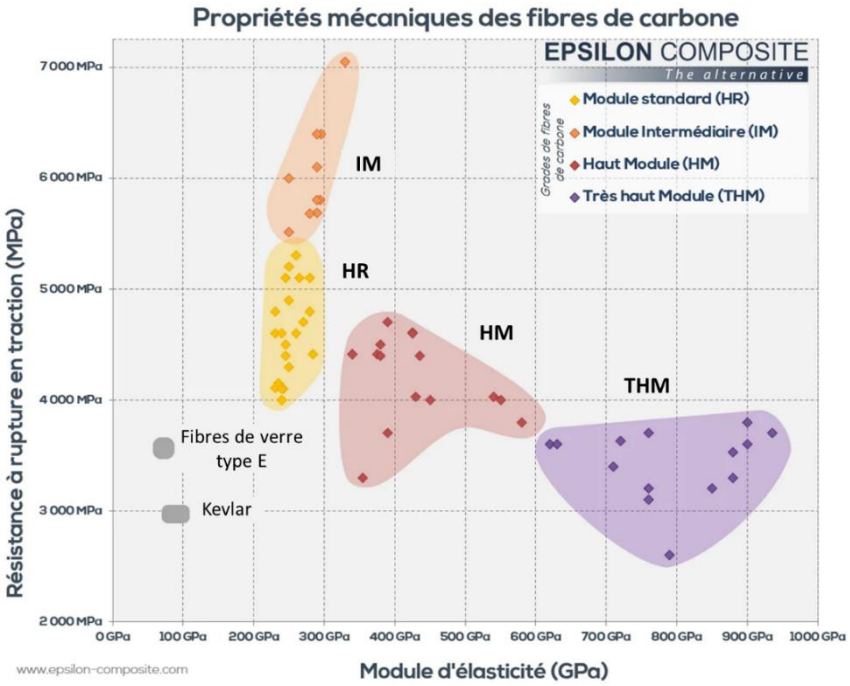


Figure 1.05: Types de fibres carbones. Figure issue d'Epsilon Composites.

1.1.3. Les composites UD

Un composite unidirectionnel (UD) est un matériau composite dont les fibres sont continues et toutes orientées dans la direction principale qui est généralement la direction de sollicitation (Figure 1.06). Les composites unidirectionnels offrent donc une résistance et une rigidité élevées dans la direction des fibres, mais ils ont des propriétés plus faibles dans les autres directions.

Le repère associé à un composite UD a usuellement pour direction (1) la direction des fibres, pour direction (2) la direction transverse aux fibres, et pour direction (3) la direction hors-plan.

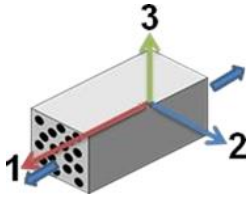


Figure 1.06: Schéma d'un composite UD.

Un pli unidirectionnel est généralement considéré comme étant isotrope transverse, ou encore orthotrope. Le terme "isotrope" signifie que les propriétés du matériau sont les mêmes dans toutes les directions, tandis que le terme "transverse" fait référence à des directions perpendiculaires à la direction principale. Autrement dit, ses propriétés mécaniques sont identiques dans le plan défini par la normale de direction (1) (direction principale des fibres).

1.1.4. Les composites textiles

Pour les composites textiles, il existe deux types de préformes : bidimensionnelles (2D) et tridimensionnelles (3D). Au sein de ces deux types de préformes textiles se différencient les composites cousus, tressés, tissés ou encore tricotés (Figure 1.07).

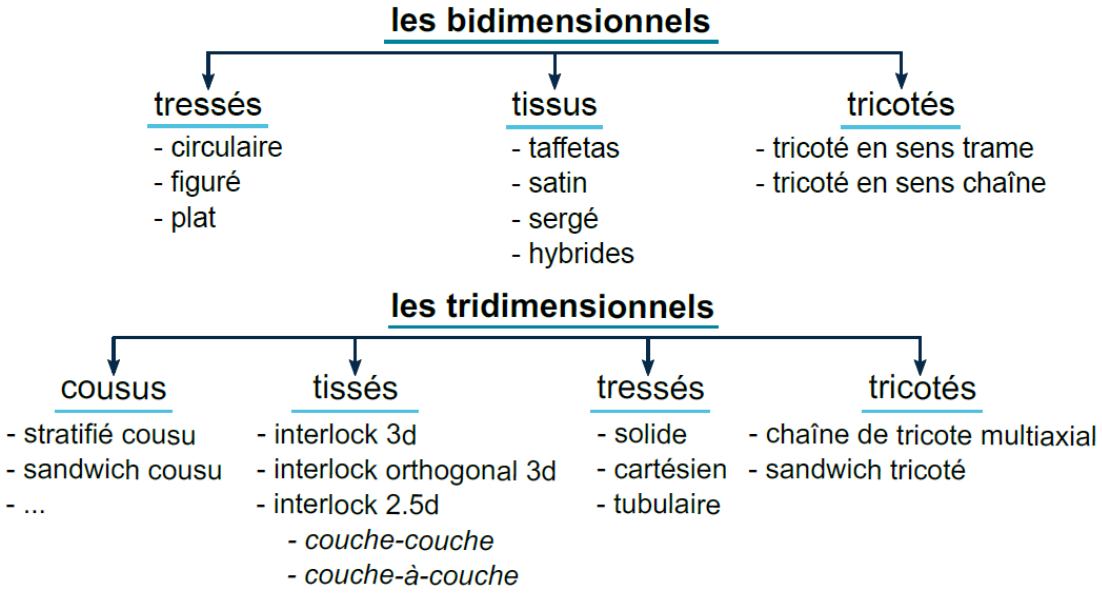


Figure 1.07: Types de préformes textiles. Figure issue de [Navrátil, 2021].

Dans les composites textiles, les fibres sont rassemblées en torons, ou mèches. Ces derniers sont orientés soit dans le sens chaîne, qui est la direction principale, soit dans le sens trame, qui est la direction perpendiculaire à la direction principale. Les torons en sens chaîne et ceux en sens trame s'entrelacent pour former un textile (voir Figure 1.08). La matrice se situe donc entre les torons, mais également au sein des torons entre les fibres.

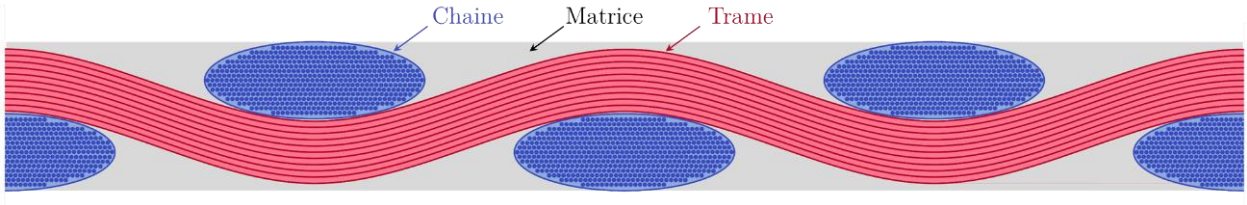


Figure 1.08: Schéma d'un pli tissé 2D composé des torons en sens chaîne et en sens trame. Inspiré de [Marcin, 2010].

Les tissus 2D sont caractérisés par leur rapport d'armure R. Cela correspond au plus petit motif de taille « nombre de chaîne x nombre de trame », qui soit répétable périodiquement dans le sens chaîne et dans le sens trame, permettant de représenter l'ensemble du tissu 2D. Un rapport d'armure de n correspond à un rapport d'armure carré avec n chaîne x n trame. Une armure correspond à une grille de dimensions R (cadre noir sur la Figure 1.09).

Les motifs de répétitions sont variés et de différentes complexités [Roirand, 2017] :

- Les « taffetas » ou « toiles » sont des enlacements des torons de chaîne et de trame un par un.
- Les « sergés de n x n » sont des enlacements plus complexes avec les torons de chaîne qui passent au-dessus de n torons de trame (n pris), puis passent sous n torons de trame (n laissés) avant de remonter, et ainsi de suite. Si le tissé est nommé « sergé n » uniquement, alors le schéma devient (n-1) pris pour 1 laissé en « effet chaîne ». On voit alors plus de torons de chaîne que de torons de trame. Pour un « effet trame », alors le schéma devient 1 pris pour (n-1) laissé. On voit alors plus de torons de trame que de torons de chaîne. Pour un sergé, le décochement est de 1, autrement dit, le schéma se répète horizontalement avec un décalage vertical d'un toron à chaque fois.
- Les « satins de n décochement de m » correspondent à des « sergés n » mais dont le décochement est un nombre premier supérieur à 1 et inférieur ou égale à n-1. Pour un décochement de 2, le décalage vertical est donc de 2 torons.

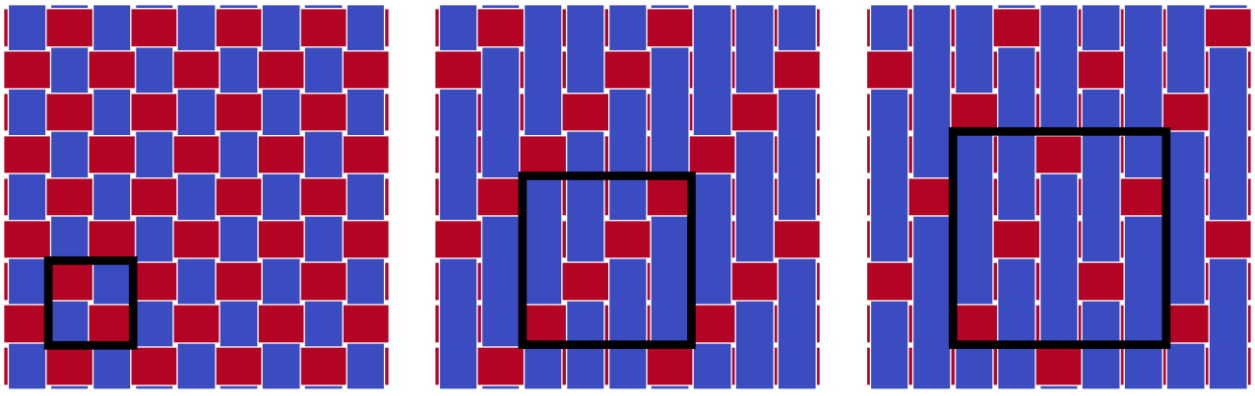


Figure 1.09: Différents types de tissés 2D
(a) Taffetas ; (b) Sergé de 4 ; (c) Satin de 5 décochements de 2.

1.1.5. Les composites stratifiés

Un composite stratifié est un composite constitué d'un empilement de différents composites unidirectionnels ou bidirectionnels appelés plis. L'orientation des renforts de ces plis permettent d'obtenir des propriétés globales particulières.

Le repère associé à un composite stratifié a généralement pour direction (X) la direction de la longueur du stratifié, tandis que (Y) correspond à l'axe perpendiculaire dans le plan et (Z) correspond à la direction hors-plan (Figure 1.10). Chaque pli possède ensuite son propre repère local avec la direction (1) pour la direction des fibres, la direction (2) pour l'axe perpendiculaire dans le plan et la direction (3) pour la direction hors-plan. Un pli UD à 0° voit donc son repère local être identique au repère du stratifié.

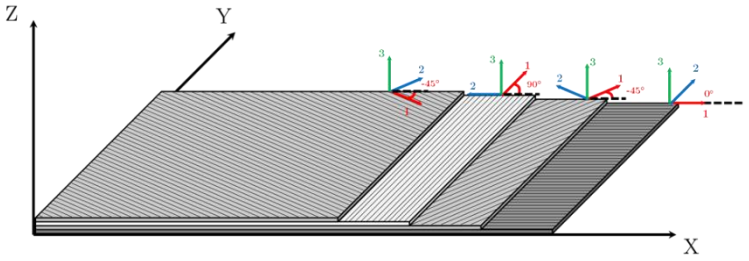


Figure 1.10: Le repère global et les repères locaux d'un stratifié.

Le choix de l'empilement d'un stratifié est critique pour obtenir le comportement souhaité. En effet, un mauvais choix d'empilement peut entraîner des comportements parasites, comme par exemple une déformation macroscopique du composite [Daghia et al., 2011-1].

Un stratifié possédant autant de plis orientés à $-\theta^{\circ}$ que de plis orientés à θ° est dit équilibré. Un stratifié possédant un plan de symétrie au niveau du plan moyen du stratifié est qualifié de symétrique.

Un stratifié non symétrique possède un couplage effort membranaire/moment linéique hors-plan, et donc solliciter ce stratifié en traction entraine une flexion hors-plan de ce dernier et inversement (Figure 1.11).



Figure 1.11: Couplage traction-flexion obtenu pour un stratifié [0, 90]. Image inspirée de [Daghia et al., 2011-1].

Un stratifié non-équilibré possède un couplage traction/cisaillement, et donc le solliciter en traction entraine le cisaillement du stratifié et inversement (Figure 1.12).



Figure 1.12: Couplage traction-cisaillement obtenu pour un stratifié [45, 45]. Image inspirée de [Daghia et al., 2011-1].

1.1.6. Les échelles

Un composite stratifié peut être divisé classiquement en 3 échelles d'études : l'échelle « macroscopique » qui correspond à l'ensemble du stratifié, l'échelle « mésoscopique » qui correspond à un pli, et enfin l'échelle « microscopique » qui correspond aux fibres et à la matrice.

1.1.7. Les procédés de fabrication

Les différents procédés de fabrication de structures composites peuvent être séparés en deux catégories : les procédés manuels et les procédés mécanisés [Daghia, 2011]. Une des difficultés de la fabrication est d'assurer le minimum de porosités possibles (bulles d'air) tout en assurant la bonne forme de la pièce et des épaisseurs constantes, ainsi que d'assurer les bonnes proportions entre résine et fibres. Un compromis entre complexité de la géométrie de la pièce, facilité de mise en place, qualité du matériau final et coût de fabrication est donc à réaliser pour choisir le bon procédé.

Le matériau étudié est fabriqué manuellement à partir de pré-imprégnés, terme qui sera expliqué plus loin. Par conséquent, seuls les procédés manuels seront abordés. Parmi ces procédés manuels, le plus simple est le moulage au contact (Figure 1.13). L'opérateur étale une couche de résine sur laquelle il vient déposer une couche de fibres. Les fibres sont plaquées sur la résine à l'aide d'un rouleau pour enlever l'air qui pourrait se trouver entre les deux couches. L'opération est ensuite répétée le nombre de fois nécessaire.



Figure 1.13: Le moulage au contact [Daghia, 2011].

Il est cependant difficile d'assurer la qualité de la pièce suivant les critères cités précédemment. L'utilisation d'une bâche pour mettre la pièce sous vide permet d'enlever les excédents de résine et d'enlever plus d'air, donc limiter le nombre et la taille des porosités. C'est le moulage sous vide (Figure 1.14).

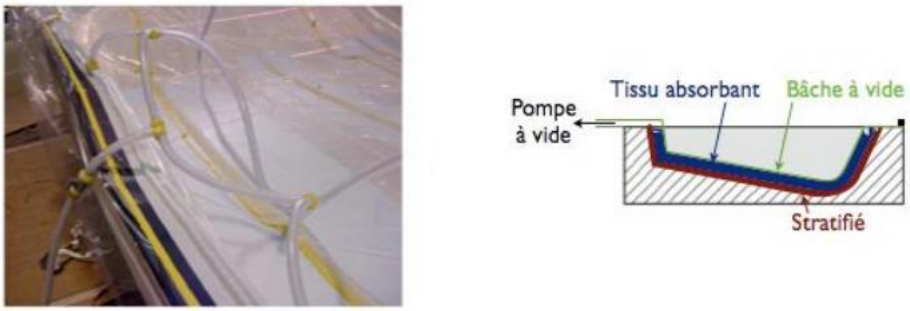


Figure 1.14: Le moulage sous vide [Daghia, 2011].

Une autre manière de faire est de placer l'ensemble des fibres et de faire pénétrer la résine dans cette préforme fibreuse par un procédé appelé infusion. Sous l'action du vide, la résine va venir imprégner toute la pièce à partir des points d'injection (Figure 1.15). Cette technique est notamment moins contraignante et moins nocive pour l'opérateur.

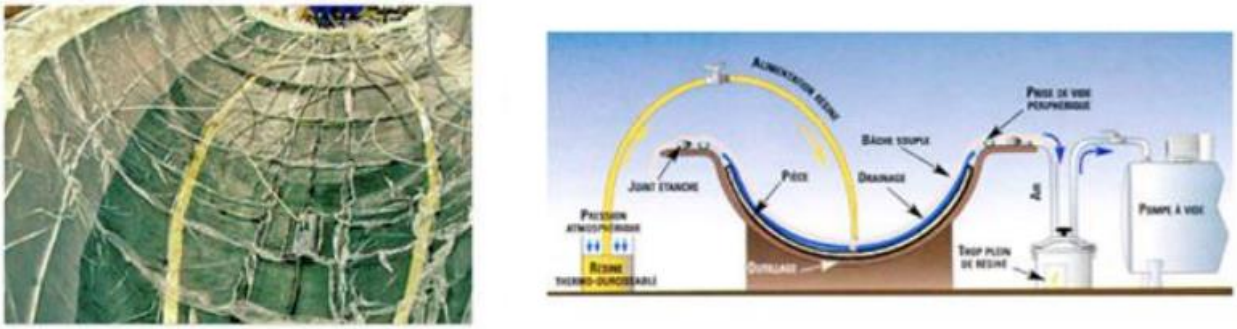


Figure 1.15: Procédé d'infusion (images de Loisirs Nautiques).

Enfin, contrairement aux composites où la résine est appliquée séparément, les composites pré-imprégnés, également appelé prepregs, sont déjà enduits de résine (et de durcisseur) et prêts à être formés en une pièce finie (Figure 1.16). Leur utilisation permet d'assurer une bonne qualité du produit avec le bon taux de fibres, peu de porosités et une forme de pièce respectée grâce à une répartition uniforme de la résine, tout en permettant une manipulation plus facile pour l'opérateur et une réduction du temps de fabrication.



Figure 1.16: Une feuille de pré-imprégné verre/époxy et son film de protection. Image issue d'Airtech.

Pour ces procédés, la pièce polymérise plus ou moins vite en fonction de la température à laquelle elle est soumise (Figure 1.17). Plus la température est élevée, plus la résine polymérisera rapidement.

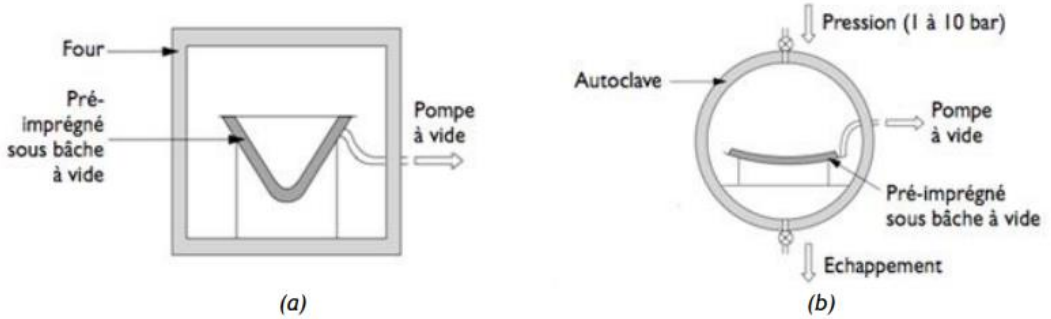


Figure 1.17: Consolidation de pré-imprégnés : (a) au four (à chaud), (b) à l'autoclave (à chaud et sous pression). Images extraites du guide Hexcel des pré-imprégnés.

Il est toutefois nécessaire de noter que les rouleaux de pré-imprégnés sont des matériaux très coûteux et nécessitent d'être stockés au congélateur ou en chambre froide pour ralentir la polymérisation (puisque la résine est déjà mélangée au durcisseur), ce qui implique également des dates limites d'utilisation assez restrictives. La nécessité de réaliser des mises sous vides répétées, appelés compactages, au cours du drapage est également une contrainte, notamment pour des pièces épaisses. Enfin, la pièce doit être polymérisée à chaud et sous pression, donc l'utilisation d'un autoclave, d'un four ou d'une presse chauffante est nécessaire.

La fabrication des plaques et éprouvettes de cette étude à partir de rouleaux pré-imprégnés sera développé pas-à-pas dans le prochain chapitre.

Parmi les procédés mécanisés, il est possible de citer le RTM (pour Resin Transfer Molding), l'AFP, l'enroulement filamentaire ou la pultrusion. Ces procédés sont utilisés lorsque la pièce fabriquée fait partie d'une grande série de production, et que la qualité requise est élevée. Comme expliqué précédemment, ces procédés ne seront pas détaillés.

La résistance mécanique du matériau de cette étude étant principalement régi par les plis UD, la suite de la bibliographie s'intéressera plus particulièrement aux études de tenue à la fatigue de ces derniers.

1.2. Fatigue des composites UD

Après une rapide revue de l'évolution des études en lien avec la tenue en fatigue sur ces dernières années, les mécanismes d'endommagement des composites vont être rappelés, puis des modèles d'endommagements basés sur des observations macroscopiques et microscopiques vont être présentés. Différents modèles de fatigue sont ensuite proposés pour décrire les courbes de durée de vie des composites soumis à des sollicitations mécaniques cycliques.

Cette étude portant exclusivement sur une sollicitation de type traction-traction, la bibliographie se concentrera principalement sur ce type de sollicitation, bien que d'autres configurations soient également abordées.

1.2.1. La fatigue des composites UD dans l'Histoire

Tandis que l'étude des matériaux composites s'est développée à partir du début du XXème siècle, il a fallu attendre le milieu du XXème siècle pour que les premières études portant sur la fatigue de ces matériaux émergent (Figure 1.18) et quelques années de plus pour que ces études portent plus particulièrement sur les composites UD (Figure 1.19). Il est intéressant de noter que le nombre de publications sur ce type de composites est très réduit par rapport au nombre de publications sur les composites en général, mais les mécanismes d'endommagement commencent à être bien connus.

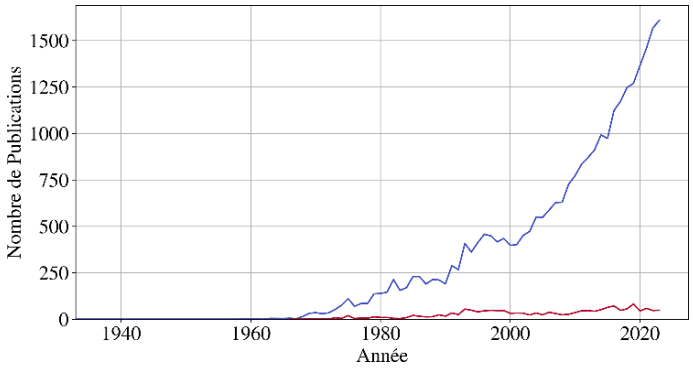


Figure 1.18: Nombre de publications par an référencées sur Scopus avec les termes "Composite & Fatigue" (en bleu) et les termes "Composite Unidirectionnel & Fatigue" (en rouge).

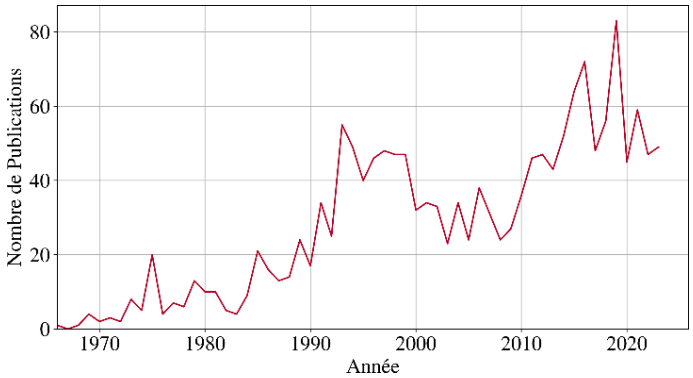


Figure 1.19: Nombre de publications par an référencées sur Scopus avec les termes "Composite Unidirectionnel & Fatigue".

1.2.2. De l'observation de l'endommagement des stratifiés d'UD …

Les composites polymères renforcés par des fibres étant hétérogènes et anisotropes en général, contrairement aux métaux ou autres matériaux isotropes, leur tenue mécanique est différente de ces derniers. Pour un matériau homogène, isotrope, la rupture finale est souvent due à une fissure amorcée sur un défaut ou une singularité qui a ensuite propagée de façon plus ou moins stable. Dans les matériaux à fibres continues, la rupture est pilotée par l'hétérogénéité des phases et est engendrée par une succession d'endommagements distincts tels du délaminage, des fissures au sein de la matrice ou des ruptures de fibres [Vassilopoulos et al., 2011].

Lorsque le matériau est sollicité en traction parallèlement aux fibres, il rompt généralement à cause de rupture de fibres. C'est une rupture brutale et qui intervient rapidement après les premières ruptures de fibres sous effet cascade de report de charge de fibres en fibres (qui sera développé plus loin) (Figure 1.20-a). Pour une sollicitation de compression dans la direction des fibres, le matériau rompt toujours brutalement par rupture de fibres, mais cette fois par micro-flambement de ces dernières avec l'apparition de bandes de cisaillement (désigné sous le terme anglo-saxon de kink-band) (Figure 1.20-b).

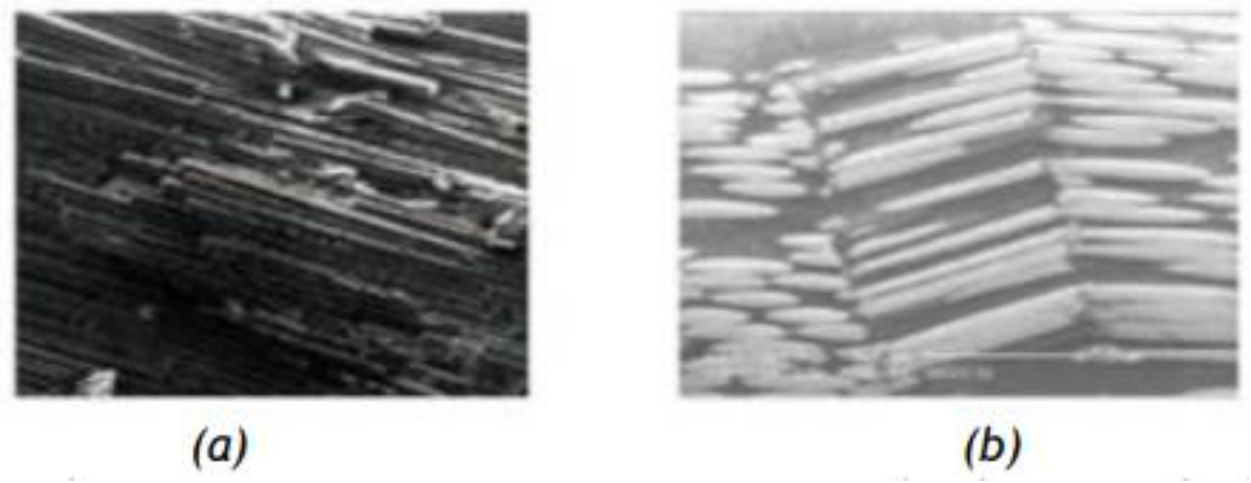


Figure 1.20: Fibres rompues : (a) en traction [Zhao et Takeda, 2000] ; (b) en compression, avec formation de kink-bands [Yerramalli et Waas, 2003].

Une sollicitation transverse ou en cisaillement du matériau engendre des endommagements à différentes échelles. A l'échelle des fibres, de la décohésion fibre-matrice apparait puisque l'interface fibre-matrice est une zone d'amorçage préférentielle de fissures (Figure 1.21).

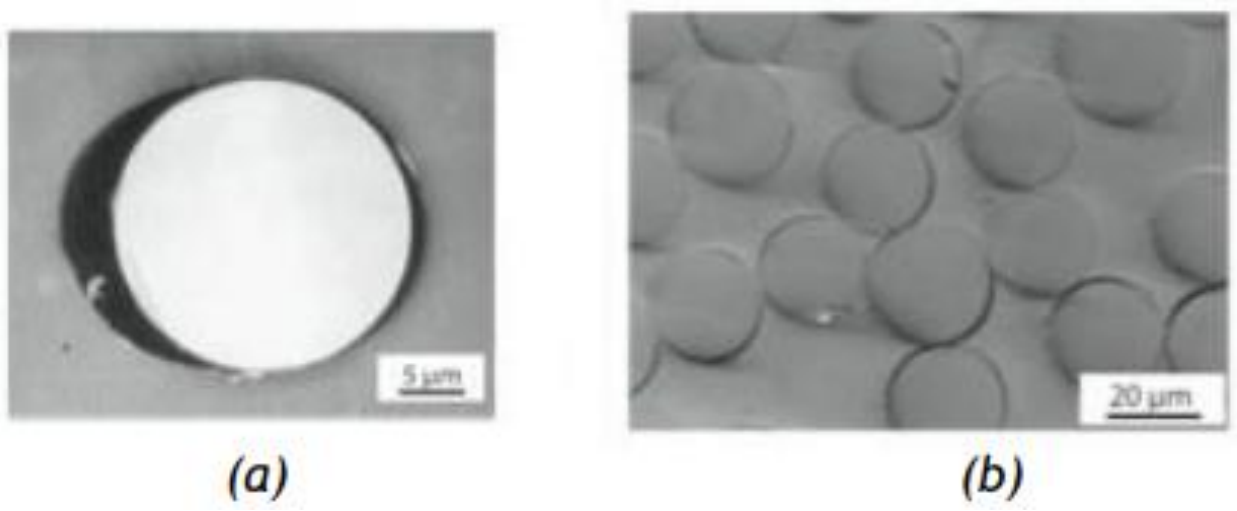


Figure 1.21: (a) Une décohésion fibre/matrice [Gamstedt et Sjögren, 1999] ; (b) répartition des décohésions [Sjögren et Berglund, 2000].

Ces fissures à l'interface fibre-matrice peuvent se rejoindre d'une fibre à l'autre et se propager jusqu'à aboutir à une fissure matricielle à l'échelle du pli (Figure 1.22-a). Cette fissure se propage d'un bout à l'autre du pli ne s'arrêtant qu'en atteignant un bord libre ou l'interface avec un autre pli (Figure 1.22-b).

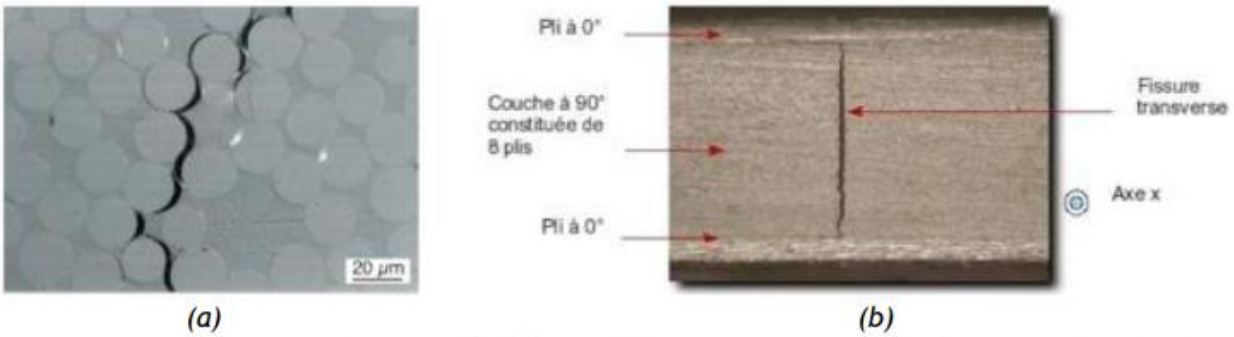


Figure 1.22: (a) Jonction entre plusieurs décohésions fibre/matrice [Sjögren et Berglund, 2000] ; (b) fissure transverse (image de Gilles Lubineau, 2001).

En général, un micro-délaminage s'amorce en pointe de la fissure matricielle qui atteint un pli de direction différente (Figure 1.23). Lorsqu'une telle fissure matricielle se propage dans le sens hors-plan et atteint une interface avec un autre pli, alors la fissure continue de se propager après avoir changé de direction : la fissure engendre un délaminage entre les 2 plis.

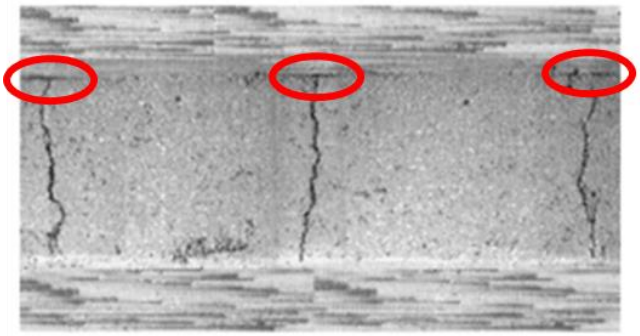


Figure 1.23: Apparition de délaminage local à l'extrémité de fissures transverses [Blázquez et al., 2009].

Federica Daghia propose de résumer l'ensemble des mécanismes d'endommagements susceptibles d'engendrer la rupture totale du composite par la Figure 1.24 [Daghia et al., 2011-2].

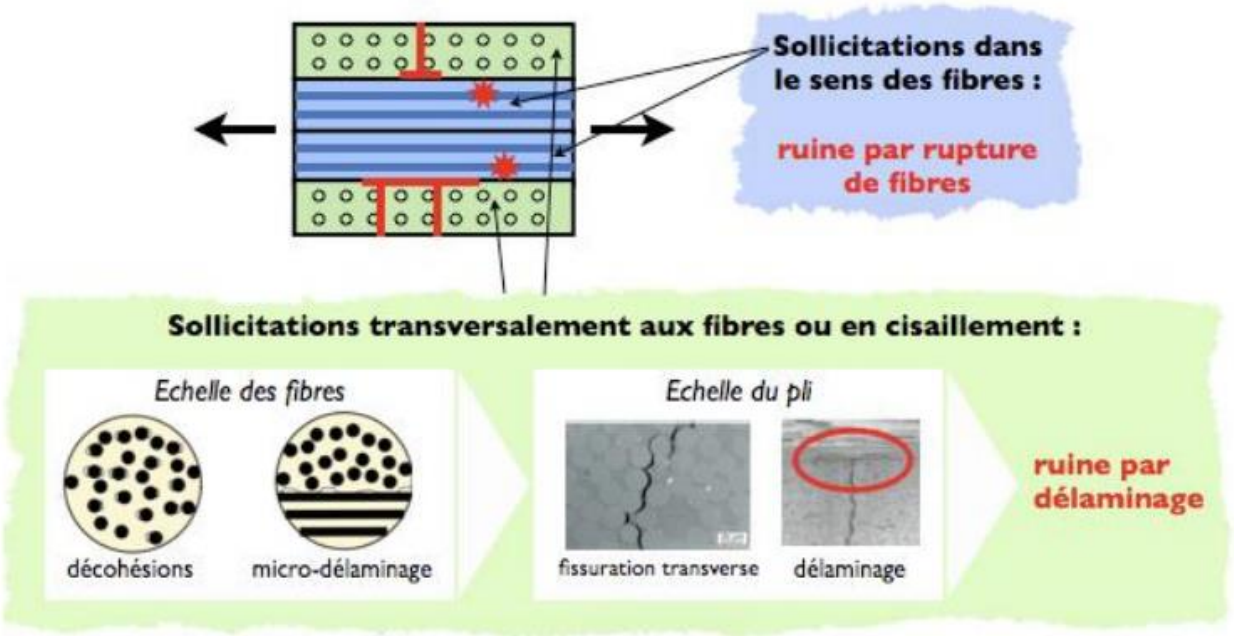


Figure 1.24: Les différentes dégradations mécaniques possibles dans un stratifié [Daghia et al., 2011-2].

1.2.3. … à la compréhension de leur endommagement en fatigue

Pour des composites stratifiés d'unidirectionnels symétriques et équilibrés composés de plis à 0°, ±45° et 90°, il est généralement observé, pour de la traction, la rupture interfibre en traction (non-catastrophique) des plis à 90°, puis le même type de rupture dans les plis à 45°, et enfin la rupture des fibres en traction des plis à 0°, soit la rupture catastrophique de ces plis et donc du stratifié.

Gamstedt et Talreja ont travaillé à l'échelle du pli en menant des études sur les mécanismes d'endommagement en fatigue des composites polymères à renforts de fibres unidirectionnels. Ils ont testé des composites avec fibres de carbone [Gamstedt et Talreja, 1999] et Gamstedt a également testé des composites à renforts de fibres de verre [Gamstedt et al., 1999]. Ils proposent de décomposer la courbe de fatigue en 3 régions référant à 3 mécanismes d'endommagement différents (voir Figure 1.25).

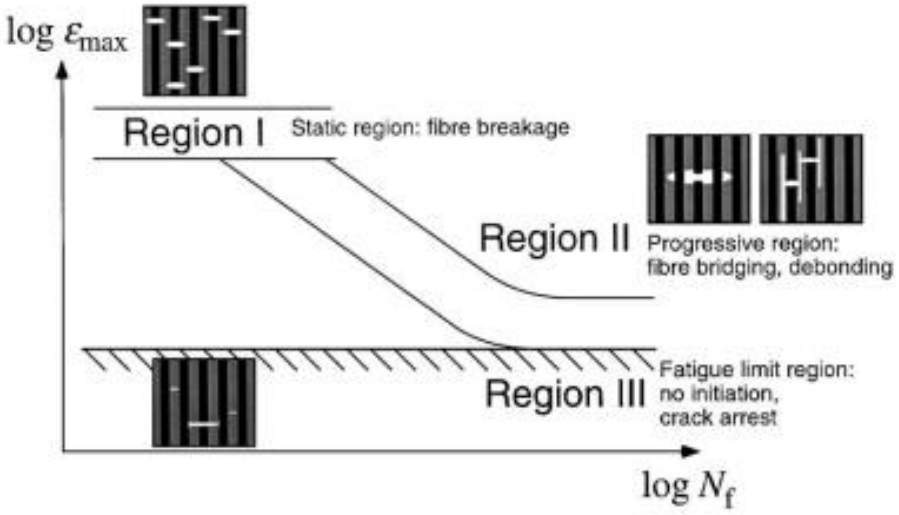


Figure 1.25: Courbe de fatigue des composites unidirectionnels en traction [Gamstedt et Talreja, 1999].

La 1ère région, caractérisant les faibles nombres de cycles, est associée à de la rupture de fibres. La 2e région, pour les grands nombres de cycles, correspond à de l'endommagement progressif lié à la rupture de premières fibres engendrant de la propagation de fissures matricielles et, soit d'autres ruptures de fibres, soit du décollement de fibres (voir Figure 1.26). Enfin, la 3e région est liée à de la propagation de fissure matricielle très lente, voire arrêtée, ne conduisant à aucun endommagement en cascade.

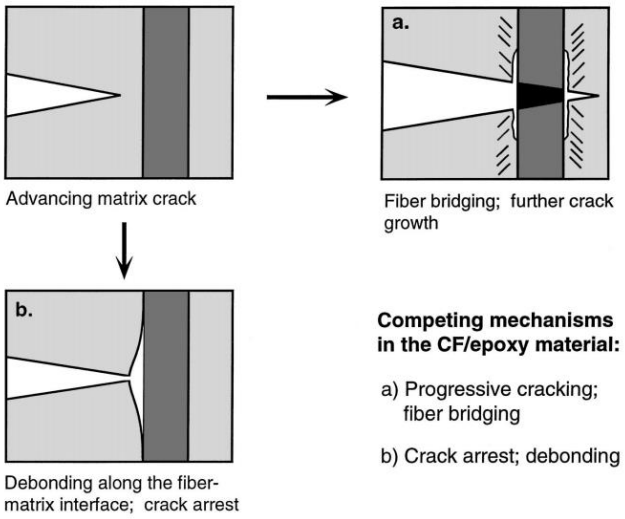


Figure 1.26: Mécanismes associés à la 2e région du diagramme de fatigue [Gamstedt et Talreja, 1999].

Ils ont également réalisé des observations microscopiques au cours d'essais de fatigue. C'est observation révèlent une différence entre matrices époxy et matrice thermoplastique de type PEEK. En effet, pour des matrices époxy, l'interface matrice/fibre étant plus résistante, le décollement interfacial en pointe d'une fibre rompue se propage peu et la propagation de la fissure matricielle engendre peu d'autres ruptures de fibres (voir Figure 1.27).

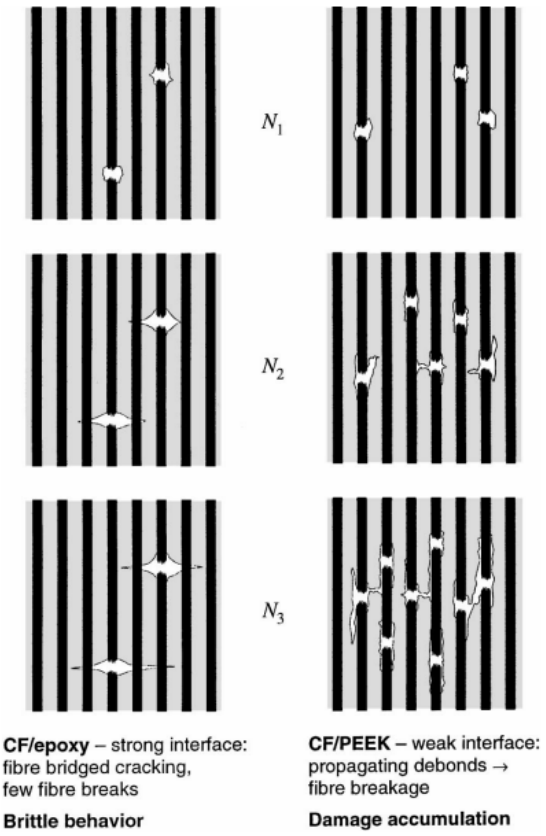


Figure 1.27: Schéma de l'évolution de l'endommagement liée à la fatigue avec un nombre de cycles de chargement augmentant de haut en bas ($N_1 < N_2 < N_3$) [Gamstedt et Talreja, 1999].

En 2016, Talreja résume ces différentes observations et l'effet des fibres, de la matrice, et de la cohésion fibre-matrice sur le processus d'endommagement en fatigue ; tout en ajoutant des observations sur les chargements en compression et sur les chargements transverses [Talreja, 2016].

De leur côté, Barnard, Butler et Curtis indiquent avoir observé une rupture de continuité des courbes S-N pour des composites UD Verre – Epoxy [Barnard et al., 1985]. Ils ont en effet remarqué que la courbe S-N est continue pour une fraction volumique de fibres de 57%, mais que ce n'est pas le cas pour une fraction de 45%. Les modes de ruptures sont différents pour ces deux composites. Pour la plus forte fraction volumique de fibre, la densité de rupture de fibres peut être suffisamment grande pour induire la rupture du composite. Pour la plus faible fraction volumique, le cisaillement de la matrice devient prépondérant, réduisant le rechargement entre les fibres, ce qui réduit la probabilité d'apparition de nouvelles ruptures de fibres et donc augmente la durée de vie du composite.

Agarwal et Joneja ont étudié la flexion en fatigue d'un composite UD Verre – Epoxy dans la direction des fibres à amplitude de déformation constante [Agarwal et Joneja, 1980]. Ils ont observé une réduction graduelle de la raideur du matériau, contrairement aux éprouvettes à 45° [Agarwal et Joneja, 1979-1] et 90° [Agarwal et Joneja, 1979-2] pour lesquelles ils avaient observé une nette chute de raideur (Figure 1.28).

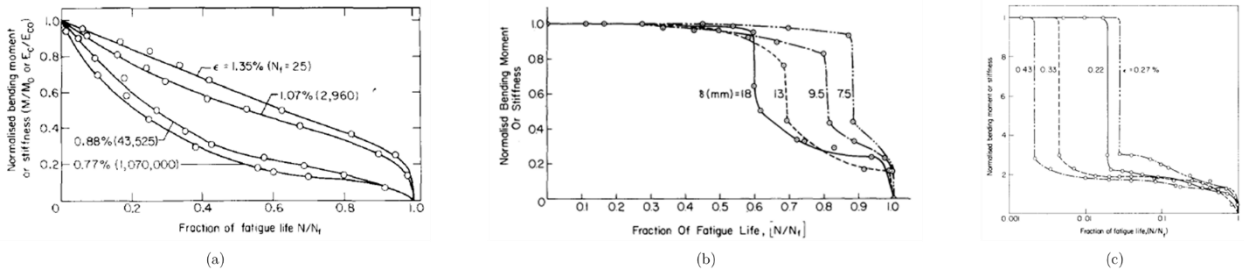


Figure 1.28: Moment de flexion ou raideur normalisée pour une éprouvette (a) à 0° [Agarwal et Joneja, 1980]; (b) à 45° [Agarwal et Joneja, 1979-1]; (c) à 90°[Agarwal et Joneja, 1979-2].

Ils ont ensuite réalisé des essais quasi-statiques sur éprouvettes testées en fatigue interrompus afin d'étudier l'endommagement progressif en fatigue. La fatigue semble avoir un impact sur la résistance apparente et le même type d'évolution est observé entre la Figure 1.28-a et la Figure 1.29-a.

En traçant la résistance résiduelle normalisée en fonction de la raideur résiduelle, ils obtiennent la courbe présentée en Figure 1.29-b. Autrement dit, la résistance résiduelle normalisée par rapport à la résistance statique d'un spécimen vierge est égale à la rigidité résiduelle normalisée par rapport à la rigidité d'un spécimen vierge.

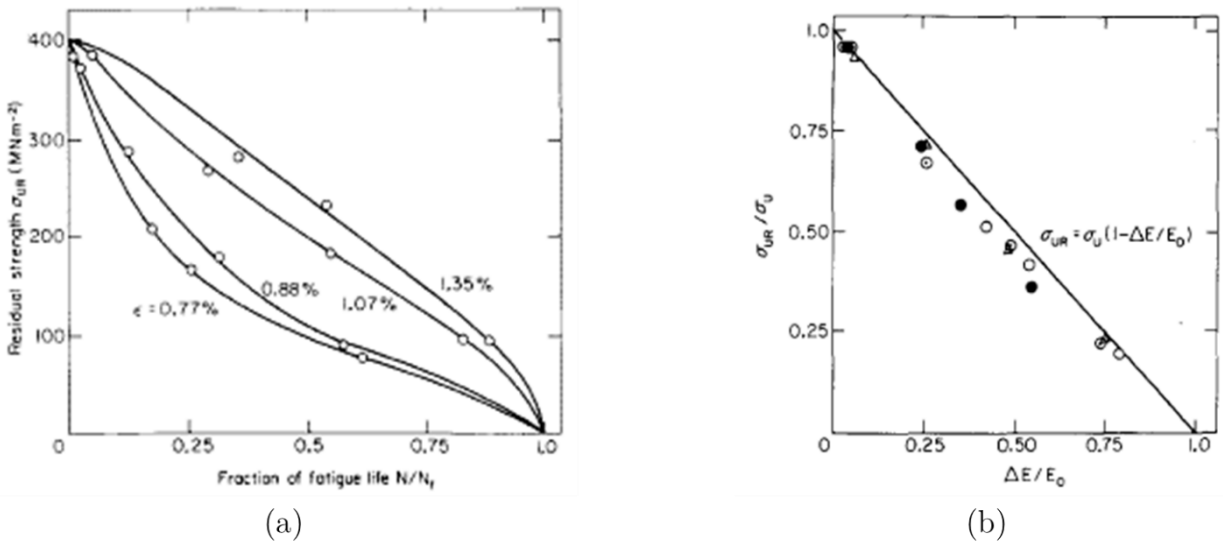


Figure 1.29: Variation de la résistance résiduelle normalisée en fonction de : (a) la fraction de durée de vie [Agarwal et Joneja, 1980] ; (b) la perte de raideur [Agarwal et Joneja, 1980].

1.2.4. Les modèles de fatigue dans la littérature

Hashin propose en 1973 un critère de rupture en fatigue pour un pli UD en considérant 4 modes de rupture (matrice ou fibres en traction ou compression) [Hashin et Rotem, 1973] (Figure 1.30). Parmi ces modes de rupture, le mode interfibre en traction est considéré comme étant non-catastrophique. Les autres modes sont dits catastrophiques (c'est-à-dire que la rupture d'un pli suivant ce mode conduit à la rupture finale du stratifié).

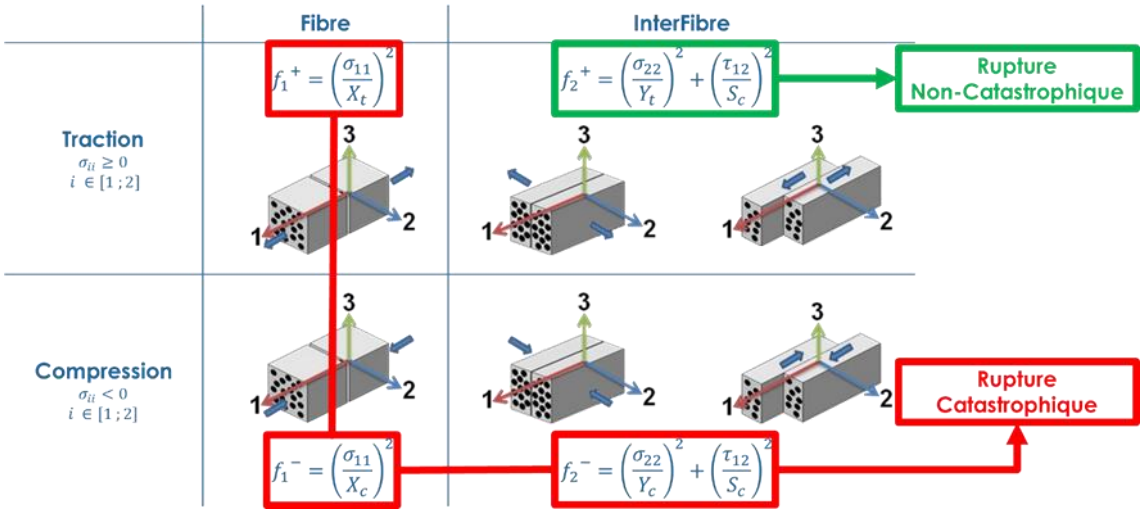


Figure 1.30: Les 4 modes de rupture d'un pli selon Hashin.

Ces notions de rupture catastrophiques ou non prennent leur sens dans les méthodes d'approche progressive de la rupture des stratifiés développées en quasi-statique et en fatigue. Dans ces approches, si le mode de rupture atteint dans un pli du stratifié est non-catastrophique, alors ce pli est considéré comme dégradé et ne portant plus de charge. Le chargement se reporte alors sur les autres plis et le même schéma est suivi de façon itérative jusqu'à ce qu'un pli rompe suivant un mode de rupture catastrophique, engendrant alors la rupture totale de l'éprouvette.

En quasi-statique, la rupture est due à l'augmentation progressive de la charge et à la redistribution de la charge entre les plis comme expliqué ci-dessus. En fatigue, Passipoularidis fait l'hypothèse que la résistance apparente du pli diminue progressivement en fonction du nombre de cycles [Passipoularidis et al., 2011]. La rupture d'un pli intervient lorsque la résistance apparente devient égale à la contrainte dans le pli. Le point clé de cette approche réside dans le modèle utilisé pour déterminer la diminution de la résistance en fonction du nombre de cycles.

Plusieurs échelles de modélisation du comportement existent. L'échelle micro, où la modélisation du matériau à l'échelle fine est réalisée, conduit à un modèle coûteux numériquement qui nécessite souvent de travailler sur de faibles volumes. L'échelle macro, modélisant le comportement global de la structure, est un modèle prévoyant la rupture d'un pli en se basant sur des critères de rupture, mais ne décrivant en général pas finement l'évolution de l'endommagement.

Ladevèze propose en 1986 une échelle intermédiaire réalisant un bon compromis entre description fine du matériau et volume d'analyse suffisant : c'est le « méso-modèle » [Ladeveze, 1986]. C'est une modélisation multi-échelle des dégradations, destinée originellement aux composites stratifiés à matrice organique carbone/époxy. Il permet de conserver des coûts de calculs raisonnables pour traiter des structures de complexité industrielle.

Ce modèle se base sur deux constituants : le pli élémentaire et l'interface entre deux plis élémentaires. Un point important concernant la modélisation du pli élémentaire est le caractère non local dans l'épaisseur de ce pli. Autrement dit, les différents mécanismes de dégradation du matériau restent constants dans l'épaisseur du pli élémentaire. Le développement de ce modèle a également montré que le comportement de l'interface entre deux plis élémentaires est dépendant de l'état de dégradation de ces deux plis. Le comportement de cette interface est également décrit de manière non locale et ainsi le délaminage, phénomène très important de la rupture de stratifié, est décrit correctement.

Le « méso-modèle » a été amélioré depuis 1986 au LMT-Cachan [Ladeveze, 1995 ; Hochard et al., 2006 ; Hochard et al., 2007 ; Hochard et al., 2009 ; Hochard et al., 2010]. Ces différentes évolutions ont très bien été détaillées dans la thèse de Felipe Eduardo Bordeu Weldt [Weldt, 2014].

De la même façon, dans un modèle proposé par l'ONERA, les dégradations à l'échelle micro sont prises en compte pour améliorer les lois à l'échelle méso [Laurin et al., 2007 ; Laurin et al., 2009]. L'idée majeure de ce type d'approche multi-échelle de la rupture consiste à introduire à l'échelle mésoscopique les effets des ruptures intervenant à l'échelle micromécanique (comme les effets de décohésions fibre/matrice sur le comportement non linéaire et les résistances du pli unidirectionnel).

Cette approche peut être décomposée en cinq étapes selon Laurin (voir Fig. 1) :

1) La méthode de passage méso/macro permettant de déterminer, à partir du chargement 3D appliqué au stratifié, le chargement imposé aux plis le constituant ;
2) La loi de comportement mésoscopique pour déterminer les champs de contraintes et de déformations ;
3) La détermination des micro-dommages et de leurs effets sur le comportement et les résistances du pli UD ;
4) Un critère de rupture mésoscopique permettant de prévoir la ruine des plis ;
5) Le modèle d'endommagement permettant de dégrader progressivement les propriétés mécaniques du pli rompu au sein du stratifié jusqu'à la rupture finale.

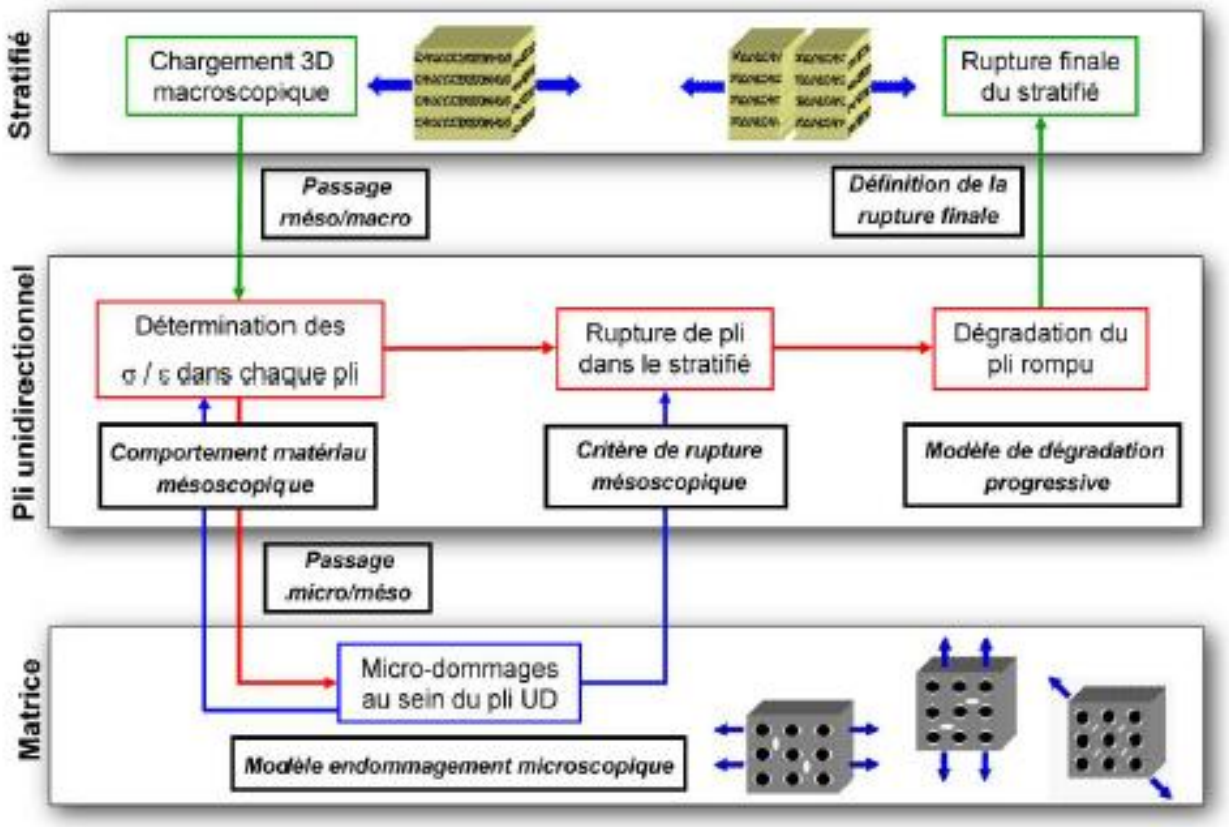


Figure 1.31: Principe général de l'approche hybride multi-échelle de la rupture proposée. Figure issue de [Laurin et al., 2009].

A partir des observations effectuées en 1.2.3, des auteurs ont proposé des modèles cherchant à décrire l'endommagement progressif en statique [Swolfs et al., 2015] et en fatigue [Bai et al., 2022 ; Fazlali et al., 2021] des composites stratifiés d'UD. Ces modèles divisent les fibres en maillon et distribuent des résistances propres à chaque maillon en suivant une loi de Weibull associée aux fibres. Une contrainte est alors appliquée au composite et progressivement augmentée jusqu'à la rupture du maillon le plus faible. Ce maillon ne porte alors plus de charge, et cette dernière est reportée sur les maillons voisins au moyen de surcontraintes appliquées décrivant la décohésion fibre-matrice et la fissuration matricielle au voisinage des maillons entrés en rupture. Et le schéma se répète jusqu'à atteindre la rupture du composite en statique, ou alors atteindre la contrainte maximum appliquée pour de la fatigue. Pour la partie fatigue, l'endommagement des fibres et de la matrice peut être décrit de différentes manières. Sørensen propose dans ses différentes publications de faire évoluer la longueur de décohésion fibre/matrice au cours du cyclage [Sørensen, 2017 ; Sørensen, 2019 ; Sørensen et al., 2019 ; Sørensen et al., 2021]. L'avancée du front de fissure peut entrainer la rupture des fibres voisines.

Les différentes étapes, schématisées sur la Figure 1.32, sont les suivantes :

(a) La fibre n°1 se brise et les « K-fields » de ses fissures de décohésion s'étendent immédiatement sur une distance $\boldsymbol{l_d^0}$ le long de l'interface fibre/matrice avec $\boldsymbol{\tau_s = \tau_s^0}$ et induisent des contraintes sur la fibre n°2 (zone hachurée) ;

(b) Les « K-fields » des pointes de fissure de décohésion de la fibre n°1 s'étendent davantage le long de l'interface à mesure que $\boldsymbol{\tau_s}$ diminue avec l'augmentation de $\boldsymbol{N}$. Finalement, après en moyenne $\boldsymbol{N^*}$ cycles, l'un des « K-fields » provoque la rupture de la fibre n°2 lorsque (en moyenne) $\boldsymbol{l_d = l_d^*}$.

(c) Par la suite, après encore en moyenne $\boldsymbol{N^*}$ cycles, la pointe de fissure de décohésion de la fibre n°2 peut provoquer la rupture de la fibre n°3 ;

(d) Les distances résultantes entre une paire de fibres cassées sont désignées par $\boldsymbol{l_b(d)}$.

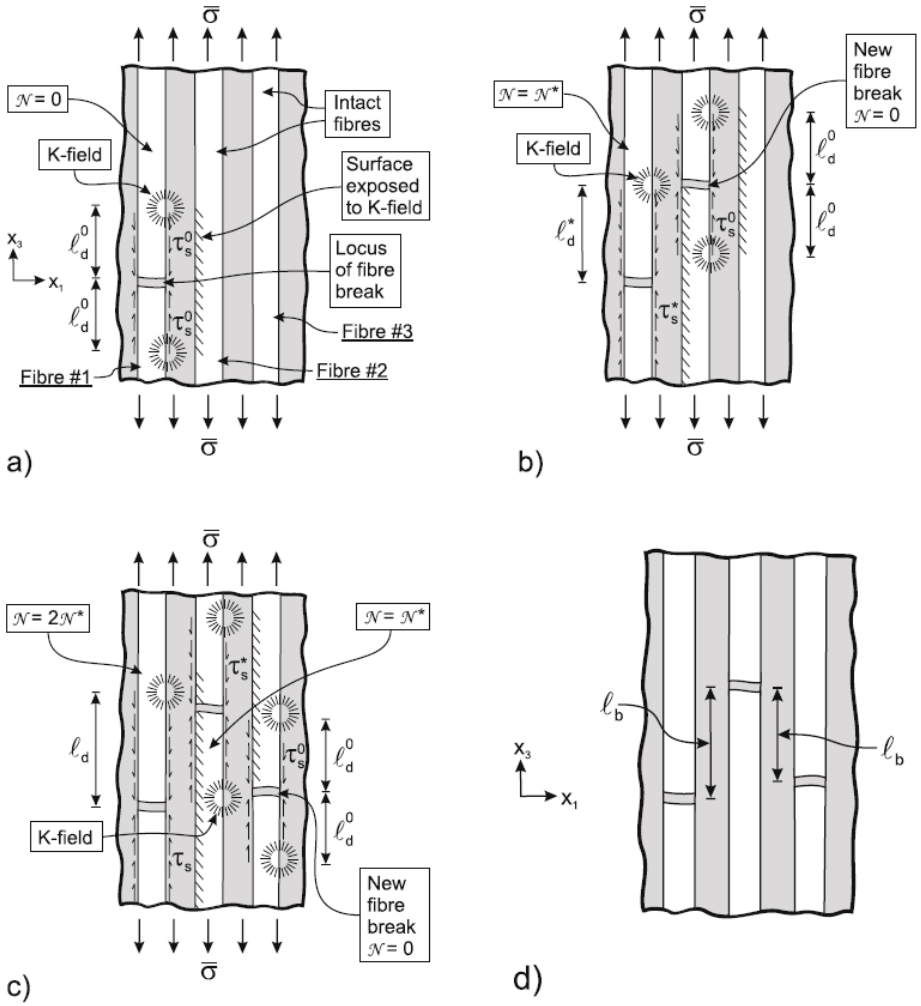


Figure 1.32: Illustration schématique des mécanismes d'endommagement en fatigue [Sørensen et al., 2021].

Ces approches probabilistes de rupture progressive des fibres dans les UD nous paraissent très intéressantes d'un point de vue de la compréhension des phénomènes et seront étudiées dans la suite de cette étude.

1.2.5. Critères de fatigue des composites

Une fois la base de données de fatigue obtenue, l'étape suivante consiste à tracer la courbe S-N (Stress-Number) moyenne, également appelée courbe de Wöhler. C'est un graphique qui représente la relation entre la contrainte appliquée à un matériau (S) et le nombre de cycles de charge (N) qu'il peut supporter avant de rompre.

Pour cela, il est possible de s'appuyer sur des modèles phénoménologiques ou à base plus physique [Burhan et Kim, 2018]. Le modèle de Basquin est le modèle le plus connu pour décrire un matériau soumis à un chargement cyclique à amplitude et rapport de chargement constants [Basquin, 1910]. Ce modèle a ensuite largement été repris et modifié, comme par Stromeyer qui a ajouté une limite d'endurance à ce modèle [Stromeyer, 1914].

Des critères énergétiques ont également été développés et se rapprochent du critère de contrainte de Basquin, comme le critère d'Ellyin et El-Kadi [Ellyin et El-Kadi, 1990]. Kohout et Vechet ont, eux, proposé un critère décrivant la courbe de Wöhler avec une forme arbitrairement choisie [Kohout et Vechet, 2001], tandis que Kim et Zhang ont proposé un critère décrivant l'endommagement du matériau lié à la fatigue [Kim et Zhang, 2001].

Beaucoup d'autres formes ont été proposées par différents auteurs (voir [Burhan et Kim, 2018] pour une synthèse de ces méthodes). Nous ne retiendrons ici que l'approche proposée par Sendeckyj (voir Figure 1.33) qui offre les intérêts de (i) prendre en compte la dispersion et (ii) d'unifier plusieurs types de modèles [Sendeckyj, 1981].

Cette approche, qui ne peut être appliquée que si le mode de ruine en fatigue est le même qu'en statique, repose sur trois hypothèses :

1) La distribution des résistances en quasi-statique peut être décrite par un modèle de Weibull à 2 paramètres ;
2) La résistance résiduelle décroit en fonction du nombre de cycles à cause de l'accumulation de l'endommagement. Il y a un lien déterministe entre la résistance résiduelle après n cycles (notée σ_r) et la résistance initiale (notée σ_e) ;
3) La rupture intervient lorsque la résistance instantanée est égale à la contrainte maximale du cycle.

A partir de ces hypothèses, il est possible d'obtenir un lien entre la résistance initiale (avec une probabilité donnée), le nombre de cycles à rupture N_r et la contrainte appliquée. Ce modèle présente l'avantage d'être basé sur des considérations physiques et d'introduire une probabilité de rupture. C'est pourquoi nous étudierons plus en détail cette approche dans la suite du document.

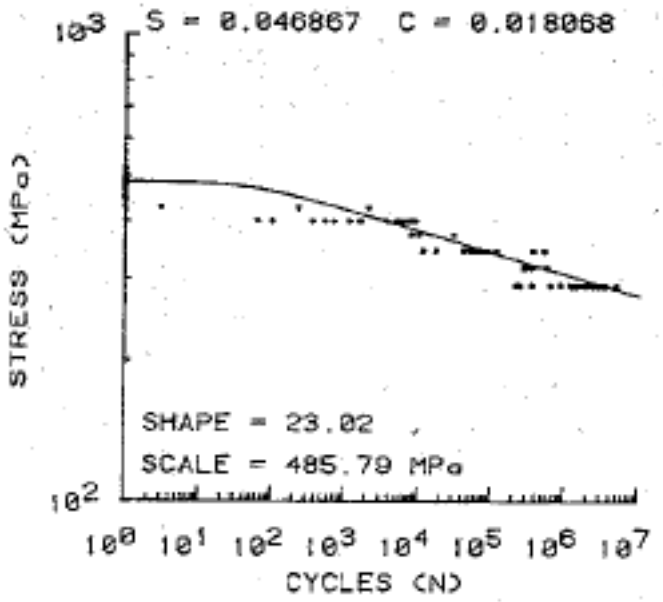


Figure 1.33: Courbe S-N obtenue par l'approche de Sendeckyj pour un stratifié $[(0/45/90/-45)_s]_s$ de T300/934 graphite-époxy [Sendeckyj, 1981].

Notons qu'une courbe S-N n'est valable que pour le ratio de chargement pour lequel les essais ont été réalisés. Or, les résultats d'essais de fatigue sur les composites stratifiés d'UD sont dépendants du ratio de chargement (Figure 1.34).

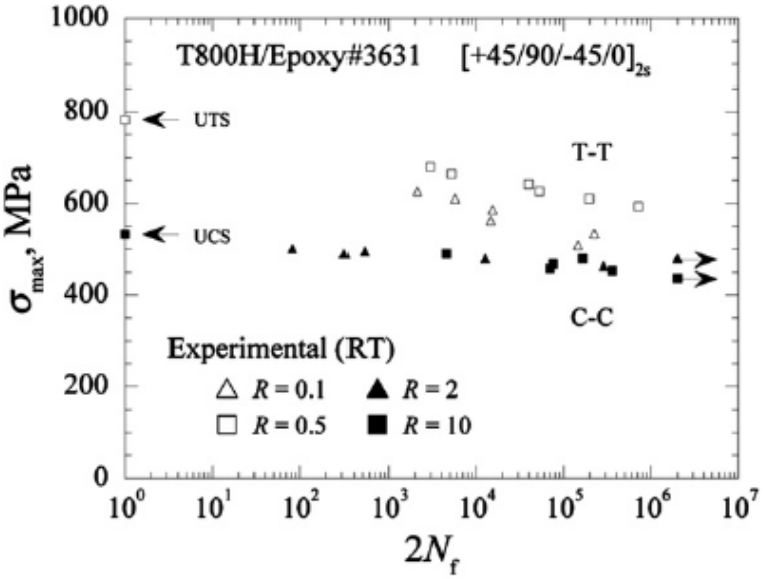


Figure 1.34: Illustration de l'effet du ratio de chargement sur la durée de vie en fatigue [Kawai et Koizumi, 2007].

Il est en général possible d'explorer uniquement quelques ratios de chargement pour des raisons de temps évidentes. Pour pallier cette restriction, il est possible d'utiliser les diagrammes à iso-durée de vie qui permettent de mieux représenter les effets de ratio chargement et les effets de contrainte moyenne. L'approche la plus simple consiste à utiliser un diagramme symétrique linéaire d'iso-durée de vie (souvent appelé diagramme de Goodman). Kawai et Koizumi ont quant à eux proposé un diagramme à durée de vie constante (Figure 1.35) plus complexe permettant de mettre en évidence l'influence du rapport de chargement sur le comportement en fatigue [Kawai et Koizumi, 2007].

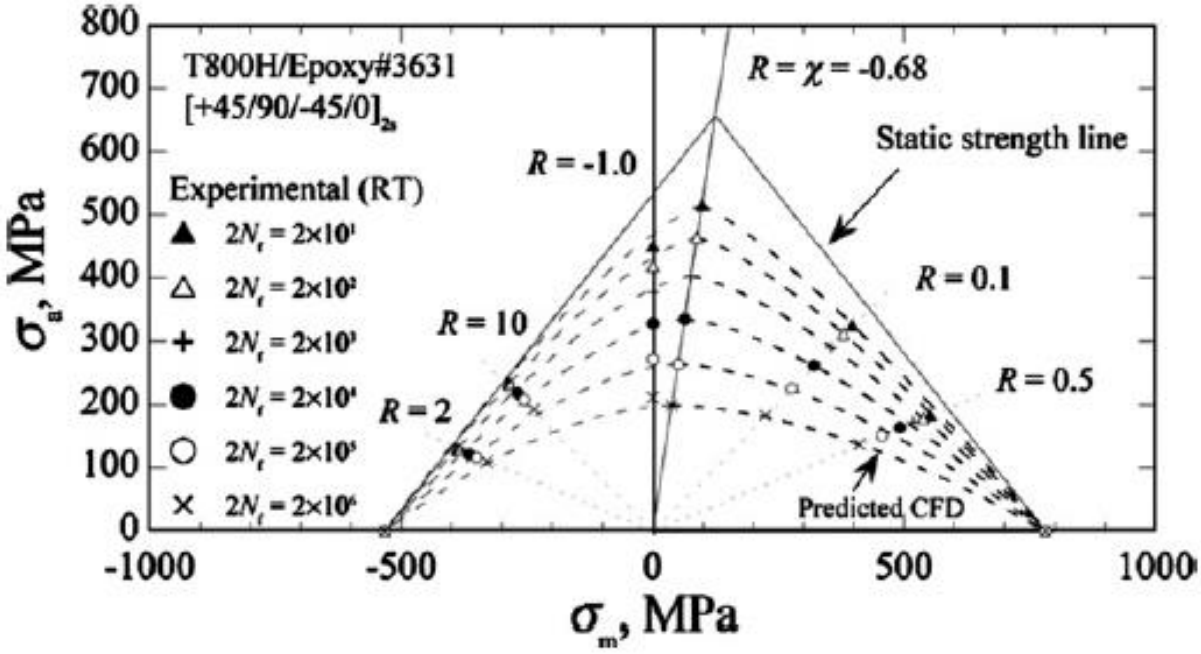


Figure 1.35: Diagramme à iso-durée de vie pour un stratifié [45/90/-45/0]$_{2s}$ CFRP à température ambiante [Kawai et Koizumi, 2007].

1.3. Approche par Auto-Echauffement

1.3.1. Pourquoi utiliser l'auto-Echauffement ?

Un des problèmes majeurs de la caractérisation de la tenue en fatigue des matériaux est la durée des essais. En effet, des essais de fatigue à grand (HCF : High Cycle Fatigue) et très grand nombre de cycles (VHCF : Very High Cycle Fatigue) peuvent durer des jours, voire des semaines. En particulier, les composites carbone-époxy sont des matériaux qui s'échauffent beaucoup lorsqu'ils sont sollicités cycliquement donc une fréquence de sollicitation limitée est conseillée, conduisant à un temps d'essai plus long que pour les matériaux métalliques, pour lesquels la fréquence peut être augmentée pour réduire la durée des essais. Par exemple, pour une sollicitation mécanique à 2Hz, plus de 5 jours sont nécessaires pour atteindre 10^6 cycles, qui correspond au début de la plage de durée de vie qui intéresse généralement les industriels pour leurs applications. De plus, l'aspect probabiliste de la tenue à la fatigue amène à devoir tester un nombre d'échantillons conséquent. En général, 5 éprouvettes sont testées par niveau de chargement. Ces répétitions de niveaux de charge impliquent un volume de matière, des temps d'utilisation machine et donc des coûts conséquents. Un fort intérêt a donc émergé pour accélérer ces caractérisations.

Différentes méthodes ont été proposées pour réduire les durées de caractérisation des propriétés en fatigue des matériaux [Zhao et Yang, 2008]. Parmi elles, plusieurs utilisent l'auto-échauffement (AE) et consistent à établir un lien entre la réponse thermique du matériau lorsqu'il est sollicité cycliquement et sa durée de vie.

1.3.2. L'auto-échauffement dans l'Histoire

A première vue, les études sur l'auto-échauffement des matériaux soumis à des sollicitations cycliques ont commencé à se développer à partir du début des années 2000 (Figure 1.36). Et ce n'est que depuis une dizaine d'années que ces études se sont étendues à de nouveaux matériaux : les polymères (Figure 1.37).

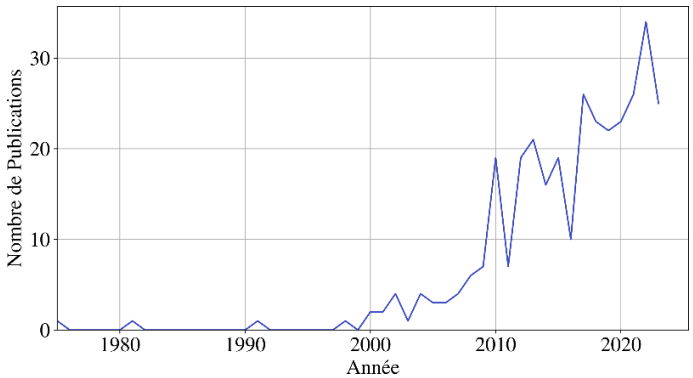


Figure 1.36: Nombre de publications par an référencées sur Scopus avec les termes "Fatigue & Auto-Echauffement", "Fatigue & Courbe d'Auto-Echauffement", "Fatigue & Dissipation Intrinsèque " ou "Fatigue & Dissipation & Thermographie".

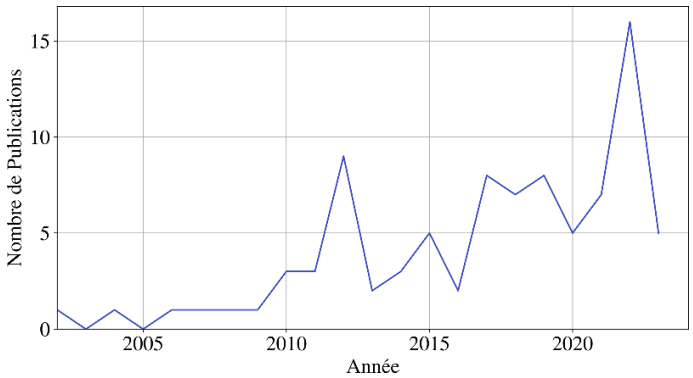


Figure 1.37: Nombre de publications par an référencées sur Scopus avec les termes "Fatigue & Auto-Echauffement", "Fatigue & Courbe d'Auto-Echauffement", "Fatigue & Dissipation Intrinsèque " ou "Fatigue & Dissipation & Thermographie" le tout associé aux termes "Polymères ou Elastomères ou Composites".

Mais en allant plus loin, on peut remonter à 1914 et la première trace du lien entre l'auto-échauffement du matériau soumis à une sollicitation cyclique et les propriétés à la fatigue de ce dernier [Stromeyer, 1914].

Alors que l'approche AE est à un état de compréhension très avancé et a été validée sur une large gamme de nuances d'acier [Stromeyer, 1914 ; Luong, 1995 ; Doudard et al., 2010 ; Munier et al., 2014 ; De Finis et al., 2015 ; Louge et al., 2018 ; Douellou et al., 2020 ; Zhao et al., 2022 ; Lepitre, 2023], la gamme de matériaux testés s'élargit parmi les alliages métalliques avec l'aluminium, le titane, l'alliage à base de nickel AM1, le cupro aluminium, NiTi [Risitano et La Rosa, 2000 ; Krapez et Pacou, 2002 ; Ezanno et al., 2010 ; Roué et al., 2018 ; Mostofizadeh et al., 2019 ; Bercelli et al., 2023].

Différents effets comme le rapport de charge, une température environnante élevée, la multiaxialité du chargement, la prédéformation plastique, la cémentation [Mareau et al., 2009 ; Poncelet et al., 2010 ; Graux, 2017 ; Roué et al., 2018 ; Louge, 2019] ont également été étudiés par la méthode d'AE.

La transition vers les matériaux polymères est plus récente. La méthode s'est montrée intéressante et encourageante sur des élastomères [Le Saux et al., 2010 ; Masquelier, 2014], ainsi que des composites thermoplastiques renforcés par fibres courtes [Jegou, 2013 ; Serrano, 2017 ; Leveuf et al., 2018 ; Kwiatkowski et al., 2023], des composites thermoplastiques tissés [Muller, 2019] et des composites tissés 3D [Navrátil et al., 2022].

Les techniques expérimentales et les moyens d'acquisition sont adaptés à chaque nouveau matériau testé, tout comme les analyses réalisées sur les courbes de températures obtenues et sur les courbes d'auto-échauffement générées. Les procédures expérimentales et d'analyses sont continuellement optimisées pour garantir que l'analyse des données expérimentales soit en alignement avec les hypothèses analytiques. Les calculs de valeurs d'incertitudes se développent aussi sur les acquisitions réalisées et sur les analyses qui en découlent.

1.4. Normes de Dimensionnement DNV

L'objectif de ce travail de thèse est de déterminer la résistance en fatigue d'un matériau composite à l'état sain et après endommagement de type impact. Pour atteindre cet objectif, nous allons mettre en œuvre dans la suite de ce travail certains outils présentés dans les sections précédentes. Toutefois, même si l'objectif de Naval Group est bien sûr à terme de pouvoir mettre en œuvre certaines de ces approches dans le cadre des processus de dimensionnement utilisés au sein du groupe. Naval Group suit les règlementations de société de classe pour la conception de ces bâtiments de surface, notamment celle du Bureau Veritas. Pour l'heure seul le DNV traite de la partie dimensionnement des structures composites en fatigue. L'objectif de cette section est de présenter les attentes des normes DNV utilisées pour le dimensionnement dans le domaine naval.

1.4.1. DNV

La fondation indépendante norvégienne DNV, pour « Det Norske Veritas », est aujourd'hui l'un des principaux prestataires internationaux de services en management des risques, et historiquement spécialiste de la question des systèmes de transport maritime.

DNV propose une norme internationale pour la conception de structures maritimes composites [DNV-OS-C501]. Cette norme a pour objectif de fournir des orientations pour établir un lien cohérent entre l'évaluation des effets de charge, les conditions de charge et les vérifications de conception, afin d'assurer une conception sécurisée en ce qui concerne la résistance et les performances de la structure. Elle vise à servir de référence commune pour les concepteurs et les fabricants, et spécifie les exigences et recommandations pour la conception et l'analyse structurales des pièces composites des applications maritimes. Elle est applicable à tous les produits et pièces en matériau composite, y compris ceux ayant subi des modifications ou mises à niveau.

La marche à suivre pour la conception, qui est donnée par l'organigramme de la Figure 1. se divise en 3 grandes étapes : les prémices, l'analyse et enfin la mise en œuvre (comprenant la fabrication, l'inspection et les réparations).

1.4.2. Philosophie et principe de conception

La philosophie de DNV est d'identifier et traiter les problèmes clés à considérer pour la conception, la fabrication et le fonctionnement des composants et des structures en composite.

La norme établit un objectif de sécurité global couvrant toutes les phases, de la conception initiale à l'abandon de la structure. Les classes de sécurité sont définies en se basant sur l'État Limite Ultime (ELU) qui est défini au paragraphe suivant. La fiabilité structurelle est assurée par l'utilisation de facteurs de sécurité partiels spécifiés dans cette norme, calibrés pour atteindre des niveaux de fiabilité structurelle cibles donnés.

Les principes généraux de la méthode de conception aux États Limites consistent à reconnaître différents modes de défaillance et à associer à chaque mode de défaillance un état limite spécifique au-delà duquel la structure ne satisfait plus aux exigences fonctionnelles. Les équations de conception sont formulées dans le format de Conception par Facteur de Charge et de Résistance (CFR), où des facteurs de sécurité partiels sont appliqués aux effets des charges et aux variables de résistance qui entrent dans les équations de conception. L'État Limite Ultime (ELU), qui concerne les modes de défaillance graves qui compromettent la sécurité, et l'État Limite de Service (ELS) qui concerne les modes de défaillance qui affectent la fonctionnalité ou l'apparence de la structure sans poser de risques humains ou environnementaux, doivent être considérés dans la conception.

Trois approches de conception sont décrites : analytique, par essai de composants uniquement ou une combinaison des deux. Dans tous les cas, la conception doit garantir l'absence de défaillance pour chaque mécanisme de défaillance identifié.

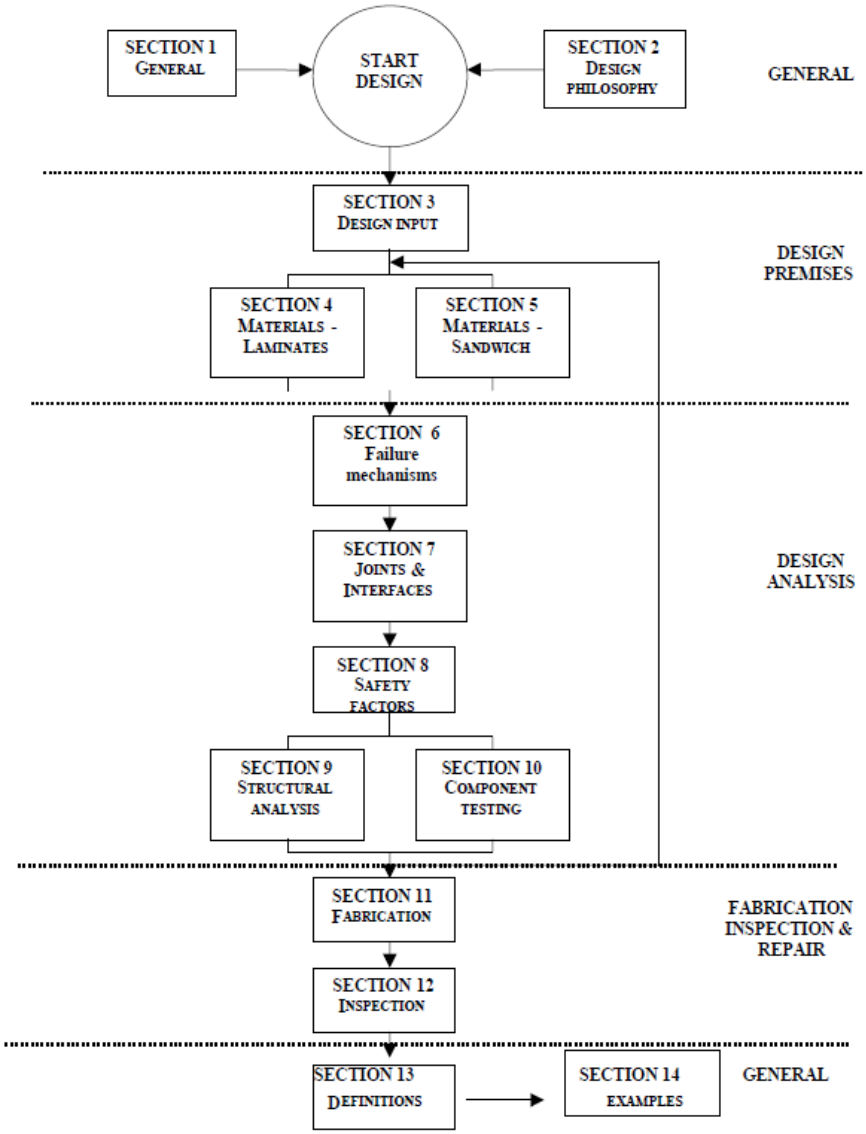


Figure 1.38: Organigramme de la norme DNV-OS-C501.

1.4.3. Détermination de la résistance du matériau

1.4.3.1. Essais statiques

Pour les essais quasi-statiques, la procédure de test recommandée pour les éprouvettes droites avec ou sans talons est l'ISO 527 ou l'ASTM D3039. Des tests préliminaires peuvent être nécessaires pour trouver les meilleurs talons et dispositifs de serrage.

La résistance statique moyenne du matériau est obtenue en réalisant la moyenne des résistances statiques de chaque éprouvette testée.

$$\bar{x} = \frac{1}{n}\sum_{i=1}^{n} x_i \qquad [1.01]$$

L'écart type est donc :

$$\hat{\sigma}^2 = \frac{1}{n-1}\sum_{i=1}^{n} (x_i - \bar{x})^2 \qquad [1.02]$$

Et la résistance caractéristique à utiliser pour la conception est donc :

$$x_C = \bar{x} - k_m \hat{\sigma} \qquad [1.03]$$

Avec la valeur de k_m à choisir adéquatement dans le Tableau 01 en suivant les recommandations de la norme :

	Niveau de confiance cible			
Nombre d'essais		**Niveau de sécurité bas et rupture fragile**	**Niveau de sécurité normal et rupture fragile**	**Niveau de sécurité élevé et rupture fragile**
	Niveau de sécurité bas et rupture ductile	**Niveau de sécurité normal et rupture ductile**	**Niveau de sécurité élevé et rupture ductile**	
3	2.5	2.6	2.7	2.8
4	2.3	2.4	2.5	2.6
5	2.3	2.3	2.4	2.5
6	2.2	2.3	2.3	2.4
7	2.2	2.2	2.3	2.3
8	2.2	2.2	2.2	2.3
10	2.1	2.2	2.2	2.2
15	2.1	2.1	2.1	2.1
Infini	1.96	1.96	1.96	1.96

Tableau 01: Valeur de k_m pour un nombre d'essais donné et un niveau de confiance cible. Tableau issu de [DNV-OS-C501].

La résistance caractéristique est définie comme le quantile à 2,5% dans la distribution des résistances. La méthode d'estimation de la résistance caractéristique est basée sur l'exigence que le niveau de sécurité donné dans cette norme soit respecté, quel que soit le nombre de données d'essai de résistance disponibles.

Les valeurs de k_m ont été obtenues sur la base des résultats d'analyses de probabilité dans lesquelles le niveau de fiabilité est calculé pour le cas où un nombre limité de données sur la résistance est disponible et pour le cas où il y a une connaissance parfaite de la résistance (c'est-à-dire lorsqu'un nombre infini de résultats d'essai serait disponible). Le paramètre k_m a été obtenu en ajustant la valeur de la résistance caractéristique pour le cas avec un nombre limité de résultats d'essais de manière à ce que le niveau de fiabilité soit le même que pour le cas avec une connaissance parfaite. La méthode d'analyse est décrite dans [Ronold et Lotsberg, 2012].

1.4.3.2.Essais de fatigue

Pour les essais de fatigue, il est recommandé de suivre la même norme que pour les essais statiques. Il est tout de même précisé que les essais doivent être pilotés en force, que les charges et les environnements d'essai doivent être soigneusement contrôlés pendant toute la durée de l'essai, et que le taux de déformation doit être maintenu constant pour les essais de fatigue cyclique sur des matériaux viscoélastiques. Cela signifie que la fréquence d'essai peut être augmentée pour des amplitudes de déformation plus faibles. A noter également une remarque qui rappelle que la limitation en fréquence est l'un des arguments pour utiliser les essais d'auto-échauffement : « La température des éprouvettes doit être surveillée pour éviter le chauffage de l'éprouvette dû à des essais à des fréquences trop élevées.».

La durée de vie du matériau pour un ratio de chargement donné peut alors être obtenue grâce à l'équation suivante :

$$\log \sigma = \log \sigma_{0\,fatigue} - \alpha \log N \qquad [1.04]$$

Le ratio de chargement est défini comme la contrainte minimale appliquée divisée par la contrainte maximale appliquée. La norme propose donc une relation linéaire entre chargement appliqué et nombre de cycles à rupture.

Un diagramme de Goodmann peut ensuite être utilisé pour obtenir la durée de vie pour d'autres ratios de chargement.

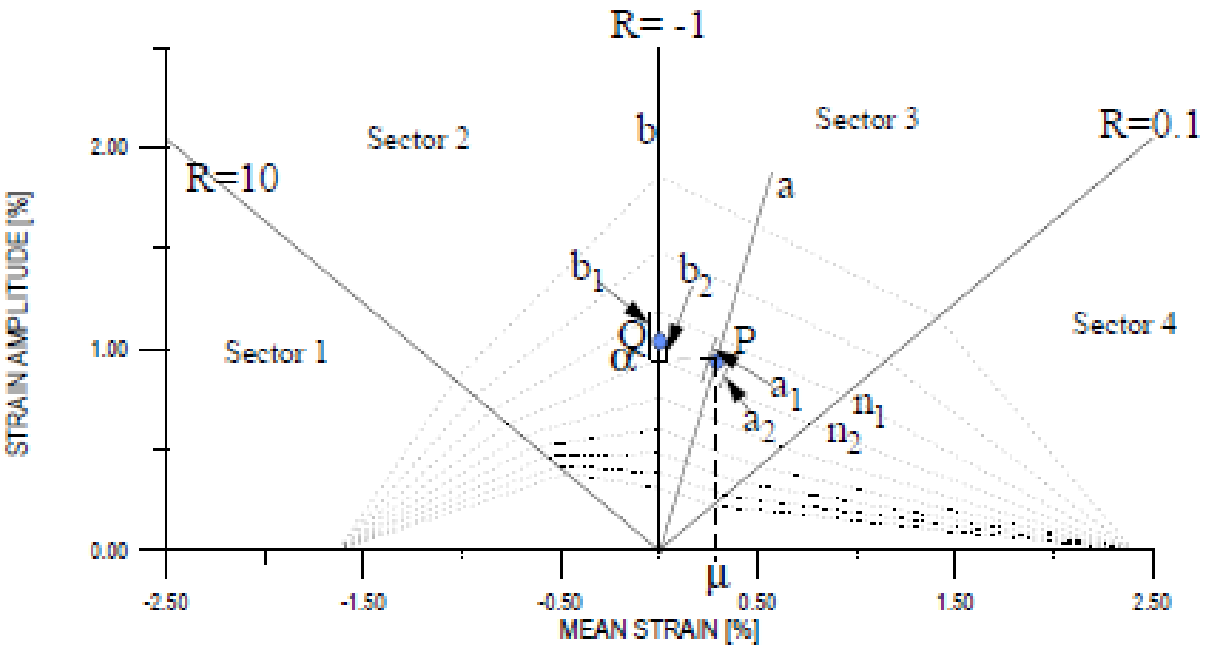


Figure 1.39: Diagramme iso-durée de vie de Goodmann issu de la norme DNV-OS-C501.

Pour les stratifiés pouvant être endommagés, la norme indique que les propriétés de résistance doivent être mesurées sur des échantillons contenant les endommagements maximaux attendus. Si nécessaire, des coupons de test de petite taille peuvent être utilisés pour évaluer la représentativité des endommagements. En cas de doute, une approche conservatrice doit être adoptée pour obtenir des valeurs de résistance avec une marge de sécurité suffisante. Il est important de noter que la modélisation d'une structure doit prendre en compte ces différences entre les stratifiés endommagés et intacts.

1.4.4. Modélisation à partir des paramètres matériaux

1.4.4.1.Dimensionnement en statique

Pour le dimensionnement en statique, DNV recommande d'utiliser les paramètres matériaux suivants à partir des essais normés (voir Figure 1.40).

In-plane orthotropic elastic constants	*Mechanical parameter*	*Unit*	*Char.*	*Reference App.C for measurement method*
$E_{1\ fibre}$ UD-ply	Modulus of elasticity in main fibre direction	[GPa]	F	[C.2.1]
$E_{2\ matrix}$ UD-ply	Modulus of elasticity transverse to main fibre direction	[GPa]	M	[C.2.1]
$E_{1\ linear}$ cross-ply	Modulus of elasticity in 0° fibre direction in the liner range	[GPa]	M, F	[C.2.1]
$E_{2\ linear}$ cross-ply	Modulus of elasticity normal to the 0° fibre direction in the liner range	[GPa]	M, F	[C.2.1]
$E_{1\ non\text{-}linear}$ cross-ply	Secant modulus of elasticity in 0° fibre direction at the failure point	[GPa]	F	[C.2.1]
$E_{2\ non\text{-}linear}$ cross-ply	Secant modulus of elasticity normal to the 0 fibre direction at the failure point	[GPa]	F	[C.2.1]
$G_{12\ linear}$	In plane shear modulus in the liner range	[GPa]	M	[C.2.3]
$G_{12\ non\text{-}linear}$	In plane secant shear modulus at the failure point	[GPa]	M	[C.2.3]
ν_{12}	Ply major Poisson's ratio		F, M	[C.2.1]
ν_{21}	Ply minor Poisson's ratio		F, M	[C.2.1]
In-plain Strain to Fail				
$\hat{\varepsilon}_{1t}^{\ fibre}$	Tensile strain at break for the fibres		F	[C.2.1]
$\hat{\varepsilon}_{1c}^{\ Fibre}$	Compressive strain at break for the fibres		F, M	[C.2.2]
$\hat{\varepsilon}_{2t}^{\ matrix}$	Tensile strain at break for the matrix in direction normal to the fibre direction, in the fibre plane.		M	[C.2.1]
$\hat{\varepsilon}_{2c}^{\ matrix}$	Compressive strain at break for the matrix in direction normal to the fibres.		M	[C.2.2]
$\hat{\varepsilon}_{12}^{\ matrix}$	Shear strain at failure in ply plane		M	[C.2.3]
In-plane Strength				
$\hat{\sigma}_{1t}^{\ Fibre}$	Tensile stress at break in the fibre direction	N/mm^2 (MPa)	F	[C.2.1]
$\hat{\sigma}_{1c}^{\ Fibre}$	Compressive stress at break in fibre direction	N/mm^2 (MPa)	F, M	[C.2.2]
$\hat{\sigma}_{2t}^{\ matrix}$	Tension stress at break normal to the fibre direction.	N/mm^2 (MPa)	M	[C.2.1]
$\hat{\sigma}_{2c}^{\ matrix}$	Compressive stress at break normal to the fibre direction	N/mm^2 (MPa)	M	[C.2.2]
$\hat{\sigma}_{12}^{\ shear}$	Shear stress in ply plane at failure.	N/mm^2 (MPa)	M	[C.2.3]
Through -thickness				
E_3	Modulus of elasticity normal to the fibre plane.	GPa	M	[C.2.4] or [C.2.5]
G_{13}	Shear modulus normal to the fibre plane, including the fibre direction	GPa	M	[C.2.6]
G_{23}	Shear modulus normal to the fibre plane, including the direction normal to the fibres.	GPa	M	[C.2.6]
ν_{13}	Poisson's ratio normal to the fibre plane, including the fibre direction, when tensioning in the fibre direction.		M	[C.2.1] or [C.2.6]
ν_{23}	Poisson's ratio normal to the fibre plane, including the direction normal to the fibres.		M	[C.2.1] or [C.2.6]
$\hat{\varepsilon}_{3t}$	Tensile strain at break normal to the fibre plane.		M	[C.2.4]
$\hat{\varepsilon}_{3c}$	Compression strain at break normal to the fibre plane.		M	[C.2.5]
$\hat{\varepsilon}_{13}$	Shear strain at failure normal to the fibre plane, including the fibre direction.		M	[C.2.6]
$\hat{\varepsilon}_{23}$	Shear strain at failure normal to the fibre plane, normal to the fibre direction.		M	[C.2.6]
$\hat{\sigma}_{3t}$	Tension stress at break normal to the fibre plane.	N/mm^2 (MPa)	M	[C.2.4]
$\hat{\sigma}_{3c}$	Compression stress at break normal to the fibre plane.	N/mm^2 (MPa)	M	[C.2.5]
$\hat{\sigma}_{13}$	Shear stress at failure normal to the fibre plane, including the fibre direction.	N/mm^2 (MPa)	M	[C.2.6]
$\hat{\sigma}_{23}$	Shear strain at failure normal to the fibre plane, normal to the fibre direction.	N/mm^2 (MPa)	M	[C.2.6]
Fracture toughness				
Critical length	Maximum tolerable In-plane length of crack.	mm	F/ M	[C.2.7]
G1c	Critical strain energy release rate. (Mode I).	N/m	M	[C.2.8]
G2c	Critical strain energy release rate in the fibre plane (Mode II).	N/m	M	[C.2.8]
G3c	Not used			

Figure 1.40: Propriétés statique du matériau et les essais à réaliser pour les obtenir (voir Annexe C).

1.4.4.2.Dimensionnement en fatigue

Pour le dimensionnement en fatigue, DNV recommande de diminuer plus ou moins les propriétés utilisées en statique, suivant le type de matériau testé et en fonction du type d'essai réalisé : traction ou compression (voir Figure 1.41).

$E_{1\ fibre}$ UD-ply	Modulus of elasticity in main fibre direction	10% reduction for glass and carbon fibres. Drops significantly for Aramid fibres loaded in compression
$E_{2\ matrix}$ UD-ply	Modulus of elasticity transverse to main fibre direction	drops to 0 in tension no change in compression
$E_{1\ linear}$ cross-ply	Modulus of elasticity in 0 fibre direction in the liner range	Drops to 0.9 $E_{1\ non\text{-}linear}$ from static measurements in tension. No change in compression
$E_{2\ linear}$ cross-ply	Modulus of elasticity normal to the 0 fibre direction in the liner range	Drops to 0.9 $E_{2\ non\text{-}linear}$ from static measurements in tension. No change in compression
$E_{1\ non\text{-}linear}$ cross-ply	Modulus of elasticity in 0 fibre direction at the failure point	Is a combined effect of changes to fibre properties and matrix properties. Roughly a weighted average of the effects to $E_{1\ fibre}$ and $E_{2\ matrix}$.
$E_{2\ non\text{-}linear}$ cross-ply	Modulus of elasticity normal to the 0 fibre direction at the failure point	Is a combined effect of changes to fibre properties and matrix properties. Roughly a weighted average of the effects to $E_{1\ fibre}$ and $E_{2\ matrix}$.
$G_{12\ linear}$	In plane shear modulus in the linear range	slight drop (unknown)
$G_{12\ non\text{-}linear}$	In plane shear modulus at the failure point	slight drop (unknown)
ν_{12}	Ply major Poisson's ratio	slight drop (unknown)
ν_{21}	Ply minor Poisson's ratio	$\nu_{21} = \nu_{12}\ E_2 / E_1$

Figure 1.41: Abattement des modules d'élasticité en fatigue cyclique.

1.5. Fatigue après impact sur composites

Quelques études mêlant impact sur composites et fatigue existent depuis le début des années 90 comme le montre la Figure 1.42, mais l'état de l'art nous montre qu'il y a peu de résultats dans ce domaine.

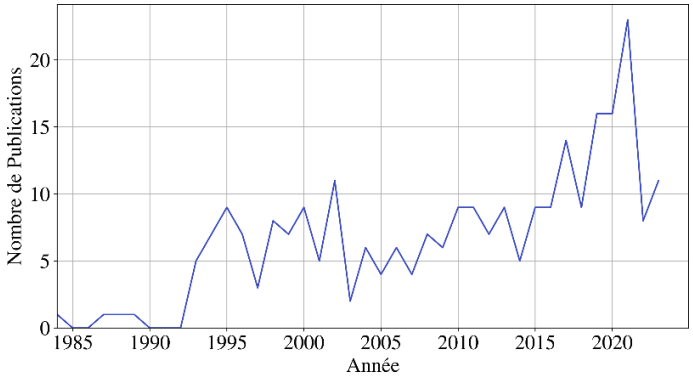


Figure 1.42: Nombre de publications par an référencées sur Scopus avec les termes "Fatigue & Composite & Impact".

Un des pionniers des études de l'influence d'un impact basse vitesse sur la résistance d'un composite semble être Cantwell dès la fin du XXème siècle [Cantwell et al., 1983]. Il teste deux populations d'éprouvettes : des stratifiés d'UD avec des plis à 0°, 45° et -45°, et les mêmes stratifiés mais en remplaçant les UD à 45° par des plis tissés 2D orientés à 45° eux aussi.

Laminate*	Lay-up
NA	$[+45, -45, 0, 0, -45, +45, 0, 0]_s$
NB	$[+45, -45, 0, 0, +45, -45, 0, 0]_s$
NC	$[0, 0, +45, -45, 0, 0, -45, +45]_s$
WA	$[\pm 45, 0, 0, \mp 45, 0, 0]_s$
WB	$[\pm 45, 0, 0, \pm 45, 0, 0]_s$
WC	$[0, 0, \pm 45, 0, 0, \mp 45]_s$

*N – non-woven; W – mixed-woven

Tableau 02: Les différents empilements testés par Cantwell [Cantwell et al., 1983]. "N" correspond aux éprouvettes UD et "W" aux éprouvettes mélangeant UD et tissé 2D.

Il réalise alors des essais d'impacts à différents niveaux d'énergie. L'impact engendre des fissures matricielles se propageant dans les plis dans la direction hors-plan en formant un cône à partir du point d'impact. Ces fissurations matricielles se transforment en délaminage lorsqu'elles atteignent une interface entre deux plis d'orientations différentes (voir Figure 1.43-a). Après avoir remarqué que les plis tissés diminuent la taille des endommagements liés à l'impact (voir Figure 1.43-b), il observe si les endommagements liés à l'impact se sont propagés ou non dans ces éprouvettes après 10^4, 10^5 et 10^6 cycles de fatigue à R=0 et 20Hz à 80% de la résistance statique moyenne (voir Figure 1.43-c). Des résultats de traction monotone à rupture montrent qu'un impact à 6J réduit de 20% environ la résistance statique du matériau possédant des plis tissés, contre 50% pour les UD purs.

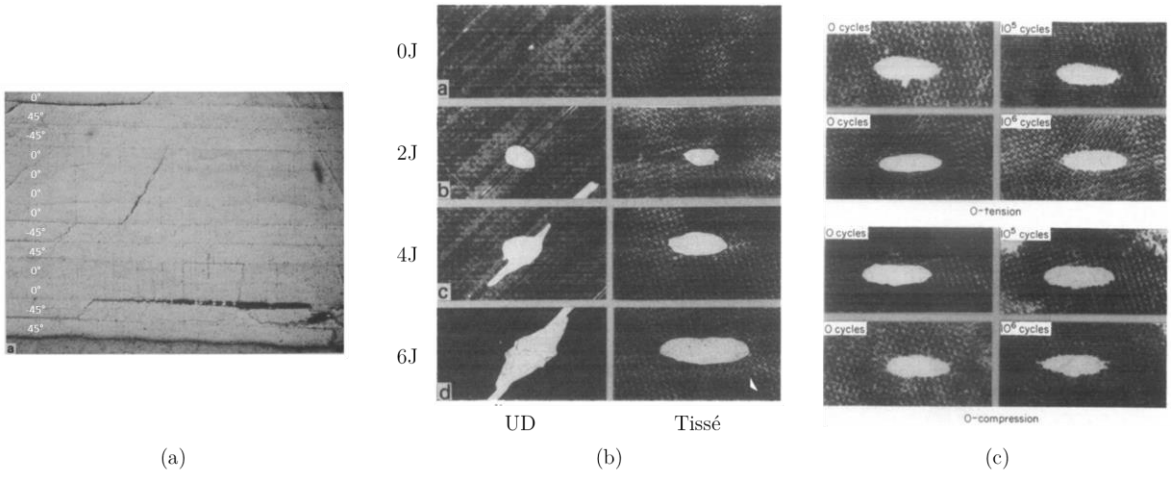


Figure 1.43: Endommagements liés à un impact
(a) Impact à 4J sur un UD [Cantwell et al., 1983] ;
(b) Influence du tissé sur les endommagements engendrés par un impact [Cantwell et al., 1984] ;
(c) Influence de la fatigue sur la propagation des endommagements liés à l'impact [Cantwell et al., 1984].

Kang et Kim étudient en 2004 l'influence d'un impact basse vitesse sur la tenue à la fatigue d'un composite stratifié d'unidirectionnel [Kang et Kim, 2004]. Ils montrent qu'un impact, même léger, induit une diminution significative de la tenue à la fatigue (Figure 1.44).

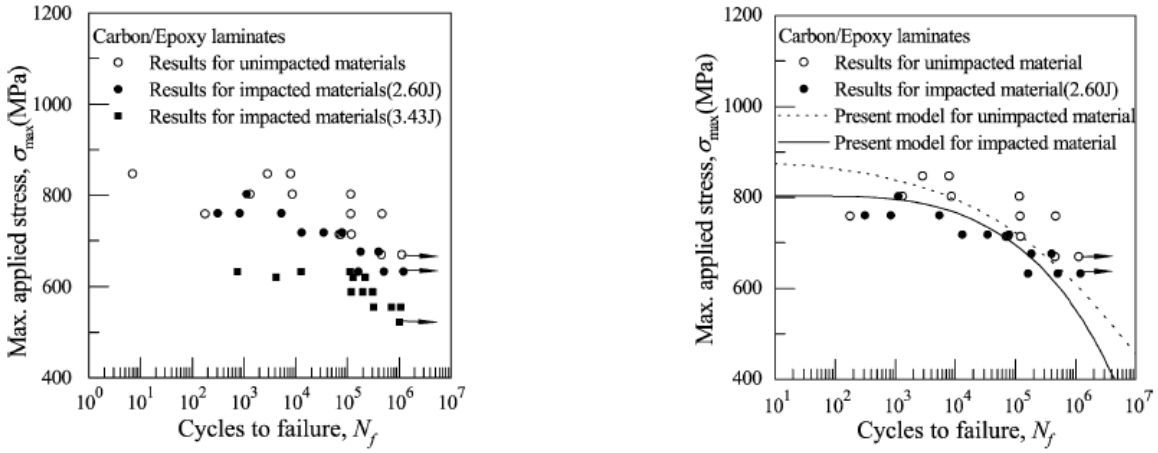
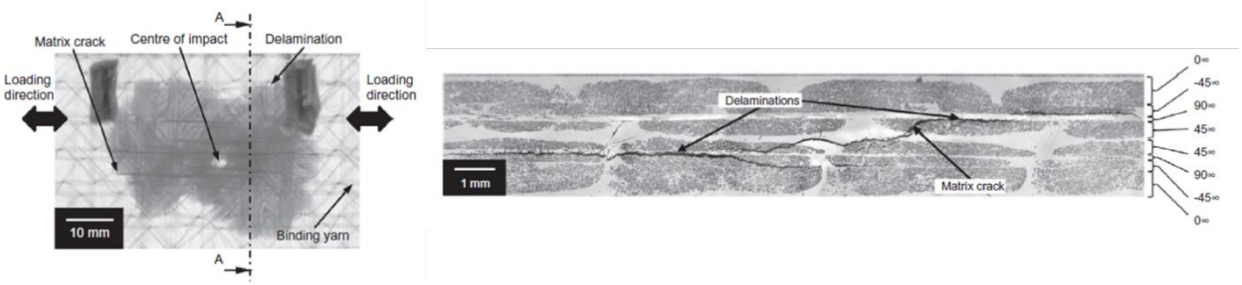


Figure 1.44: Influence d'un impact sur la tenue à la fatigue d'un stratifié d'UD et modèle utilisé par Kang et Kim pour prévoir la durée de vie du matériau [Kang et Kim, 2004].

Kosmannn réalise une étude légèrement différente sur des renforts non-tissés en fibres de verre en 2014 [Kosmann et al., 2014]. Il réalise 50 cycles avant de réaliser l'impact, puis les éprouvettes sont amenées à rupture en fatigue. Il montre les mêmes projections surfaciques d'endommagement que Cantwell (Figure 1.45-a), mais propose également une observation microscopique d'une section qui montre les délaminages entre les plis (Figure 1.45-b).



(a) (b)

Figure 1.45: (a) Scan optique des endommagements engendrés par un impact à 5,1J après 50 cycles de chargement à 140 MPa à R=-1 ; (b) Observation au microscope de la tranche A-A [Kosmann et al., 2014].

Kosmann propose dans cette même publication d'observer l'influence de l'énergie d'impact sur le nombre moyen de cycles à rupture pour une contrainte appliquée (Figure 1.46). Il observe que pour une contrainte appliquée de 125 MPa en fatigue, l'énergie d'impact a peu d'influence entre 0J et 2.5J, contrairement aux courbes à 140 MPa et 152 MPa où l'énergie d'impact diminue tout de suite la tenue en fatigue.

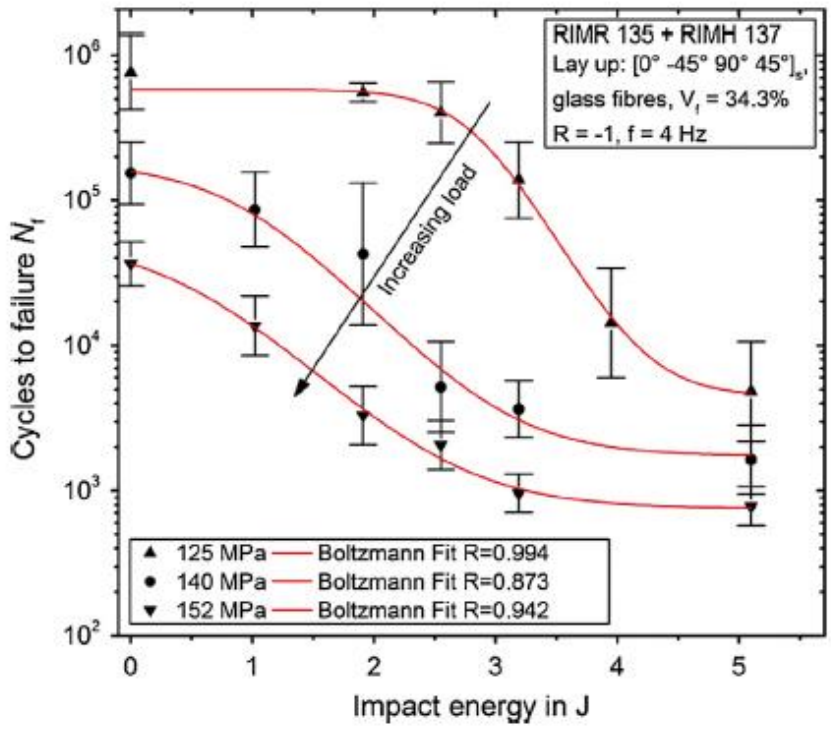


Figure 1.46: Nombre de cycles à rupture moyen pour une contrainte appliquée en fonction de l'énergie de l'impact [Kosmann et al., 2014].

De son côté, Vasconcellos réalise ce type d'étude en 2014 sur un composite à renfort tissé de fibres de chanvre et matrice époxy [Vasconcellos et al., 2014]. Il retrouve l'endommagement en forme de cône produit par l'impact (Figure 1.47).

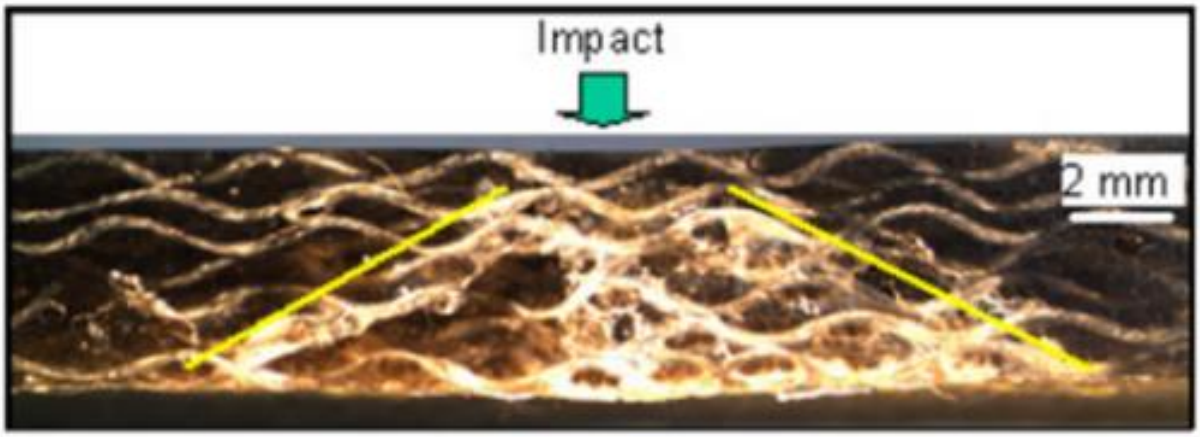


Figure 1.47: Observation microscopique de la section transversale.

Il propose notamment d'afficher les courbes de fatigue sous deux formes : d'abord de manière classique pour observer l'influence de l'impact sur la tenue à la fatigue, et ensuite en normant les résultats par la résistance statique moyenne associée à l'état du matériau (Figure 1.48-a). Il montre ainsi une allure similaire pour les courbes de fatigue des éprouvettes impactées et des éprouvettes non-impactées, mais il montre surtout une dispersion plus grande pour les éprouvettes impactées (Figure 1.48-b).

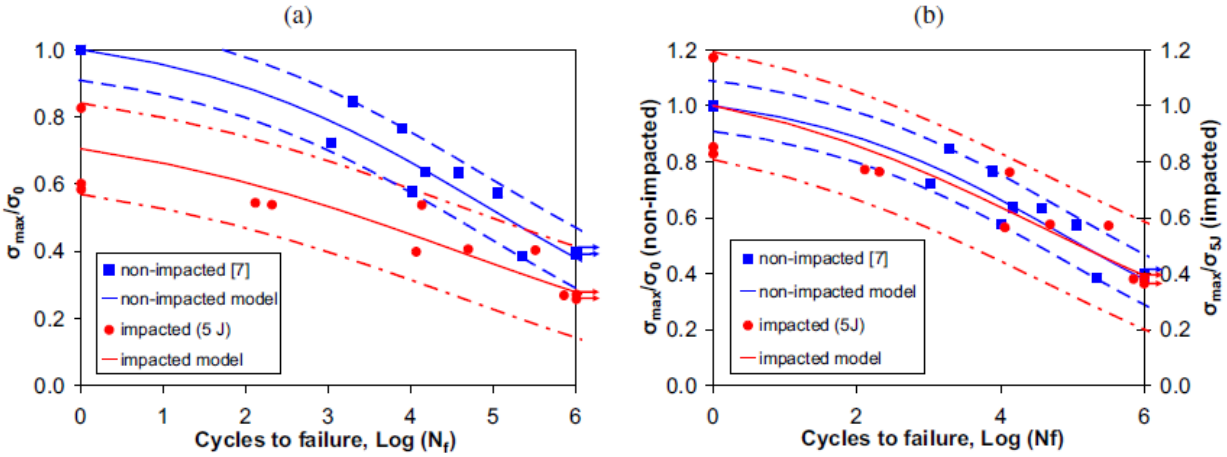


Figure 1.48 : Courbes S-N de fatigue pour les éprouvettes de composite chanvre/époxy non-impactées et impactées à 5 J (a) σ_{max}/σ_0 ; (b) σ_{max}/σ_0 pour les non-impactées et σ_{max}/σ_{5J} pour les impactées [Vasconcellos et al., 2014].

Enfin, à l'aide d'instrumentation par émissions acoustiques, il montre trois phases d'endommagement du matériau en fatigue (Figure 1.49-a). Il associe la zone I à la création de micro-fissures matricielles et des premières décohésions fibres/matrice, la zone II coïncide avec la coalescence et la croissance des fissures matricielles et interfaciales, et enfin, la zone III correspond au développement catastrophique des endommagements, qui conduit à la rupture finale. Il observe que la zone I n'est pas présente pour les éprouvettes impactées car l'impact a amorcé les micro-fissures matricielles et les premières décohésions fibres/matrice (Figure 1.49-b).

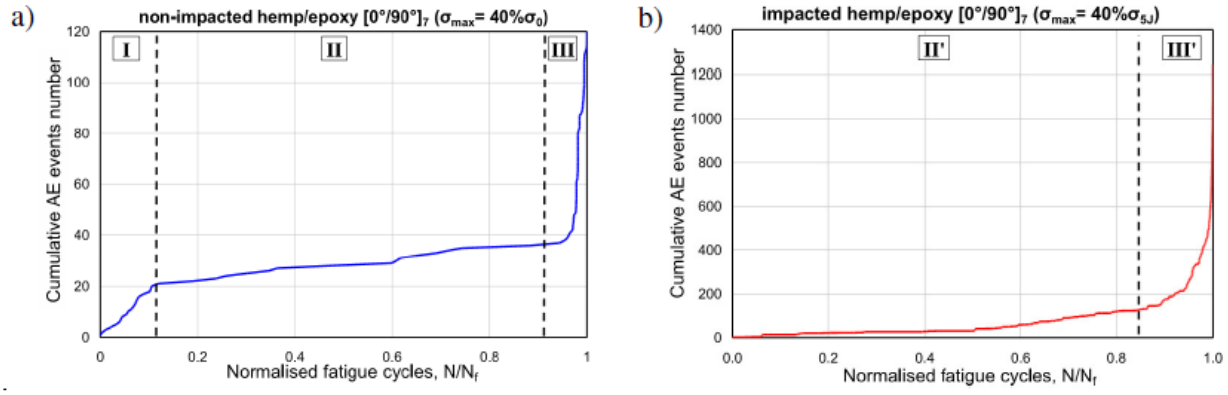


Figure 1.49: Nombre cumulé normé des événements acoustiques tracés en fonction du nombre de cycles de fatigue normé, pour un niveau de chargement de 40 % de la contrainte à rupture [Vasconcellos et al., 2014] (a) pour des éprouvettes de composite chanvre/époxy non-impactées ; (b) et préalablement impactées à 5J.

Enfin, Katunin a étudié l'influence d'un impact basse vitesse sur la limite d'endurance de stratifié de fibres carbones (CFRP) et de stratifiés de fibres de verres (GFRP) [Katunin et al., 2022]. Les éprouvettes ont des dimensions (avant même l'impact) de 150 mm x 25 mm. Des impacts allant de 10J à 40J sont réalisés (voir Figure 1.50).

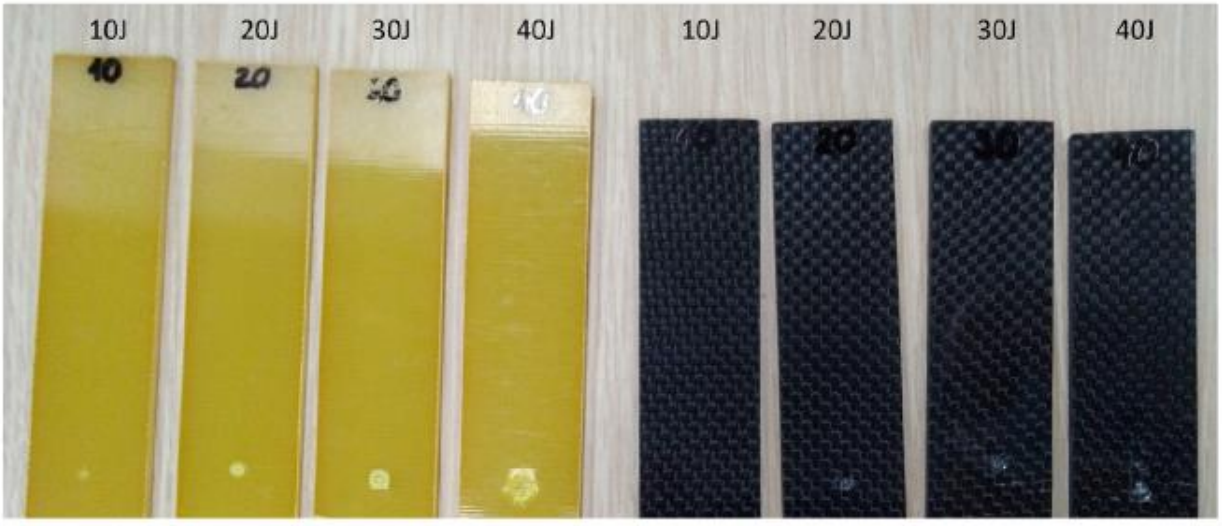


Figure 1.50: Eprouvettes CFRP et GFRP impactées de 10J à 40J [Katunin et al., 2022].

Des essais d'auto-échauffement stabilisés sont ensuite réalisés sur ces éprouvettes impactées afin de déterminer une limite d'endurance sur une courbe affichant la température en fonction de la contrainte appliquée (voir Figure 1.51). La température est obtenue par caméra infrarouge et par thermocouples.

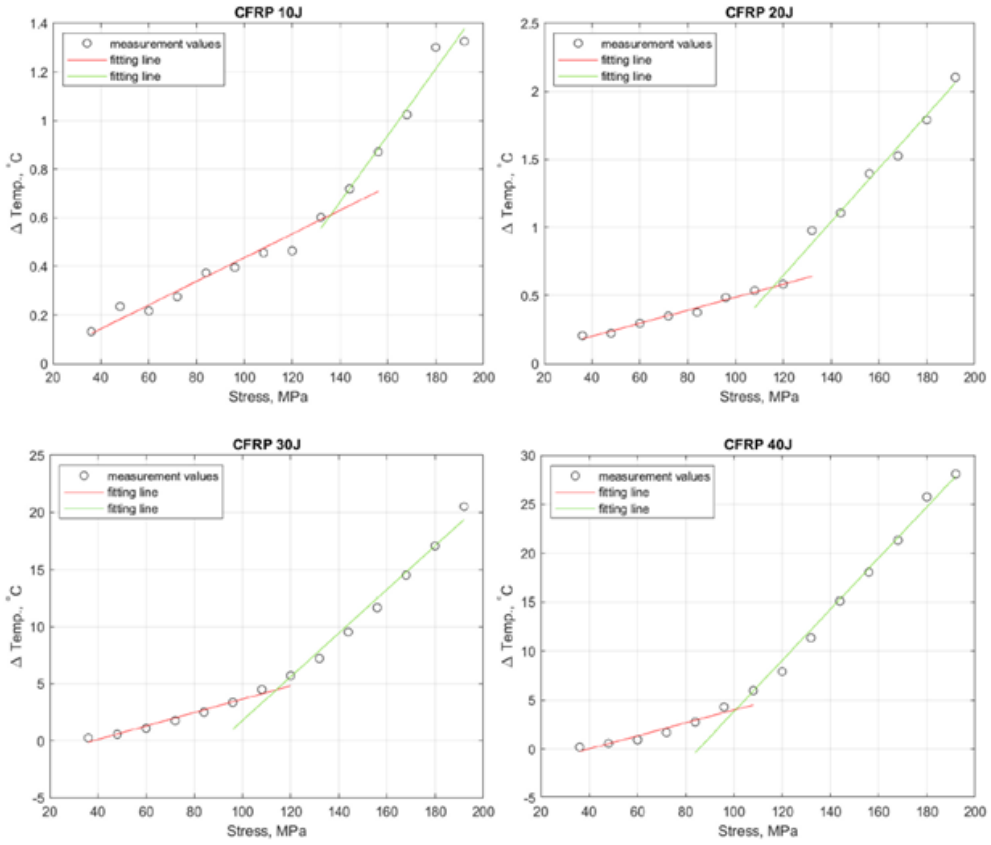


Figure 1.51: Détermination de la limite d'endurance sur des éprouvettes CFRP par caméra IR [Katunin et al., 2022].

Deux régimes linéaires sont déterminés sur la courbe obtenue et la limite d'endurance est choisie comme étant l'intersection entre ces deux régimes linéaires. Katunin affiche alors l'évolution de la limite d'endurance en fonction de l'énergie d'impact (voir Figure 1.52).

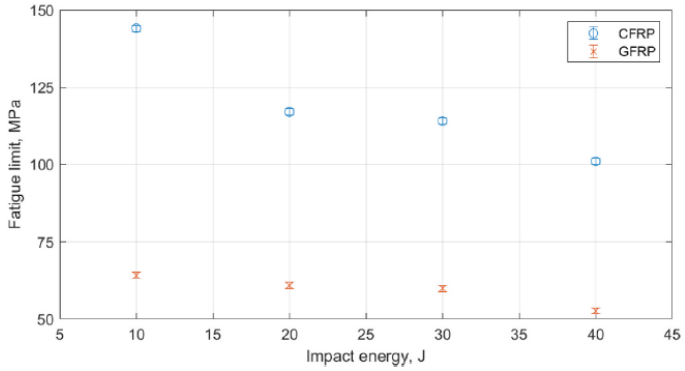


Figure 1.52: Evolution de la limite d'endurance en fonction de l'énergie d'impact [Katunin et al., 2022].

On observe notamment pour les stratifiés renforcés par fibres de carbone une nette diminution de la limite d'endurance pour des énergies d'impact de plus en plus grande.

1.6. Conclusion et Ambitions

L'objectif principal de cette thèse est d'accompagner l'industriel dans la détermination de la tenue à la fatigue d'un stratifié sain avec un certain intervalle de confiance sur le critère proposé, et de déterminer la tenue à la fatigue de ce stratifié comportant initialement des endommagements.

Un autre intérêt majeur de l'industriel est la mise en place d'une méthode de caractérisation rapide de la tenue à la fatigue afin de réduire les durées des campagnes expérimentales, le nombre d'éprouvettes utilisées et donc le coût global.

Plusieurs verrous scientifiques et techniques se révèlent alors sur le critère de dimensionnement à choisir, sur l'approche à choisir pour déterminer rapidement la tenue à la fatigue, sur la façon de réaliser et observer les endommagements initiaux et la façon de mener l'étude de fatigue sur ces matériaux endommagés : étude sur matériau endommagé ou réalisation de défauts synthétiques pour aider à la compréhension du comportement ? L'étude de la tenue à la fatigue sera-t-elle réalisée à l'échelle macroscopique ou des échelles inférieures seront utilisées ?

1.6.1. Choix des Outils et Approches Utilisés dans cette Thèse

Tout d'abord, le composite étudié est un composite stratifié de plis unidirectionnels et de plis tissés 2D à matrice époxy renforcée par des fibres de carbone à haute résistance. L'ensemble des plaques de composite étudiées dans cette thèse a été réalisé par l'auteur par empilement de plis pré-imprégnés et la polymérisation des plaques est obtenue par cuisson en autoclave.

Il est d'abord nécessaire d'étudier la tenue à la fatigue de ce stratifié sain tout en prenant en compte la dispersion des essais afin d'obtenir un intervalle de confiance en plus de la courbe de Wöhler moyenne. Le choix de l'approche de Sendeckyj a été fait pour dimensionner le stratifié en prenant en compte la dispersion car elle permet une bonne estimation de la courbe moyenne avec peu d'essais et remplace une partie des essais de fatigue par des essais statiques, rendant la campagne expérimentale plus rapide à réaliser.

Pour caractériser rapidement la tenue en fatigue du matériau afin de réduire les coûts, l'étude de l'auto-échauffement du matériau a été choisie. Des essais d'auto-échauffement transitoires et stabilisés sont réalisés. De nombreuses précautions sont prises, à la fois dans le protocole expérimental, dans l'acquisition des données et dans les post-traitements. Les études d'auto-échauffement consistent à relier l'évolution de température du matériau sollicité par un chargement cyclique à la dissipation intrinsèque du matériau. La courbe d'auto-échauffement est tracée en dissipation et non en élévation de température afin de baser les analyses sur une valeur intrinsèque liée au matériau et non à l'éprouvette. Cette courbe d'auto-échauffement est obtenue à l'aide d'une unique éprouvette.

Le lien avec la fatigue est ensuite effectué par identification de 3 régimes de dissipation différents associés à des gammes de nombre de cycles à rupture différents. Une nouvelle méthode est aussi proposée pour effectuer le lien vers la fatigue en estimant une limite de fatigue à la transition entre des modèles viscoélastiques linéaires et non-linéaires identifiés sur la courbe d'auto-échauffement.

Un modèle par éléments finis est également mis en place pour vérifier la méthode d'analyse des résultats expérimentaux permettant de remonter à la dissipation à partir des hypothèses réalisées sur l'équation de la chaleur. Un modèle probabiliste de rupture progressive de fibres dans un composite UD basée sur la méthode de Swolfs est également développé comme outil de compréhension de l'endommagement en fatigue des plis UD qui sont les plis résistants de notre matériau. Cette méthode est associée au modèle d'allongement de la décohésion fibre/matrice en fonction du nombre de cycles appliqués proposé par Sørensen.

Une fois le matériau sain étudié, il est nécessaire de réaliser des endommagements dans le stratifié qui seront représentatifs de ce que peut subir la pièce, soit par chute d'outil lors de sa fabrication, soit par impact par un objet immergé ou flottant en exploitation. Il a été choisi de réaliser des impacts basse vélocité à l'aide d'une arbalète pour engendrer ces défauts. Deux niveaux d'énergie ont été choisis : 5J et 10J.

Il a été choisi de générer des défauts artificiels afin de pouvoir découpler les différents types d'endommagements engendrés, mais aussi maîtriser la répétabilité des défauts, leur géométrie ainsi que leur taille. L'utilisation de défauts artificiels permet également de se libérer des contraintes de géométrie d'éprouvette dues à la taille de la fenêtre d'impact de l'arbalète utilisée.

Afin de définir les géométries de ces défauts synthétiques, leur taille et la taille des éprouvettes générées, il est donc nécessaire dans un premier temps d'observer les endommagements générés par l'arbalète. Pour cela, il a été choisi d'utiliser la microtomographie par rayons X pour avoir l'ensemble du volume de l'endommagement.

Les éprouvettes avec défauts synthétiques sont alors définies puis fabriquées. Des éprouvettes avec défauts en PTFE (Téflon) ayant déjà été réalisées au sein du laboratoire, il a été choisi d'utiliser à nouveau ce type de film fluoropolymère. De plus, le maintien en place des films PTFE lors de la fabrication des plaques a été facilité par l'aspect collant des plis pré-imprégnés lors de l'empilement des plis avant passage en autoclave.

Une fois les endommagements engendrés et observés, et une fois les défauts synthétiques définis et implémentés lors de la fabrication de nouvelles éprouvettes, il est alors possible d'étudier la tenue à la fatigue de chaque état du matériau (impacté à 5J, impacté à 10J, possédant un des défauts synthétiques définis). Des essais de statique et des essais de fatigue sont donc menés sur chaque type d'éprouvette et des essais d'auto-échauffement transitoires et stabilisés sont réalisés.

Les études par auto-échauffement sont réalisées via caméra infrarouge, comme pour le matériau sain, afin d'obtenir des informations locales sur le comportement thermomécanique du matériau, notamment au niveau des endommagements/défauts synthétiques. Une réflexion est alors menée sur les résultats obtenus par auto-échauffement et l'analyse qui peut en être faite pour établir un lien avec la fatigue.

Chapitre 2

Matériaux, Eprouvettes & Méthodes

2.1. Procédé de fabrication 52

2.1.1. L'empilement 52

2.1.2. Matière brute 53

2.1.3. Fabrication des plaques 54

2.1.4. Extraction des éprouvettes 58

2.2. Eprouvettes 59

2.2.1. Présentation des différents types d'éprouvettes 59

2.2.1.1. UD IM, UD HR et 2D HR 59

2.2.1.2. Macropli HR/IM/HR et Macropli HR/HR/HR 60

2.2.1.3. Eprouvettes impactées 60

2.2.1.4. Défauts synthétiques 61

2.2.2. Préparation des éprouvettes 62

2.2.2.1. Polissage des tranches 62

2.2.2.2. Description des talons utilisés 63

2.2.2.3. Collage des talons 64

2.2.3. Epaisseur des éprouvettes 65

2.3. Moyens d'essai et de mesure 67

2.3.1. Statique et fatigue 67

2.3.2. Mesures infrarouges 67

2.3.3. Impact 68

2.3.4. Micro-tomographie par rayons X 69

2.4. Principe de l'auto-échauffement 71

2.4.1. Equation de la chaleur simplifiée 71

2.4.1.1. Equation de la chaleur 71

2.4.1.2. Simplification de l'équation de la chaleur 72

2.4.1.3. Approche de résolution en moyenne 73

2.4.2. Résolution temporelle en régime stabilisé 75

2.4.3. Résolution temporelle en régime transitoire 76

2.4.4. Les précautions à prendre en pratique 77

2.4.4.1. Les précautions expérimentales 77

2.4.4.2. Les précautions d'utilisation de la caméra infrarouge 79

2.4.4.3. Les précautions d'analyse en stabilisé 79

2.4.4.4. Les précautions d'analyse en transitoire 81

2.5. Critère de Fatigue – Approche de Sendeckyj 83

2.5.1. Méthode 83

2.5.2. En pratique 86

2.5.3. Influence des paramètres C et S, et des indicateurs α et β 87

2.5.3.1. Influence du paramètre C 88

2.5.3.2. Influence du paramètre S 88

2.5.3.3. Influence du paramètre α de la loi de Weibull 89

2.5.3.4. Influence du paramètre β de la loi de Weibull 89

2.5.4. Intérêt de l'approche de Sendeckyj 90

2.6. Conclusion 90

Chaire industrielle « Self-Heating » - Projet-ANR-20-CHIN-0002

L'objectif de ce chapitre est de présenter l'ensemble des protocoles expérimentaux utilisés dans ce travail de thèse.

Dans un premier temps, les matériaux pré-imprégnés utilisés, l'empilement étudié et les différentes étapes de fabrication des plaques de stratifié seront détaillés.

Dans un second temps, seront présentés les différents types d'éprouvettes utilisées à la fois pour les essais sur matériau sain et sur matériau avec endommagement ainsi que la préparation de ces éprouvettes avant essai.

Dans un troisième temps, les moyens d'essais, de mesures et d'observation utilisés sont définis et succinctement décrits.

Dans un quatrième temps, la théorie de l'auto-échauffement des matériaux est détaillée, les analyses possibles qui en découlent, ainsi que quelques subtilités de la mise en œuvre expérimentale.

Enfin, dans un cinquième et dernier temps, la méthode de dimensionnement en fatigue choisie est basée sur l'approche de Sendeckyj.

2.1. Procédé de fabrication

Le procédé de fabrication se résume en 3 grandes étapes :

1) Découpe des plis dans les rouleaux de semi-produits pré-imprégnés
2) Empilement des plis pour former des plaques de stratifié, compactage et polymérisation
3) Découpe des éprouvettes dans les plaques

L'ensemble des éprouvettes testées dans cette thèse ont été réalisées par l'auteur, de la découpe des plis dans les rouleaux du semi-produit jusqu'à la préparation des éprouvettes pour les essais.

2.1.1. L'empilement

Le stratifié étudié est constitué d'un empilement d'un pli tissé 2D orienté à 45°, de 4 plis UD à 0° et enfin d'un pli tissé 2D à 45°. Il peut être désigné par : $[45^{2D}, 0_2^{UD}]_s$ ou, comme cela le sera dans la suite, par le nom de « Macropli » (voir Figure 2.01). Le stratifié d'étude a été nommé ainsi car sa séquence est amenée à être répétée sur plusieurs couches dans les applications industrielles.

Le composite stratifié de cette thèse est donc composé de plis UD et de plis tissés 2D qui devront être empilés lors de la fabrication avant polymérisation de l'ensemble de la plaque en autoclave.

Deux types de Macropli ont été étudiés :

1) Le premier nommé HR/IM/HR car possédant des fibres IM pour l'UD et des fibres HR pour le tissé 2D,
2) Le second nommé HR/HR/HR car possédant des fibres HR pour l'UD et pour le tissé 2D.

Les résultats ont été majoritairement obtenus sur le Macropli HR/HR/HR qui est représentatif de l'application industrielle visée. Toutefois, afin de démontrer l'extensibilité des méthodes proposées et pour étudier l'influence de la nature des fibres sur la tenue en fatigue pour ce type de stratifiés, quelques essais sur le Macropli HR/IM/HR seront également présentés.

Chaire industrielle « Self-Heating » - Projet-ANR-20-CHIN-0002

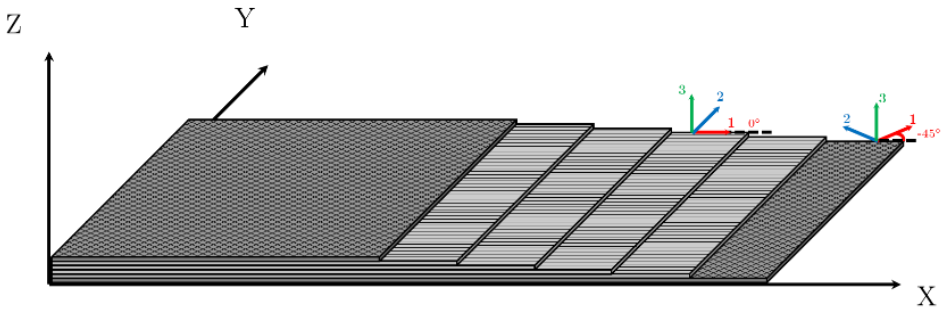


Figure 2.01: Schéma de l'empilement du stratifié Macropli.

2.1.2. Matière brute

A l'état initial, les matériaux se présentent sous la forme de rouleaux de pré-imprégnés conservés dans un congélateur à -15°C pour ralentir la polymérisation (voir Figure 2.02).



Figure 2.02: Photo des rouleaux de composite pré-imprégnés. A gauche, le rouleau d'UD et à droite le rouleau de tissé 2D.

Ces rouleaux sont sortis du congélateur quelques heures avant découpe afin de laisser le temps à la matière de s'assouplir pour faciliter les découpes. Le temps passé hors du congélateur doit être noté car la date de péremption initiale varie en fonction de cette durée.

Une fois la matière suffisamment souple, elle est déroulée sur une table. Il a été choisi de fabriquer le stratifié par plaques de 600 mm x 600 mm. Une plaque gabarit en aluminium est placée sur la matière et une découpe est effectuée autour de celle-ci pour obtenir des plis de 600 mm x 600 mm (Figure 2.03). Pour réaliser une plaque de stratifié, 4 plis doivent être découpés dans le rouleau d'UD et 2 plis doivent être découpés dans le rouleau de tissé 2D.

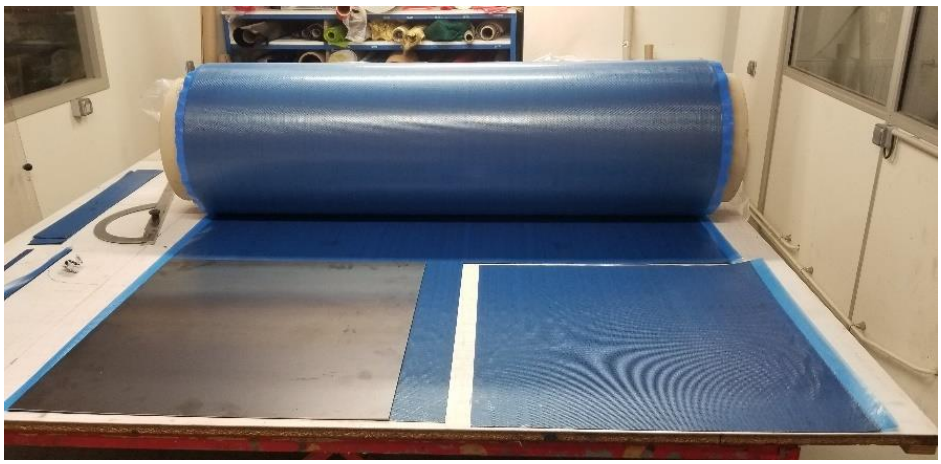


Figure 2.03: Image de la plaque témoin utilisée pour la découpe des plis.

Pour obtenir les bonnes orientations des plis, le bord du rouleau est pris comme référence pour le 0°. Il est important de noter que l'orientation des plis par rapport au repère de la plaque doit être assuré avec une bonne précision notamment pour les plis à 0° dont la résistance apparente décroit très rapidement si le pli est désorienté, comme l'illustre sur la Figure 2.04 l'application du modèle d'Hashin présenté au chapitre précédent en 1.2.4.

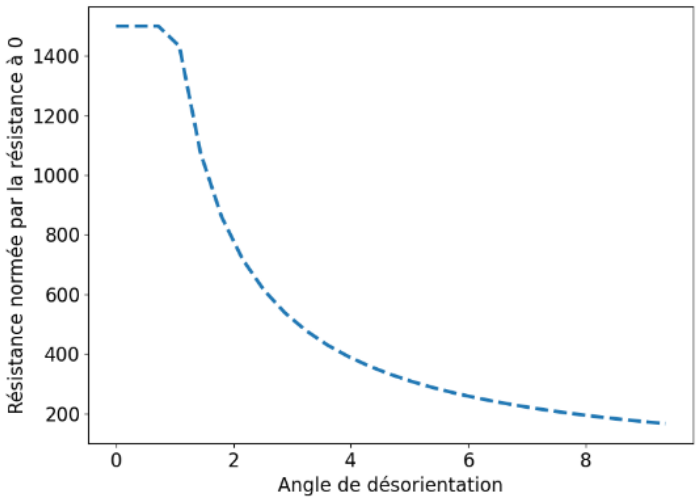


Figure 2.04: Illustration de la perte de résistance en fonction de l'angle de désorientation des fibres obtenu en utilisant le modèle d'Hashin.

2.1.3. Fabrication des plaques

Une fois l'ensemble des plis découpés, ils sont empilés pour former les plaques de stratifié, elles-mêmes ensuite passées en autoclave pour polymérisation. La fabrication des plaques suit les étapes suivantes (voir Figure 2.05) :

1) Empilement de 2 plis,
2) Compactage sous vide de 20 minutes,
3) Les étapes 1 et 2 sont répétées jusqu'à obtention du stratifié souhaité,

4) Mise en place de différents éléments pour passage en autoclave,
5) Mise sous vide,
6) Passage en autoclave pour polymérisation.

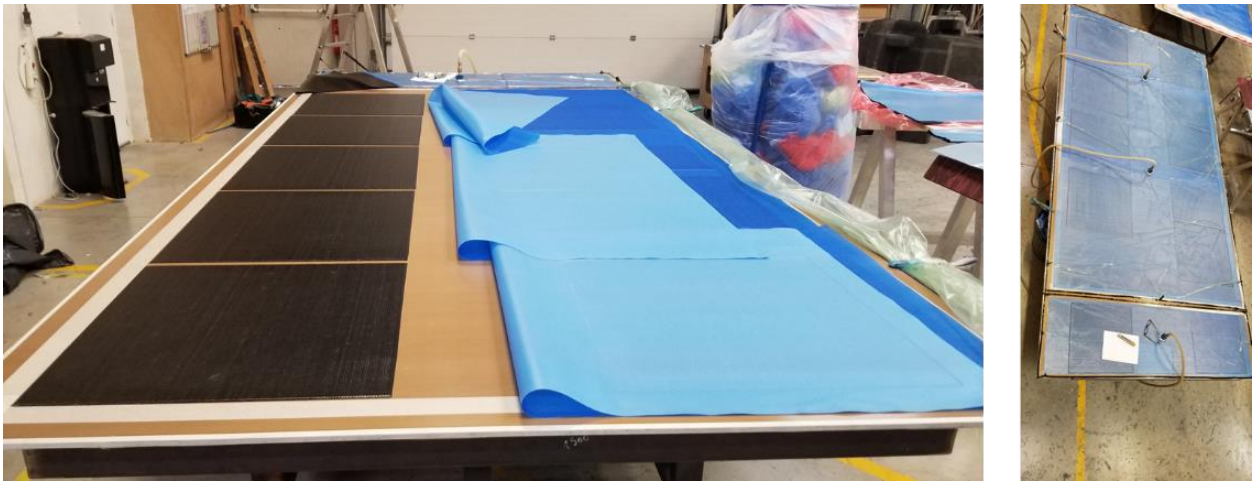


Figure 2.05: Photographie des plaques en cours de fabrication : à gauche avant une étape de compaction et à droite pendant la compaction.

Avant la mise sous vide pour passage en autoclave, différents éléments sont placés sur les plis du stratifié et sur le marbre avant fermeture avec la bâche (voir Figure 2.06). D'abord, un tissu d'arrachage est placé sur la pièce pour éviter que les éléments placés ensuite ne collent à la pièce lors de la polymérisation. Un film micro-perforé, aussi appelé drainant, est placé sur le tissu d'arrachage. Le drainant permet d'extraire les excès de résine. Enfin un feutre permettant de mieux répartir l'aspiration de l'air est positionné sur l'ensemble.



Figure 2.06: Eléments d'habillage de la plaque composite avant passage en autoclave (a) le tissu d'arrachage ; (b) le film micro-perforé drainant ; (c) le feutre.

Une fois tous les éléments en place, les prises de vide par lesquelles on applique la dépression sont placées sur le feutre (voir Figure 2.07). La bâche est ensuite placée par-dessus l'ensemble et bien plaquée contre le joint avant extraction de l'air par les prises de vide.



Figure 2.07: Les prises de vide (à droite) sont placées, il ne reste plus qu'à mettre la bâche en place et extraire l'air.

Le vide réalisé pour le passage en autoclave est assuré minutieusement en vérifiant plusieurs fois les fuites dans la durée à l'aide d'un vacuomètre placé sur les différentes prises de vide (voir Figure 2.08).

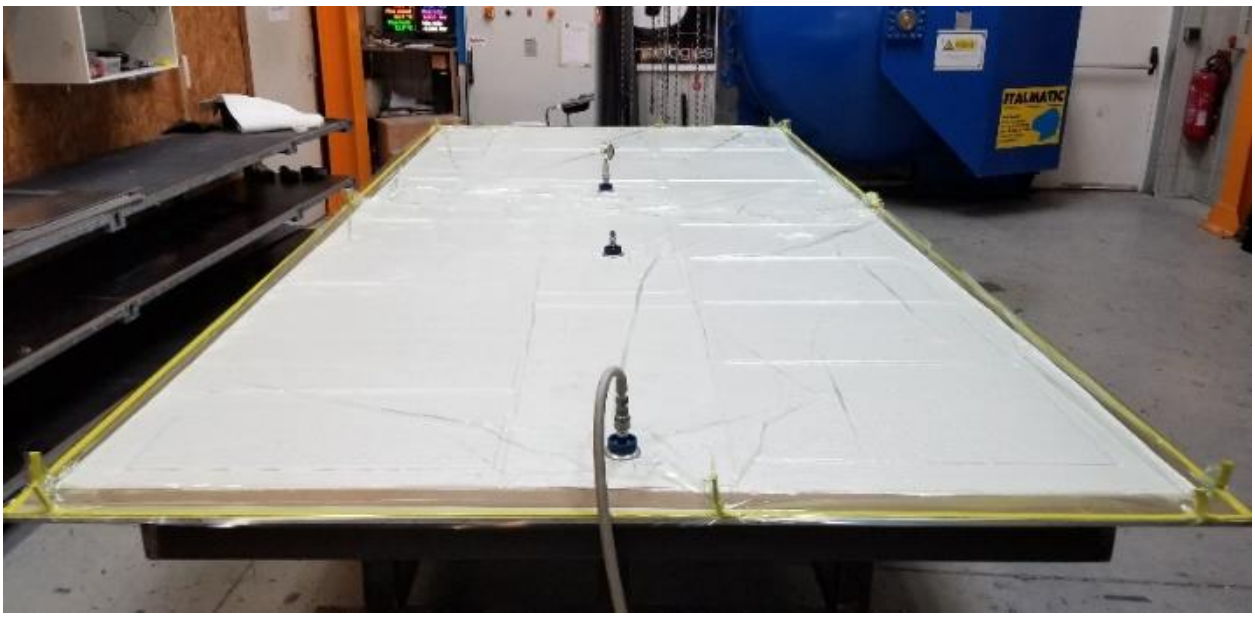


Figure 2.08: Mise sous vide effectuée avant passage en autoclave.

Une fois le vide assuré, le marbre est placé dans l'autoclave pour suivre le cycle de cuisson adapté (voir Figure 2.09). Le cycle de cuisson utilisé pour le Macropli ne sera pas détaillé.

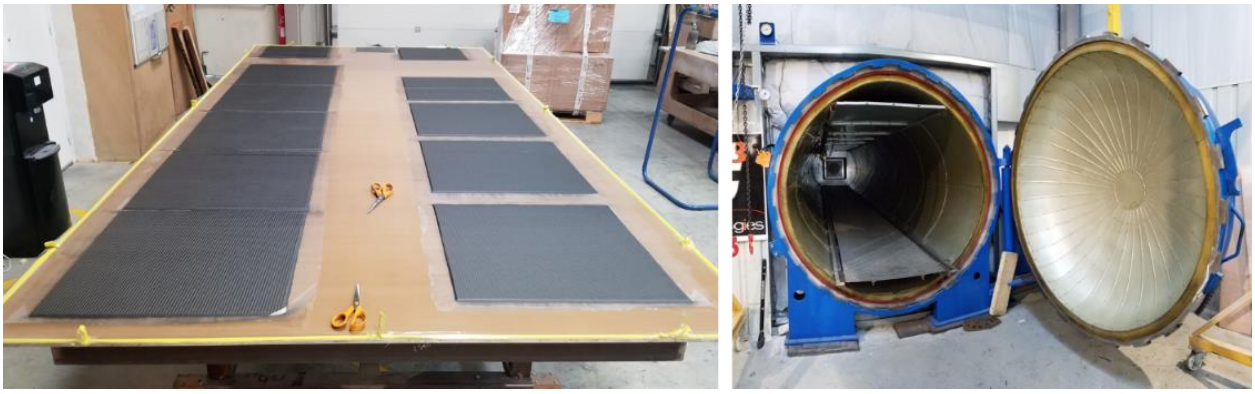


Figure 2.09: Plaques sorties de l'autoclave (à droite) avec leur tissu d'arrachage (en transparent par-dessus les plaques à gauche).

2.1.4. Extraction des éprouvettes

Les éprouvettes sont enfin découpées dans les plaques à l'aide d'une machine de découpe au jet d'eau à commande numérique (voir Figure 2.10).



Figure 2.10: Machine de découpe par jet d'eau utilisée pour la découpe des éprouvettes.

2.2. Eprouvettes

Les éprouvettes découpées dans les plaques ont des dimensions différentes selon le type de matériau dont elles sont composées ou encore de l'utilisation qu'il en sera fait.

2.2.1. Présentation des différents types d'éprouvettes

Toutes les éprouvettes de cette étude n'ont pas les mêmes dimensions pour cause de contraintes techniques concernant les éprouvettes impactées, et par choix concernant les éprouvettes avec défauts synthétiques. Les dimensions des éprouvettes suivent les recommandations de la norme [ASTM - D 3039/D 3039M] dans la mesure du possible. Les zones grisées en bouts d'éprouvettes délimitent les surfaces sur lesquelles sont collés des talons, et donc les surfaces de prise dans les mors de la machine d'essais.

2.2.1.1. UD IM, UD HR et 2D HR

Des plaques composées uniquement de plis UD ou de plis tissés 2D ont été fabriquées afin de tester les matériaux séparément. Les éprouvettes de composites UD à 0° avec fibres de module intermédiaire IM, et celles avec fibres de haute résistance HR, sont de dimensions 250 mm x 15 mm x 3,2 mm (voir Figure 2.11). Les éprouvettes de composite tissé 2D avec fibres de haute résistance HR sont de dimensions 250 mm x 25 mm x 4,5 mm (voir Figure 2.11). Les éprouvettes « tissé 2D » ont été orientées à 45° pour respecter l'orientation de ces plis dans le Macropli.

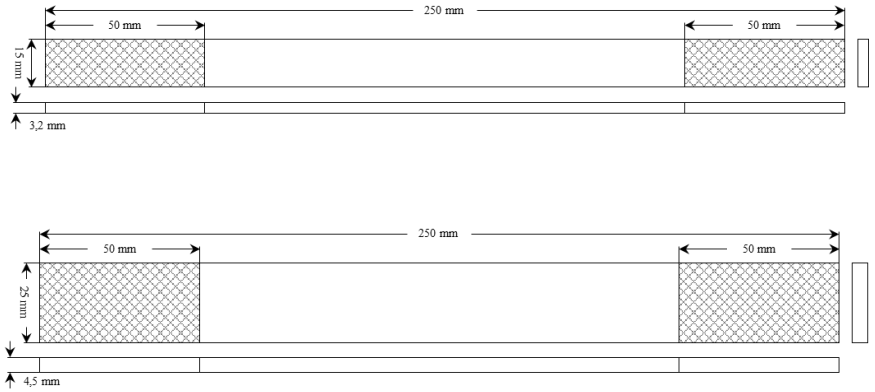


Figure 2.11: Schéma des dimensions des éprouvettes de matière brute.
En haut, une éprouvette UD à 0° ; En bas, une éprouvette de tissé 2D à 45°.

2.2.1.2. Macropli HR/IM/HR et Macropli HR/HR/HR

Le matériau d'étude est le Macropli HR/HR/HR. L'ensemble des éprouvettes extraites des plaques de Macropli HR/HR/HR (et des plaques de Macropli HR/IM/HR) pour être testées directement (sans impact) sont qualifiées d'éprouvettes saines et sont de dimensions 250 mm x 25 mm (voir Figure 2.12).

Certaines éprouvettes de cette étude ont pour dimensions 150 mm x 40 mm pour des raisons expliquées dans la section suivante 2.2.1.3. Quelques éprouvettes saines complémentaires possédant ces dimensions ont été testées pour vérifier l'influence de la géométrie sur les résultats obtenus, notamment pour les essais analysés par thermographie infrarouge. Ces éprouvettes ont une épaisseur d'environ 3,5 mm.

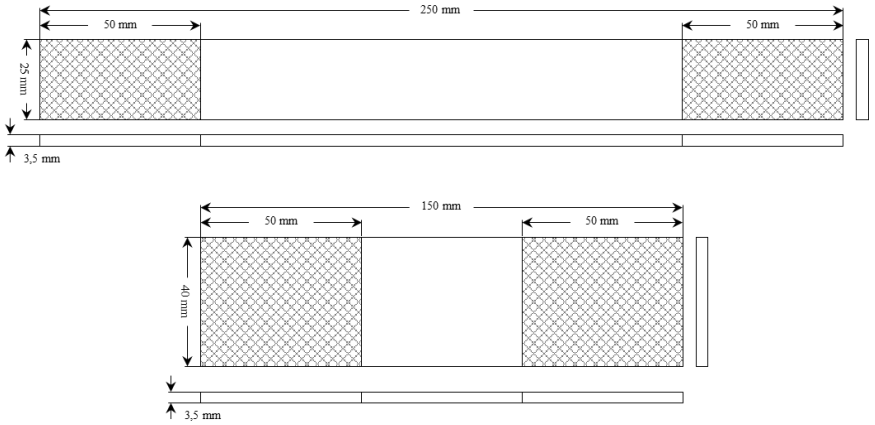


Figure 2.12 : Schéma des dimensions des éprouvettes saines Macropli
En haut, une éprouvette aux dimensions de la norme ; en bas, une éprouvette aux dimensions des éprouvettes impactées.

2.2.1.3. Eprouvettes impactées

Pour les essais d'impact, des panneaux de 150 mm x 100 mm sont découpés au jet d'eau. Ces panneaux seront impactés avant d'être découpés pour être amincis et obtenir des éprouvettes de dimensions de 150 mm x 40 mm (voir Figure 2.13). La largeur n'est pas de 25 mm comme pour les éprouvettes saines afin de ne pas avoir d'endommagement traversant dans la largeur. Ces éprouvettes ont une épaisseur d'environ 3,5 mm.

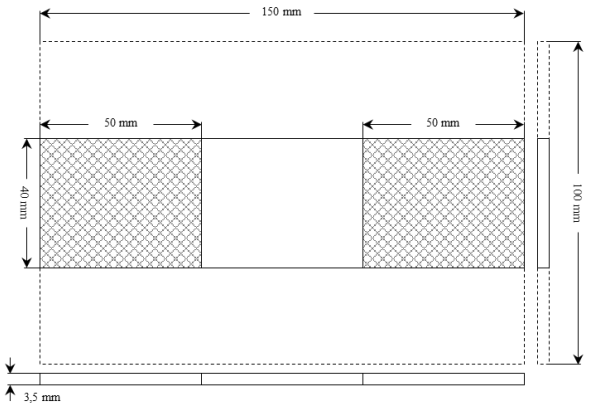


Figure 2.13: Schéma des dimensions des éprouvettes impactées.

2.2.1.4. Défauts synthétiques

Pour les éprouvettes avec défauts synthétiques, il a été choisi de garder les mêmes dimensions que les éprouvettes impactées pour faire varier le moins de paramètres possible entre les deux types d'éprouvettes. Elles sont donc de dimensions 150 mm x 40 mm, exceptées pour un type de défaut synthétique pour lequel la longueur a été augmentée pour avoir une longueur utile plus grande avec des dimensions de 250 mm x 40 mm (voir Figure 2.14). Ce dernier type d'éprouvette possède donc une largeur commune avec les éprouvettes impactées, mais une longueur commune avec les éprouvettes saines. L'ensemble des éprouvettes avec défauts synthétiques ont une épaisseur d'environ 3,5 mm.

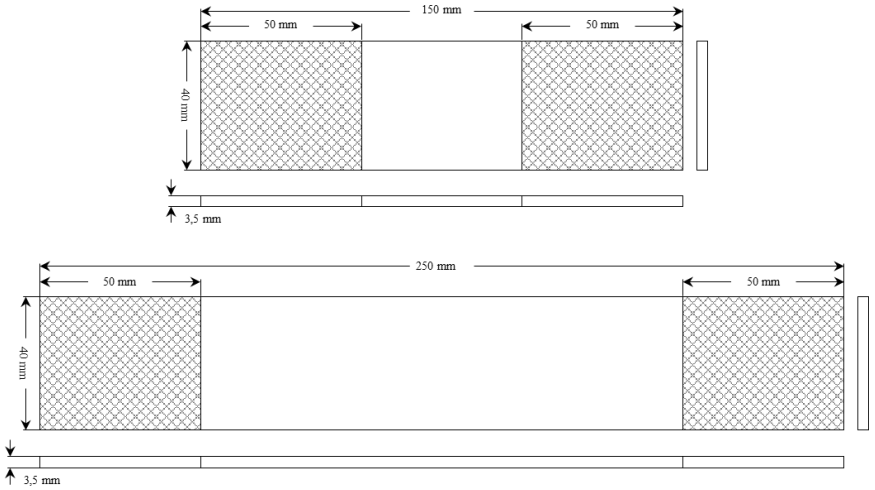


Figure 2.14: Schéma des dimensions des éprouvettes possédant des défauts synthétiques.

Deux niveaux d'énergie différents ont été choisis pour les essais d'impact et quatre types d'éprouvettes avec défauts synthétiques ont été définis. Le Tableau 03 est un tableau bilan représentant le nombre de chaque type d'éprouvettes disponible pour cette étude.

		Macropli									
		UD		**Sain**		**Impacté**		**Défauts Synthétiques**			
	Tissé 2D	**IM**	**HR**	**250x25**	**150x40**	**5J**	**10J**	**1**	**2**	**3**	**4**
Nombre d'Eprouvettes	10	20	20	20	5	5	5	22	22	22	21

Tableau 03: Tableau bilan des différents types d'éprouvettes et leur nombre respectif

2.2.2. Préparation des éprouvettes

2.2.2.1. Polissage des tranches

Après découpe au jet d'eau, les tranches présentent des rayures. L'impact de ces rayures sur la tenue mécanique, notamment sous sollicitation cyclique, n'est pas connu. De plus, le caractère aléatoire de ces rayures pourrait conduire à des différences de propriétés d'une éprouvette à l'autre. Il est donc apparu nécessaire à l'auteur de proposer un protocole de préparation afin d'obtenir un état de surface répétable et visuellement sans défaut sur l'ensemble des éprouvettes.

Tout d'abord, les éprouvettes sont polies à sec sur des disques de carbure de silicium SiC. A première vue, il semble inutile de polir les tranches si ces dernières ne sont pas ensuite observées au microscope. Cependant, une passe unique avec des grains de 125 µm fait tout de suite ressortir sur les tranches des défauts dans la direction hors-plan (voir Figure 2.15).



Figure 2.15: Mise en évidence des fissures dans la direction hors-plan et de leur disparition après polissage.

Ces défauts peuvent être des lieux d'endommagement préférentiel lors des essais. Pour limiter ce que l'on nommera les « effets de bords », les deux tranches de chaque éprouvette sont polies à l'aide de grains de 125 µm dans un premier temps, puis un passage à des grains plus fins jusqu'à 15 µm (voir Tableau 04) permet d'assurer la disparition des défauts et donc l'obtention d'une surface la plus lisse possible pour chaque tranche et limiter les amorces prématurées d'endommagement.

FEPA P	**Taille de grains [µm]**
P60	269
P120	125
P500	30.2 ±1.5
P1200	15.3 ±1

Tableau 04: Tableau des différentes tailles de grains de polissage utilisés (le P60 est utilisé pour les talons comme il sera expliqué plus loin).

2.2.2.2. Description des talons utilisés

L'utilisation de talons est recommandée par la norme [ASTM - D 3039/D 3039M] pour des stratifiés composés principalement voire uniquement de fibres UD orientées à 0°, ce qui est le cas du matériau de cette étude.

Les différentes constatations au cours des campagnes expérimentales ont abouti à considérer deux types de couples colle/matière du talon dans cette étude. Le couple Araldite 420 A/B et talons en aluminium de 2mm d'épaisseur a été utilisé pour les éprouvettes saines (voir Figure 2.16). Pour l'ensemble des autres éprouvettes, le couple Loctite 420 et talons en composite tissé 2D identique à celui du matériau et lui aussi orienté à 45° a été utilisé. Le choix de l'aluminium et de la colle Loctite 420 ont été réalisés pour des questions de rapidité et de facilité d'approvisionnement et d'utilisation.

La colle Loctite 420 est un adhésif cyanoacrylate à usage général. C'est une colle instantanée transparente monocomposant. Elle a d'abord été utilisée sur les éprouvettes saines, mais des glissements au niveau de la colle ont été constatés, ainsi qu'un décollement systématique après essai. Il a donc été décidé d'utiliser ensuite la colle Araldite 420 A/B qui est un adhésif époxyde bicomposant durci à température élevée. Cette température reste cependant faible devant la T_g du matériau pour préserver ce dernier. Dans notre cas, comme mentionné dans la section suivante en 2.2.2.3, la température de cuisson est environ deux fois plus basse que la T_g du Macropli. Cette colle est donc plus performante, mais a l'inconvénient d'allonger considérablement le temps de préparation des éprouvettes à cause des différentes étapes de préparation qui seront détaillées plus loin.



Figure 2.16: Talon en aluminium de 2mm d'épaisseur.

La norme [ASTM - D 3039/D 3039M] recommande des talons en fibres de verre, moins coûteux que des fibres de carbone. Etant donné le volume de matière disponible, il a pu être fabriqué des plaques de composite carbone tissé 2D pur orienté à 45° lors d'une campagne de fabrication de plaques Macropli. Des talons ont alors été découpés dans ces plaques (voir Figure 2.17). La colle Loctite à prise rapide a alors pu être utilisée sans aucun glissement lors des essais ni de décollement après rupture. Cela a donc permis une préparation plus rapide des éprouvettes.

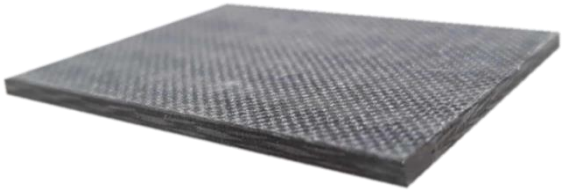


Figure 2.17: Talon en composite tissé 2D orienté à 45° de 2mm d'épaisseur.

2.2.2.3. Collage des talons

Avant de coller les talons, il est nécessaire de préparer les surfaces de contact entre l'éprouvette et les talons en les dégradant pour les rendre plus rugueuses (voir Figure 2.18). Elles sont poncées à sec à la main à l'aide de papier à grains P60.



Figure 2.18: Différence d'état de surface du talon avant/après préparation au P60.

Lorsque la colle Loctite à prise rapide est utilisée, les surfaces sont poncées, puis les deux talons d'un même côté sont collés avant d'être serrés dans un étau pendant 1 minute pour assurer une pression uniforme sur l'ensemble de la surface de contact et la plus identique possible entre chaque éprouvette. L'opération est répétée pour l'autre côté de l'éprouvette.

Les éprouvettes dont les talons sont collés avec la colle Araldite 420 A/B sont collées à l'aide d'un marbre pouvant accueillir 10 éprouvettes (voir Figure 2.19). Des bandes aluminium de 50 mm de large (longueur des talons) et 2mm d'épaisseur sont poncées avec un papier P60 et posées sur un marbre. Les éprouvettes sont préparées avec le même protocole. Le mélange de la colle et du durcisseur n'est appliqué que sur la surface de l'éprouvette avant assemblage avec les bandes aluminium. Des brides posées sur les bandes aluminium viennent alors serrer l'ensemble pour assurer une épaisseur de colle la plus uniforme et fine possible pour obtenir la meilleure performance possible. L'ensemble de ce processus dure au moins 1h.

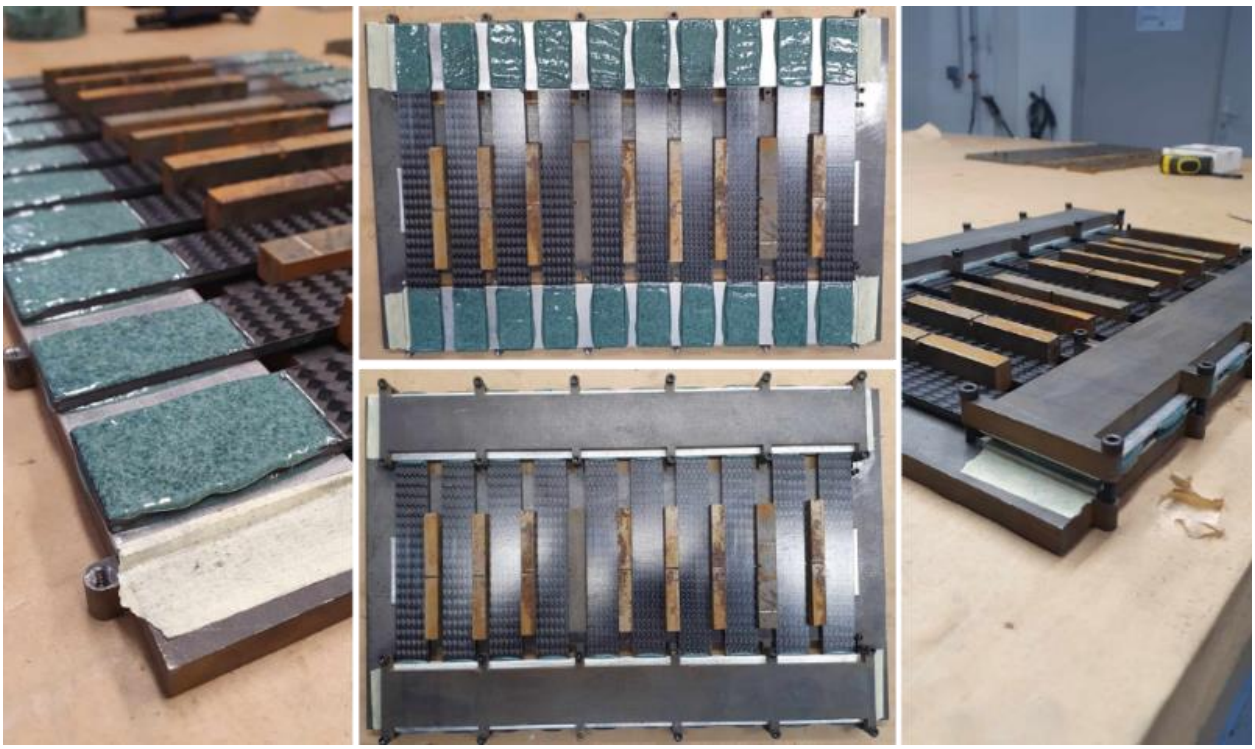


Figure 2.19: Montage permettant le collage de talon à l'aide de la colle Araldite 420 A/B.

Une fois les brides bien serrées, le montage est placé dans un four pour une cuisson à 60°C pendant 10h. Ce cycle de cuisson a été choisi pour être suffisamment éloigné de la température de transition vitreuse T_g et assurer une bonne polymérisation de la colle. Il est ensuite nécessaire de séparer les éprouvettes entre elles à l'aide d'une découpe avec une scie diamantée et adoucir les angles des talons en les ponçant.

2.2.3. Epaisseur des éprouvettes

Lors de la fabrication, aucune contre-plaque n'a été placée sur le dernier pli de l'empilement. Il en résulte un état de surface non maîtrisé et donc une épaisseur non constante (voir Figure 2.20). Cette dernière est clairement visible sur les images des tranches d'éprouvettes obtenues par microtomographie par rayons X.

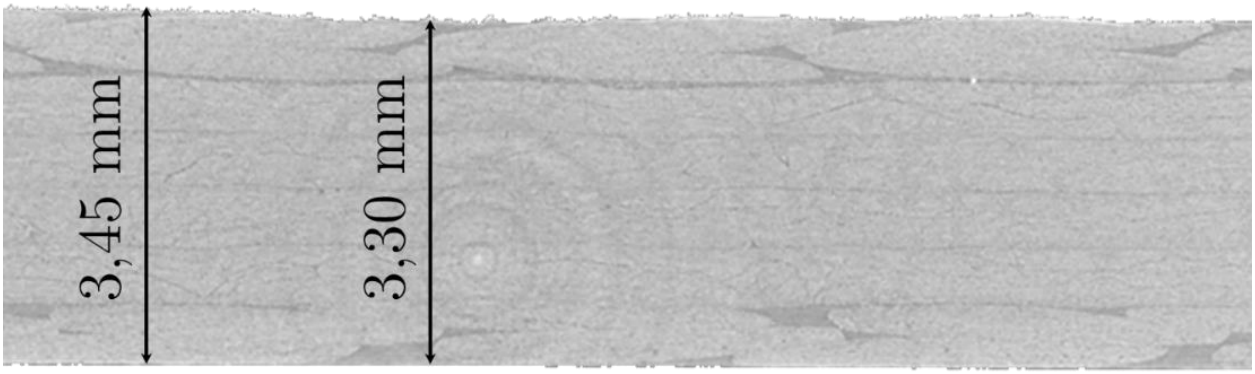


Figure 2.20: Mise en évidence de l'épaisseur non constante sur une tranche de l'éprouvette.

Un point d'attention est accordé à cette épaisseur non constante car cela a été observé lors des relevés d'épaisseur réalisé sur les éprouvettes avant essai. Un écart de 0,2 mm sur la mesure de l'épaisseur entraine un écart d'environ 6% sur la détermination de la contrainte appliquée (voir Figure 2.21).

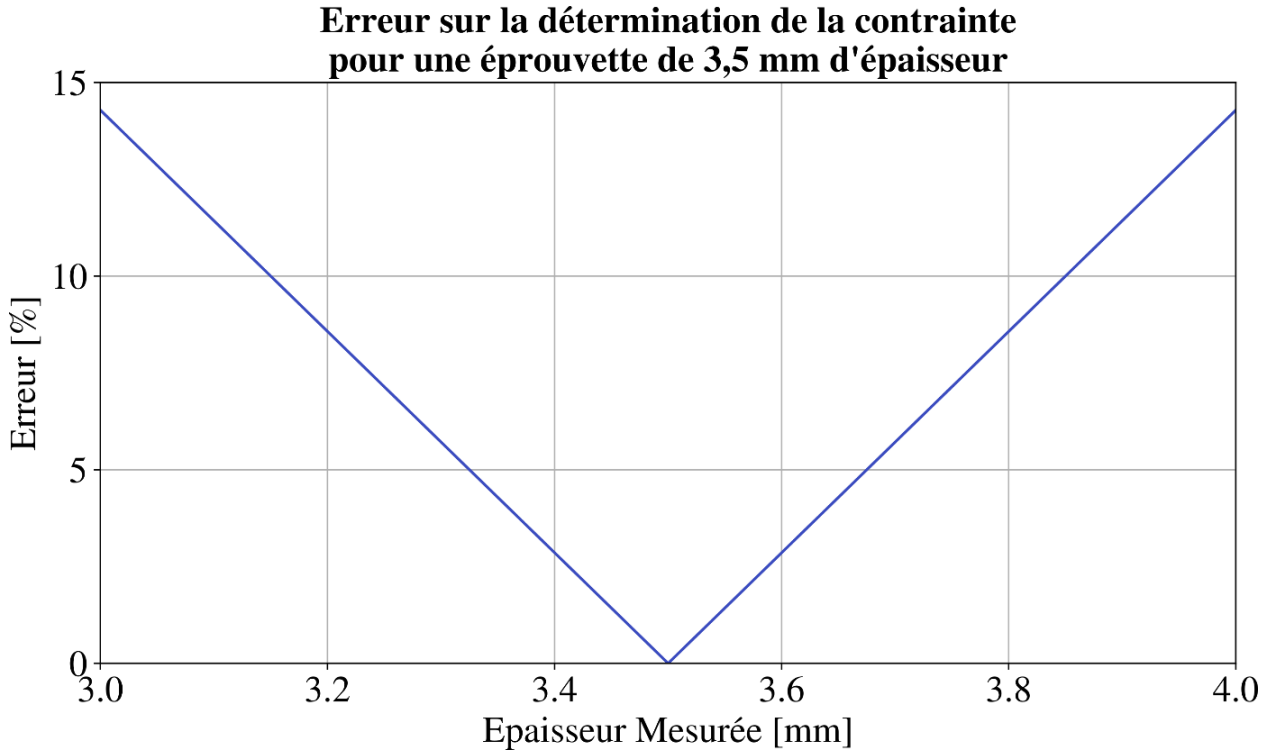


Figure 2.21: Illustration de l'erreur commise sur la détermination de la contrainte en fonction de l'épaisseur relevée.

De tels écarts de 0,2 mm sont parfois relevés entre la moyenne de l'épaisseur prise en 3 points suivant l'axe au centre de l'éprouvette ou en prenant les points de mesure proche d'un bord de l'éprouvette.

Pour tenir compte de cette dispersion, l'épaisseur est calculée en faisant la moyenne de 3 points de mesures relevés dans la longueur de l'éprouvette, sur 3 axes répartis sur la largeur de l'éprouvette (voir Figure 2.22).

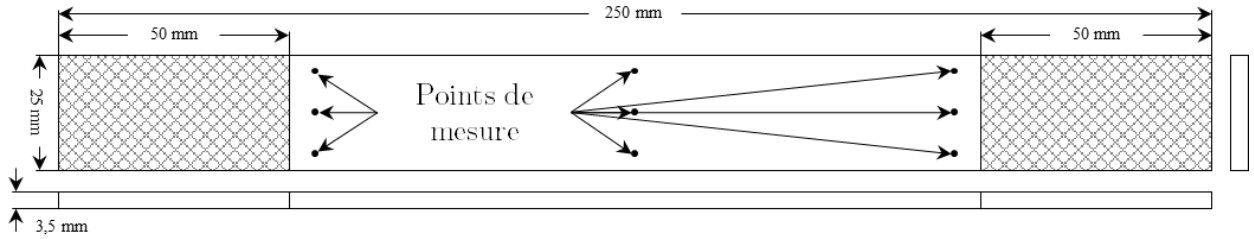


Figure 2.22: Points de mesures pour l'épaisseur de l'éprouvette.

2.3. Moyens d'essai et de mesure

2.3.1. Statique et fatigue

Des essais sous sollicitations statique monotone et cyclique de fatigue ont été réalisés pour cette étude. Les essais de fatigue ont été réalisés pour déterminer la durée de vie des différents matériaux étudiés. Les essais de statique ont été réalisés afin de guider les niveaux de chargement utilisés pour la fatigue mais également pour utiliser l'approche de Sendeckyj évoquée au chapitre 1 et détaillée plus loin. Ces essais ont été réalisés sur une machine de traction/torsion hydraulique MTS 319.25 (voir Figure 2.23). Les essais peuvent être monotones ou cycliques. Cette machine possède une capacité de force nominale axiale maximale de 250 kN et une gamme de fréquence allant de 0,1 Hz à 50 Hz.



Figure 2.23: Machine d'essai hydraulique traction-torsion utilisée pour les essais de statique et de fatigue.

2.3.2. Mesures infrarouges

Afin d'évaluer l'évolution de température d'un matériau au cours d'une sollicitation cyclique, il a été choisi d'utiliser la thermographie infrarouge. Cette technique a pour avantage de visualiser des champs de température plutôt qu'une valeur ponctuelle. Cette visualisation de champs est primordiale pour cette étude pour évaluer l'influence d'un endommagement sur le comportement thermique du matériau.

La thermographie infrarouge repose sur la mesure du rayonnement électromagnétique qu'émet tout corps possédant une température supérieure à 0K. Ce rayonnement, dit rayonnement thermique ou rayonnement infrarouge (IR), est lié à une longueur d'onde pouvant aller de 0.7 µm à 1000 µm. Une caméra infrarouge est une caméra qui vient capter ce rayonnement et le traduire en température via une calibration. Les mesures infrarouges réalisées lors des essais d'auto-échauffement sont obtenues par caméra infrarouge.

La caméra utilisée est la caméra InfraTec ImageIR 10300 (voir Figure 2.24). Elle possède une matrice de détecteurs de résolution 1920x1536 pixels refroidis par moteur Stirling. Le pitch d'un pixel est de 10µm. La résolution thermique, ou NETD pour « Noise Equivalent Temperature Difference », annoncée par le constructeur est inférieure à 30mK pour une température d'environ 25°C et un temps d'intégration de 2200µs. La fréquence d'acquisition de la caméra a été fixée à 50Hz pour tous les essais.

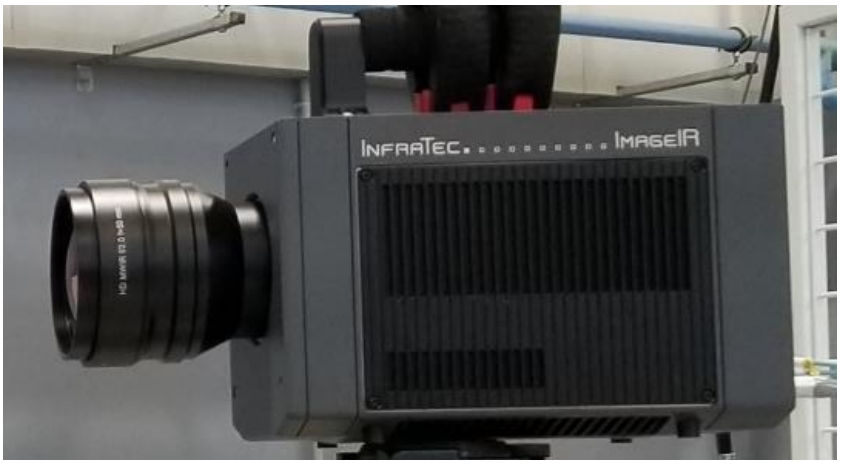


Figure 2.24: Caméra Infratec ImageIR 10300 utilisée pour les mesures infrarouges.

Les analyses des mesures infrarouges sont ensuite réalisées à l'aide du logiciel Celenos développé par Vincent Le Saux au laboratoire IRDL de l'ENSTA (voir Figure 2.25). Plus d'informations concernant le logiciel Celenos sont disponibles en suivant le lien Zenodo en bibliographie [Le Saux, 2023].



Figure 2.25: Logiciel utilisé pour les analyses des mesures infrarouges.

2.3.3. Impact

Pour générer les endommagements dans le stratifié, des essais d'impact ont été réalisés chez Safran Composites à l'aide d'une machine d'essai Instron par chute de masse (voir Figure 2.26) qui produit des dommages d'impact à peine visibles (BVID pour « Barely Visible Impact Damage ») dans un panneau en composite. Le panneau composite impacté est de dimension 150 mm x 100 mm et repose sur une fenêtre de 125 mm x 75 mm, ce qui explique certaines de nos contraintes sur les dimensions d'éprouvettes. La machine de chute peut impacter le panneau composite à des énergies comprise entre 2J et plus de 70J avec un système de guidage linéaire sans frottements pour minimiser la perte d'énergie et améliorer la reproductibilité des essais. Un système pneumatique anti-rebond permet d'éviter les impacts multiples. Dans cette étude, des essais d'impact ont été réalisés à 5J et à 10J.

La machine d'essai Instron utilisée suit les normes spécifiques ASTM D7136M, ASTM D7136, ISO 18352 et Airbus AITM 1.0010.



Figure 2.26: Machine d'essai par chute de masse utilisé pour les essais d'impact.

2.3.4. Micro-tomographie par rayons X

L'analyse des endommagements (initiaux ou induits) peut être réalisée en utilisant différentes techniques : analyse par microscope en surface, analyse par ultra-sons (représentation projetée sur un plan des endommagements dans le volume du matériau), analyse volumique par observations sur tranche par polissage successif (analyse destructive). La micro-tomographie par rayons X est une technique permettant de reconstruire le volume d'un échantillon et possède l'avantage d'être une analyse non-destructive.

L'échantillon à observer est placé sur la platine entre les sources et le détecteur rayons X. Lors d'un enregistrement, les rayons X traversent l'échantillon et parviennent au détecteur (voir Figure 2.27). La platine tourne sur 360° pendant l'enregistrement pour obtenir des projections dans toutes les directions. L'utilisation d'un logiciel de reconstruction du volume permet alors d'obtenir des empilements d'images dans une direction choisie. L'assemblage de ces images donne le volume du matériau en niveaux de gris (blanc pour une phase transparente au rayon X et noir pour une phase opaque aux rayons X). Il est donc possible d'observer les différentes phases présentes au sein de l'échantillon comme les torons de fibres et la résine pour un échantillon de composite tissé 2D, ou encore des endommagements.

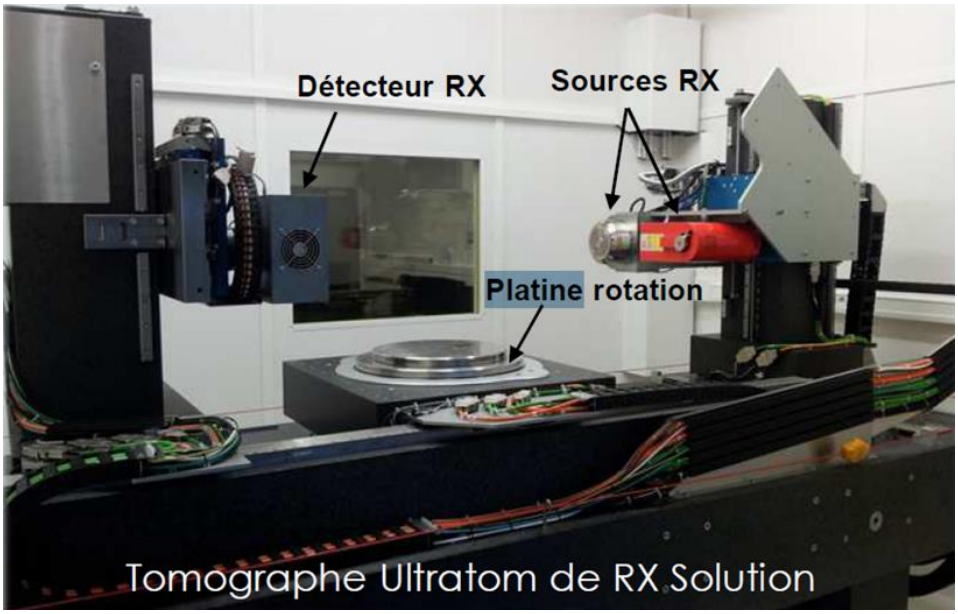


Figure 2.27: Tomographe utilisé pour l'observation de la structure des stratifiés et des endommagements engendrés par l'impact.

Les observations de cette étude ont été effectuées à l'Institut P'Prime sur le tomographe Ultratom de RX Solution avec l'aide de Yannick Pannier. Il permet d'obtenir des résolutions spatiales allant de 0,4 µm à 127 µm.

2.4. Principe de l'auto-échauffement

Afin de réduire la durée nécessaire pour étudier le comportement en fatigue pour de très grands nombre de cycles, une solution consiste à utiliser la réponse d'auto-échauffement des matériaux. Le protocole d'auto-échauffement consiste à soumettre l'éprouvette à une séquence de paliers de chargements cycliques à amplitude de chargement croissante. Un palier est défini par un rapport de charge (fixe pour tous les paliers de l'essai d'auto-échauffement), une fréquence (fixe pour tous les paliers de l'essai d'auto-échauffement) et une valeur de la contrainte maximale. L'objectif est de déterminer la relation entre l'énergie dissipée par cycle et la contrainte appliquée grâce à des mesures thermiques [Marco et al., 2018 ; Leveuf et al., 2018].

2.4.1. Equation de la chaleur simplifiée

Afin de faire le lien entre température et dissipation, il est primordial de résoudre l'équation de la chaleur. En effet, les sources thermiques, appelées termes sources, sont des caractéristiques intrinsèques au matériau : elles ne dépendent ni de la géométrie du matériau, ni des conditions aux limites etc., contrairement à l'évolution de la température, qui elle en dépend.

2.4.1.1. Equation de la chaleur

L'équation de la chaleur ne va pas être redémontrée ici. Elle est obtenue en partant du cadre thermodynamique présenté dans les travaux de Lemaitre et Chaboche [Lemaitre et al., 2020], et en utilisant le premier et le deuxième principe de la thermodynamique [Chrysochoos et Louche, 2000 ; Doudard, 2004 ; Munier et al., 2012].

D'après ces travaux, l'équation de la chaleur peut s'écrire sous la forme suivante :

$$\boldsymbol{\rho C_p \dot{T} + div(\vec{q}) = \Delta_{int} + r + \rho T \frac{\partial^2 \psi}{\partial T \partial \underline{\varepsilon}} : \underline{\dot{\varepsilon}} + \rho T \frac{\partial^2 \psi}{\partial T \partial V_k} . \dot{V}_k} \qquad [2.01]$$

avec les termes, en [puissance par unité de volume], représentant dans l'ordre :

- $\boldsymbol{\rho C_p \dot{T}}$, le taux d'absorption de la chaleur ;
- $\boldsymbol{div(\vec{q})}$, les pertes thermiques (échanges avec l'extérieur) ;
- $\boldsymbol{\Delta_{int}}$, la dissipation intrinsèque ;
- $\boldsymbol{r}$, la source volumique de chaleur extérieure ;
- $\boldsymbol{\rho T \frac{\partial^2 \psi}{\partial T \partial \underline{\varepsilon}} : \underline{\dot{\varepsilon}}}$, le couplage thermoélastique ;
- $\boldsymbol{\rho T \frac{\partial^2 \psi}{\partial T \partial V_k} . \dot{V}_k}$, les autres couplages thermomécaniques (variables internes).

Eux-mêmes sont composés des variables et paramètres suivants :

- $\boldsymbol{T}$, la température du matériau en [°C] ;
- $\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}$, le tenseur des déformations totales (somme des tenseurs des déformations réversibles et des déformations irréversibles) en [-] ;
- $\boldsymbol{\rho}$, la masse volumique en [masse.volume^{-1}] ;
- $\boldsymbol{C_p}$, la chaleur spécifique en [énergie.masse^{-1}.°C^{-1}] ;
- $\vec{\boldsymbol{q}}$, le vecteur courant de chaleur [énergie.surface^{-1}.s^{-1}] ;
- $\boldsymbol{\psi}$, l'énergie libre massique (potentiel de Helmholtz) [énergie.masse^{-1}] ;
- $\boldsymbol{V_k}$, l'ensemble des variables internes (choisies en adéquation avec les mécanismes physiques du matériau dans le cadre thermodynamique considéré).

La résolution de cette équation est, dans un cadre général, complexe et nécessite des méthodes avancées de calcul numérique et de modélisation pour prendre en compte l'ensemble des interactions thermodynamiques et mécaniques.

2.4.1.2.Simplification de l'équation de la chaleur

Pour rappel, l'objectif est de déterminer la dissipation intrinsèque d'un matériau soumis à un chargement cyclique à partir de l'évolution de sa température. Cette équation de la chaleur peut donc être simplifiée en se plaçant plus spécifiquement dans le cadre d'un essai d'auto-échauffement. Cette simplification se base sur les hypothèses suivantes [Chrysochoos et Louche, 2000 ; Doudard, 2004 ; Doudard et al., 2010 ; Munier, 2012 ; Jegou, 2012 ; Serrano, 2017 ; Navrátil et al., 2022] :

- $\boldsymbol{C_p}$ et $\boldsymbol{\rho}$ sont indépendantes de la température ;
- la convection interne est négligeable $\left(\frac{\boldsymbol{dT}}{\boldsymbol{dt}} = \frac{\boldsymbol{\partial T}}{\boldsymbol{\partial t}}\right)$;
- $\boldsymbol{r}$ est indépendant du temps ;
- le terme des couplages thermomécaniques est négligé.

$$\boldsymbol{\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} + div(\vec{q}) = \Delta_{int} + \rho T \frac{\partial^2 \psi}{\partial T \partial \underline{\varepsilon}} : \underline{\dot{\varepsilon}}} \qquad [2.02]$$

En basculant de la température du matériau $\boldsymbol{T}$ à l'écart $\boldsymbol{\theta}$ entre la température du matériau $\boldsymbol{T}$ et une température de référence, généralement la température initiale, $\boldsymbol{T_0}$, soit $\boldsymbol{\theta = T - T_0}$, et en considérant la loi de Fourier $\underline{\boldsymbol{\lambda}}\overrightarrow{\boldsymbol{grad}}(\boldsymbol{T}) = -\vec{\boldsymbol{q}}$, alors on obtient :

$$\boldsymbol{\rho C_p \frac{\partial \theta}{\partial t} - \underline{\lambda} \Delta \theta = \Delta_{int} + \rho T \frac{\partial^2 \psi}{\partial T \partial \underline{\varepsilon}} : \underline{\dot{\varepsilon}}} \qquad [2.03]$$

Avec Δ l'opérateur Laplacien et $\boldsymbol{\lambda}$ la conductivité thermique considéré isotrope dans le cadre de cette approche.

L'écart $\boldsymbol{\theta}$ représente l'évolution de température du matériau dû au chargement mécanique qui lui est appliqué. Travailler en évolution de température plutôt qu'en température permet aussi de ne pas être pollué par un gradient de température qui pourrait exister à cause d'un mors hydraulique piloté donc chaud par rapport à un autre mors non piloté donc froid, et donc de mieux voir des possibles localisations d'événements thermiques dans un film infrarouge ou des zones qui chauffent plus que d'autres.

En effet, la température du matériau est calculée en réalisant une moyenne sur une surface d'analyse issue du champ de température relevé.

2.4.1.3.Approche de résolution en moyenne

Dans l'approche utilisée, appelée « approche 0D », la température aux frontières du volume considéré est homogène, donc seuls les échanges entre l'éprouvette et l'extérieur sont pris en compte. Ces échanges peuvent se décomposer en conduction entre l'éprouvette et les mors et en convection entre l'éprouvette et l'air. La température est alors moyennée dans le volume.

$$\dot{\boldsymbol{\theta}}^{\boldsymbol{0d}} + \frac{\boldsymbol{\theta}^{\boldsymbol{0d}}}{\boldsymbol{\tau_{equ}}} = \frac{{\Delta_{\boldsymbol{int}}}^{\boldsymbol{0d}}}{\boldsymbol{\rho C_p}} + \frac{{\boldsymbol{S_{the}}}^{\boldsymbol{0d}}}{\boldsymbol{\rho C_p}} \qquad [2.04]$$

avec :

- $\boldsymbol{\tau_{equ}}$, le temps caractéristique des échanges thermiques avec le milieu extérieur. Il peut être estimé par la relation $\boldsymbol{\tau_{equ}} = \frac{\boldsymbol{\rho C_p}}{\frac{\boldsymbol{2.l(b+e)}}{\boldsymbol{V}}.\boldsymbol{h_{air}} + \frac{\boldsymbol{2.be}}{\boldsymbol{V}}.\boldsymbol{h_{mors}}}$.
  - avec $\boldsymbol{h_{air}}$, le coefficient de convection thermique entre le volume considéré et l'air [W.m^{-2}.K^{-1}] ;
  - avec $\boldsymbol{h_{mors}}$, un coefficient de convection thermique entre le volume considéré et les mors (choix d'un modèle convectif représentatif de la conduction) [W.m^{-2}.K^{-1}] ;
  - avec $\boldsymbol{l, b, e}$, respectivement la longueur, la largeur et l'épaisseur du volume considéré [m] ;
  - avec $\boldsymbol{V}$, le volume considéré [m^3].
- $\boldsymbol{\theta}^{\boldsymbol{0d}} = \frac{\boldsymbol{1}}{\boldsymbol{V}} \int_{\boldsymbol{V}} \boldsymbol{\theta dV}$, la température moyennée sur le volume considéré ;
- ${\Delta_{\boldsymbol{int}}}^{\boldsymbol{0d}} = \frac{\boldsymbol{1}}{\boldsymbol{V}} \int_{\boldsymbol{V}} \boldsymbol{\Delta_{int} dV}$, la dissipation intrinsèque moyennée sur le volume considéré ;
- ${\boldsymbol{S_{the}}}^{\boldsymbol{0d}} = \frac{\boldsymbol{1}}{\boldsymbol{V}} \int_{\boldsymbol{V}} \boldsymbol{\rho T} \frac{\boldsymbol{\partial^2 \psi}}{\boldsymbol{\partial T \partial \underline{\underline{\varepsilon}}}} : \boldsymbol{\underline{\underline{\dot{\varepsilon}} dV}}$, le couplage thermoélastique moyenné sur le volume considéré ;
- $\frac{\boldsymbol{\theta}^{\boldsymbol{0d}}}{\boldsymbol{\tau_{equ}}}$, caractérise les transferts de chaleur entre la section considérée et l'extérieur (air et mors).

D'un point de vue pratique, le temps caractéristique $\boldsymbol{\tau_{equ}}$ est estimé expérimentalement grâce à la courbe d'évolution de la température en fonction du temps.

Dans le cadre de cette thèse, les températures étant obtenues par caméra infrarouge, la température du matériau est obtenue via un champ surfacique. Une hypothèse importante de l'approche 0D entre alors en jeu : l'hypothèse que la température relevée en surface en moyenne est représentative de la température dans l'épaisseur du matériau en moyenne. Cette hypothèse est notamment valable ici du fait de la faible épaisseur des éprouvettes. Comme mentionné dans la section « Remarques » plus loin, il est important de vérifier cette hypothèse.

Le couplage thermoélastique étant compensé sur une période, on introduit la moyenne temporelle sur un cycle : $\overline{\boldsymbol{X}}(\boldsymbol{t}) = \frac{\mathbf{1}}{\boldsymbol{T_c}} \int_{\boldsymbol{t}}^{\boldsymbol{t+T_c}} \boldsymbol{X}(\boldsymbol{\tau}) \boldsymbol{d\tau}$ avec $\boldsymbol{T_c}$ la durée d'un cycle ($\boldsymbol{T_c} = {}^{\mathbf{1}}/_{\boldsymbol{f_r}}$, où $\boldsymbol{f_r}$ est la fréquence d'un cycle mécanique).

On obtient alors, l'équation :

$$\overline{\dot{\boldsymbol{\theta}}}^{\boldsymbol{0d}} + \frac{\overline{\boldsymbol{\theta}}^{\boldsymbol{0d}}}{\boldsymbol{\tau_{equ}}} = \frac{\overline{\Delta}_{\boldsymbol{int}}^{\ \boldsymbol{0d}}}{\boldsymbol{\rho C_p}} \qquad [2.05]$$

Si le terme source moyen dans le volume $\overline{\Delta}_{\boldsymbol{int}}^{\ \boldsymbol{0d}}$ est constant, cette équation a pour solution en introduisant $\overline{\Delta}^*$ la dissipation intrinsèque par cycle ($\overline{\Delta}_{\boldsymbol{int}}^{\ \boldsymbol{0d}} = \boldsymbol{f_r}\overline{\Delta}^*$) :

$$\overline{\boldsymbol{\theta}}^{\boldsymbol{0d}}(\boldsymbol{t}) = \frac{\boldsymbol{f_r}\overline{\Delta}^* \boldsymbol{\tau_{equ}}}{\boldsymbol{\rho C_p}} \left(\mathbf{1} - \boldsymbol{e}^{-\boldsymbol{t}/\boldsymbol{\tau_{equ}}}\right) \qquad [2.06]$$

Remarques :

1) En pratique la mesure de température est effectuée sur la surface de l'éprouvette, et sur un composite, étant donné l'anisotropie du matériau, le terme source peut être hétérogène. En approche 0D, la mesure en peau correspond a priori à une réponse moyennée du volume total via les temps caractéristiques car les hétérogénéités potentielles ont été lissées par la diffusion. Il est cependant important de vérifier que la température moyenne sur un cycle mesurée en surface est représentative de celle qui est à cœur du matériau (soit par des simulations thermiques par éléments finis (cf. Chapitre 391), soit par des mesures sur la face et sur la tranche de l'éprouvette).
2) La température mesurée en surface est liée d'une part à la dissipation intrinsèque décrivant l'évolution moyenne de la température et d'autre part au terme de couplage thermoélastique décrivant l'évolution réversible/instantanée de la température. Dans le cas de la thermoélasticité linéaire, la température du matériau suit la même évolution que le chargement appliqué. La solution de l'équation [2.04] peut donc s'écrire sous la forme d'un terme décrivant l'évolution moyenne de la température et d'un terme sinusoïdal appelé harmonique (voir Figure 2.28) :

$$\boldsymbol{\theta^{0d}}(\boldsymbol{t}) = \overline{\boldsymbol{\theta}}^{\boldsymbol{0d}}(\boldsymbol{t}) + \boldsymbol{A_1}\, \boldsymbol{sin}(\boldsymbol{2\pi f_r}.\, \boldsymbol{t} + \boldsymbol{\varphi}) \qquad [2.07]$$

Chaire industrielle « Self-Heating » - Projet-ANR-20-CHIN-0002

avec :

- $\boldsymbol{A_1}$, l'amplitude de la première harmonique (liée au couplage thermoélastique) ;
- $\boldsymbol{\varphi}$, le déphasage de la première harmonique ;

Le terme de première harmonique est utilisé car des signaux peuvent parfois être composés de plus d'une harmonique.

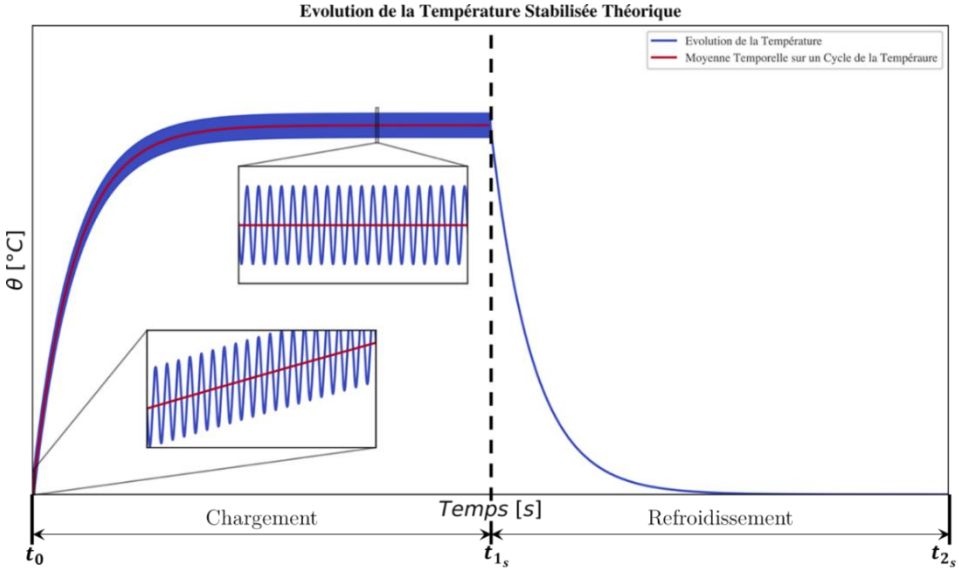


Figure 2.28: Evolution de l'écart de température θ en régime stabilisé suivant l'équation [2-8].

L'objectif est maintenant de définir quelles sont les stratégies pour estimer expérimentalement la dissipation intrinsèque par cycle $\overline{\Delta}^*$ à partir de mesure de température.

2.4.2. Résolution temporelle en régime stabilisé

Pour un temps d'essai assez long ($\boldsymbol{t \gg \tau_{equ}}$), et dans le cas de termes sources et de fuite constants, la température moyenne se stabilise à une valeur (notée par la suite $\boldsymbol{\overline{\theta}^{0d}_{stab}}$, voir Figure 2.28 et équation [2.06]). Il est alors possible de calculer l'énergie dissipée par cycle Δ^* du matériau à partir de la température stabilisée $\boldsymbol{\overline{\theta}^{0d}_{stab}}$ du matériau :

$$\Delta^* = \frac{\boldsymbol{\rho C_p}}{\boldsymbol{f_r}} \frac{\boldsymbol{\overline{\theta}^{0d}_{stab}}}{\boldsymbol{\tau_{equ}}} \qquad [2.08]$$

Remarques :

- Pour une évolution de température moyenne suivant l'équation [2-8], autrement dit suivant une exponentielle, alors la température atteint plus de 99% de la température finale ou stabilisée dès $\boldsymbol{t = 5\tau_{equ}}$. On considère alors généralement $\boldsymbol{\overline{\theta}^{0d} = \theta^{0d}(t \geq 5\tau_{equ})}$ obtenue sur l'évolution moyenne (sans la partie sinusoïdale due au couplage thermoélastique).

- L'écart de température stabilisée $\overline{\boldsymbol{\theta}}^{\boldsymbol{0d}}_{\boldsymbol{stab}}$ dépend évidemment du matériau et du chargement mais également de la géométrie et des conditions d'échanges avec l'extérieur.
- Lorsque le cyclage mécanique est arrêté (à $\boldsymbol{t = t_{1_s}}$, $\Delta^* = \mathbf{0}$), l'évolution de température est alors régie par l'équation [2.09] :

$$\overline{\boldsymbol{\theta}}^{\boldsymbol{0d}}(\boldsymbol{t}) = \overline{\boldsymbol{\theta}}^{\boldsymbol{0d}}_{\boldsymbol{stab}} \boldsymbol{e}^{-(t-t_{1_s})/\tau_{equ}} \qquad [2.09]$$

2.4.3. Résolution temporelle en régime transitoire

Pour un temps d'essai très court ($t \to 0$), l'équation [2.05] montre que la vitesse d'élévation de température moyenne par cycle peut s'écrire :

$$\dot{\overline{\boldsymbol{\theta}}}^{\boldsymbol{0D}}\Big|_{t \to t_0} \to \frac{\boldsymbol{f_r \Delta^*}}{\boldsymbol{\rho C_p}} \qquad [2.10]$$

Il est donc possible de déterminer la dissipation intrinsèque par cycle à partir de la vitesse d'élévation de température moyenne par cycle.

Remarques :

- Notons que l'équation [2.10] n'est formellement vraie que si t tend vers 0. En pratique, il est nécessaire d'attendre que la sollicitation mécanique soit stabilisée et il est nécessaire d'effectuer la mesure sur quelques cycles seulement. Il est possible d'évaluer l'erreur commise sur le calcul de Δ^* en fonction de l'intervalle de temps utilisé pour estimer $\dot{\overline{\boldsymbol{\theta}}}^{\boldsymbol{0D}}\Big|_{t \to t_0}$ (voir Figure 2.29). Pour un intervalle inférieur à $\boldsymbol{\tau_{equ}/10}$, l'erreur commise est inférieure à 5%.

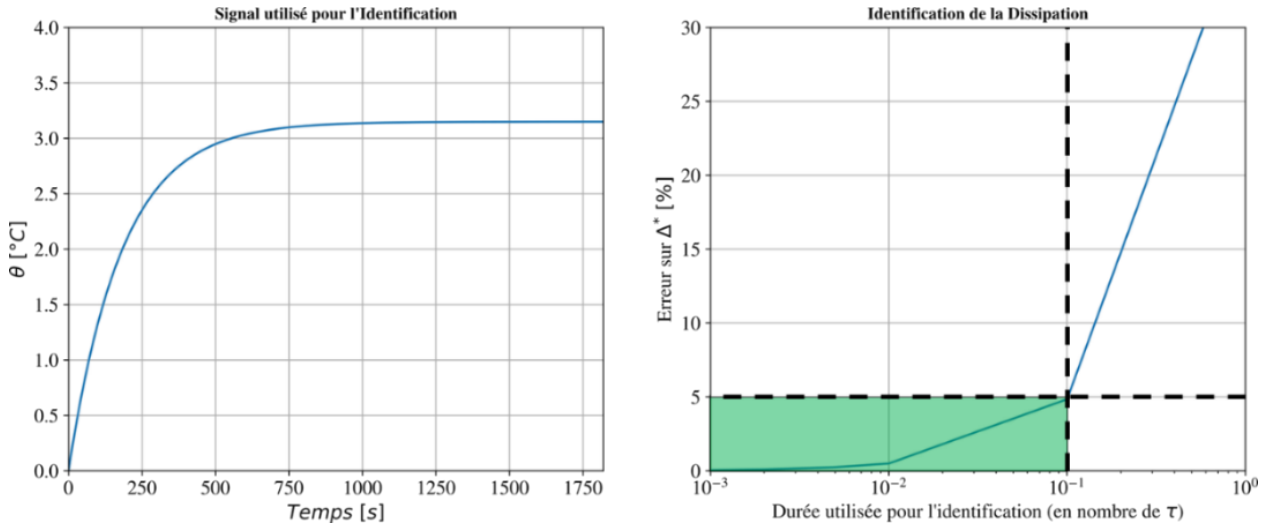


Figure 2.29: Illustration de l'erreur commise sur Δ^* lorsque la durée utilisée pour l'identification augmente.

-

- Sur un temps court, il est possible de montrer que l'équation [2.07] peut se simplifier sous la forme :

$$\theta^{0d}(t) = \frac{f_r \Delta^*}{\rho C_p} t + A_1 \sin(2\pi f_r . t + \varphi) \qquad [2.11]$$

Il est donc possible d'approximer la température par un « sinus linéaire ». La partie sinus est liée au couplage thermoélastique et la partie linéaire à la dissipation intrinsèque moyenne par cycle.

Les analyses par auto-échauffement réalisées expérimentalement pour remonter de la température mesurée à la dissipation intrinsèque cyclique et au couplage thermo-élastique seront développées dans les chapitres suivants. Le lien entre dissipation intrinsèque cyclique et durée de vie en fatigue sera également développé dans les chapitres suivants à la suite des analyses réalisées sur les différents matériaux.

2.4.4. Les précautions à prendre en pratique

En pratique, la mise en place des essais demande certaines précautions pour rester le plus proche possible des modèles théoriques développés précédemment. Il en est de même pour l'analyse, que ce soit en régime stabilisé ou en régime transitoire. Ces précautions/conseils d'emploi et d'analyse vont être abordés ici.

2.4.4.1. Les précautions expérimentales

Plusieurs précautions plus ou moins importantes sont à prendre en compte pour la réalisation des essais d'auto-échauffement.

Le premier point important concerne l'émissivité. Il est important de recenser ce que capte la caméra infrarouge. La conservation de l'énergie impose que l'énergie incidente Φ_0 sur un objet doit être réfléchie Φ_R, transmise Φ_T ou absorbée Φ_A (*ie* émises Φ_E) (voir documentation du logiciel Celenos [Le Saux, 2023]).

$$\Phi_0 = \Phi_R + \Phi_T + \Phi_E \qquad [2.12]$$

En réalisant le rapport par l'onde incidente (loi du rayonnement de Kirchhoff), cela mène à :

$$1 = \varepsilon(\lambda) + \rho(\lambda) + \tau(\lambda) \qquad [2.13]$$

Pour le matériau de cette étude et dans la bande spectrale de sensibilité du capteur de la caméra utilisée, ces coefficients sont supposés constants.

Une mesure par caméra infrarouge vient donc capter ces 3 quantités issues de l'éprouvette, de l'environnement et de l'air ambiant (voir Figure 2.30).

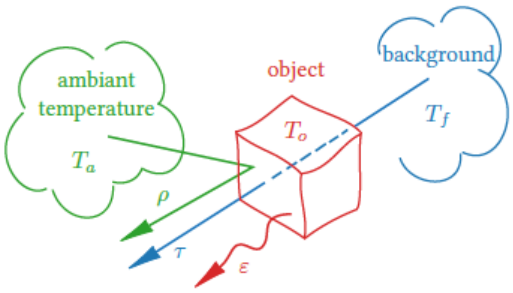


Figure 2.30: Effet de l'émissivité sur la balance radiométrique. Issue de la documentation de Celenos [Le Saux, 2023].

Pour minimiser l'influence des quantités extérieures et ne capter quasiment que ce qu'émet l'éprouvette, cette dernière est peinte à l'aide d'une peinture noire à haute émissivité dans la bande spectrale de sensibilité du capteur de la caméra utilisée pour obtenir une émissivité $\boldsymbol{\varepsilon(\lambda)}$ le plus proche possible de 1.

Pour obtenir le résultat souhaité, il est important d'obtenir une couche de peinture la plus fine et surtout la plus homogène possible. Il est cependant primordial de bien recouvrir l'ensemble de la surface, donc d'appliquer suffisamment de peinture. A noter qu'à défaut d'être complètement qualifié, le protocole est complètement répétable.

Le deuxième point important concerne le contrôle de la scène thermique. Il est clair qu'un changement soudain et important de la température ambiante se répercute sur la température de l'éprouvette via les échanges convectifs et vient donc perturber les mesures. L'évolution de température de l'éprouvette ne provient alors plus uniquement de l'auto-échauffement du matériau dû au chargement cyclique qu'il subit.

Pour rappel, l'écart $\boldsymbol{\theta}$ représente l'évolution de température du matériau dû au chargement mécanique qui lui est appliqué. Une variation de la température ambiante $\boldsymbol{T_{amb}}$ se répercuterait sur la température de l'éprouvette mais cette variation n'est pas due à la sollicitation mécanique. Il est alors nécessaire de retrancher cette évolution de température ambiante $\boldsymbol{T_{amb}}$ à la température d'éprouvette relevée. A noter tout de même qu'il est difficile de mesurer précisément l'évolution de la température ambiante au cours du temps, donc il est plus difficile de remonter à $\boldsymbol{\theta}$ pour des évolutions de $\boldsymbol{T_{amb}}$ trop importantes et soudaines.

Cela met justement en avant un des avantages des approches adiabatiques : l'intervalle de mesure court amène une variation faible de la température ambiante.

Il est important de noter que les mesures sont dépendantes d'éventuels mouvements d'air induits par un passage, une porte ouverte, ou autres. Pour limiter ces perturbations extérieures et contrôler la scène thermique, l'essai est donc confiné. Un carton est placé autour de l'éprouvette en première protection, et un tissu est placé autour de l'ensemble en deuxième protection. Ce tissu doit être bien fermé pour isoler la scène thermique. Ce confinement simple, peu coûteux, facile et rapide à mettre en place, est primordial pour améliorer très nettement les résultats d'auto-échauffement et rapprocher le plus possible les conditions expérimentales des hypothèses analytiques.

2.4.4.2.Les précautions d'utilisation de la caméra infrarouge

Différentes précautions sont à prendre avec la caméra infrarouge : bien choisir le temps d'intégration en fonction de la gamme de température dans laquelle va évoluer l'éprouvette pour diminuer le plus possible le bruit thermique (NETD), bien choisir la fréquence d'acquisition en fonction de l'information cherchée, laisser la température de la caméra et la scène thermique de l'essai se stabiliser avant l'essai, etc. L'ensemble de ces précautions seront détaillées en annexe.

2.4.4.3.Les précautions d'analyse en stabilisé

Comme il a été rappelé précédemment, l'ensemble des équations est écrit en évolution de température $\boldsymbol{\theta = T - T_0}$ du matériau dû au chargement mécanique qui lui est appliqué.

Expérimentalement, la moyenne de la température initiale de l'éprouvette relevée en surface est alors soustraite de la moyenne de la température de l'éprouvette relevée en surface au cours du temps. Or, il n'est pas rare que l'écart de température $\boldsymbol{\theta = T - T_0}$ après refroidissement ne reviennent pas à 0, mais soit très légèrement au-dessus (voir Figure 2.31).

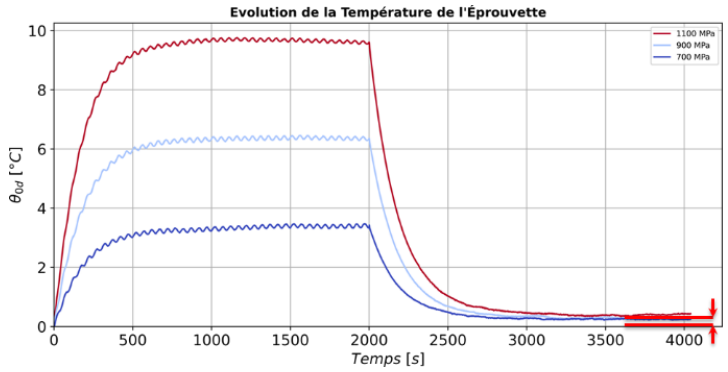


Figure 2.31: Mise en évidence de l'écart de température non nul en fin de refroidissement sur 3 paliers d'auto-échauffement réalisés sur l'éprouvette NG-S0-15.

Des thermocouples ont été placés sur les mors lors d'un essai d'auto-échauffement et il a été mis en évidence que ceux-ci chauffent légèrement au cours de l'essai et leur température en fin de refroidissement correspond bien à la température de l'éprouvette (voir Figure 2.32).

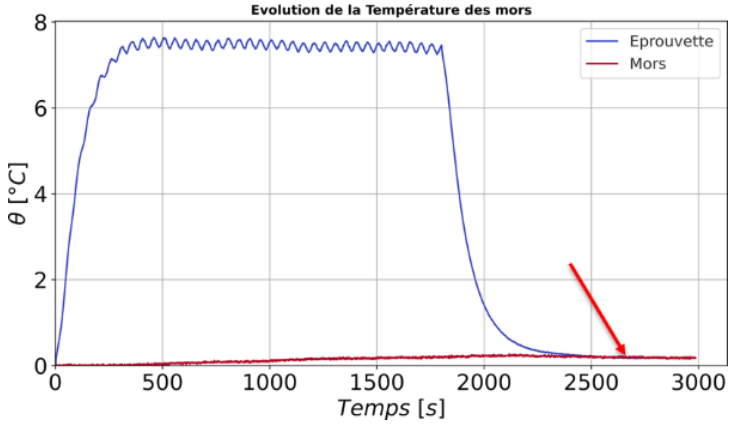


Figure 2.32: Mise en évidence de l'élévation de la température des mors au cours de l'essai.

Cette élévation semble suffisamment légère pour considérer le modèle analytique toujours valide, mais il est tout de même plus rigoureux de retrancher une évolution de la température ambiante (ici des mors) à ce qui a été mesuré sur l'éprouvette : $\boldsymbol{\theta = T - T_0 - T_{amb}}$.

Cela permet d'obtenir l'évolution de température du matériau dû au chargement mécanique qui lui est appliqué comme il est prévu par le modèle et donc d'avoir une évolution de température $\boldsymbol{\theta}$ qui revient bien à 0 en fin de refroidissement.

A noter que cette élévation de la température ambiante est certainement en partie due au confinement mis en place autour de l'essai. Ce confinement a donc le désavantage de faire chauffer la température ambiante de l'essai mais permet tout de même de bien contrôler l'influence des variations brusques de températures, de l'environnement extérieur et des rayonnements parasites.

Deux solutions sont proposées pour retrancher l'évolution de température des mors à la température de l'éprouvette :

- Utiliser des thermocouples sur les mors à chaque essai. Cette solution permet d'obtenir l'évolution réelle de température des mors au cours de l'essai. Bien que simple d'utilisation, cette solution nécessite d'instrumenter encore plus la machine d'essai, donc un coût matériel supplémentaire, une mise en place de l'essai plus longue et un essai finalement plus encombrant. Les acquisitions n'étant également pas couplées entre thermocouples et caméra infrarouge, les bases de temps sont différentes donc le post-traitement n'en est que plus lourd.
- Estimer l'évolution de la température des mors en se basant sur la température finale de l'éprouvette après refroidissement. Pour ce matériau, dans le cadre des travaux de cette thèse, l'évolution de la température des mors peut être estimée comme une évolution affine pendant le chargement, puis pendant le refroidissement la température des mors reste constante et égale à la température de l'éprouvette en fin de refroidissement (voir Figure 2.33).

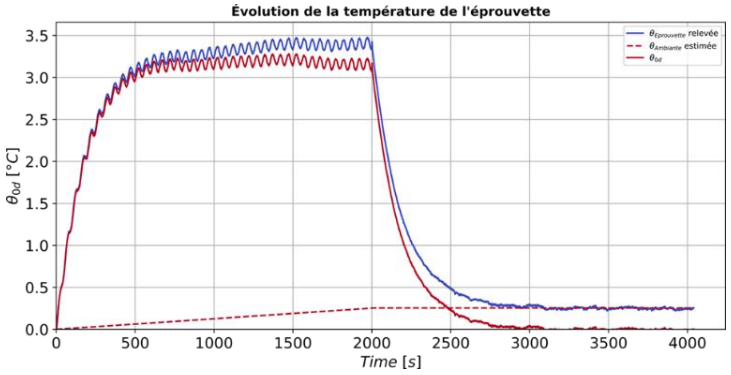


Figure 2.33: Illustration de la deuxième solution : Estimation de l'évolution de la température des mors lors d'un palier d'auto-échauffement de l'éprouvette NG-S0-15.

Dans cette étude, les thermocouples n'ont été utilisés que lors d'un unique essai pour mettre en évidence cette dérive de température des mors. Pour l'ensemble des essais, l'évolution de la température des mors a été estimée du fait de la très faible élévation de température des mors par rapport à l'élévation de température de l'éprouvette au cours du chargement.

2.4.4.4.Les précautions d'analyse en transitoire

Pour les analyses en régime transitoire, la température ambiante n'évolue pas suffisamment pour qu'il soit nécessaire de la prendre en compte. Il est cependant important de faire attention à rester dans la cadre des hypothèses analytiques : ici, l'adiabaticité en particulier.

L'identification des paramètres du « sinus linéaire » doit donc être réalisé sur une durée suffisamment courte pour que les échanges de chaleur avec l'extérieur restent négligeables. Il est considéré pour cela que la fin de la fenêtre temporelle d'identification doit être courte par rapport au temps caractéristique de l'éprouvette. Autrement dit, si l'essai commence à $\boldsymbol{t_0}$, et que l'identification des paramètres est réalisée entre $\boldsymbol{t_{1_t}}$ et $\boldsymbol{t_{2_t}}$, il faut que $\boldsymbol{t_{2_t} \ll \tau_{equ}}$.

D'autre part, la fenêtre d'identification ne doit pas commencer dès le début de l'essai non plus. Il faut en effet s'assurer que les forces maximum et minimum appliquées correspondent bien à la consigne. Suivant la qualité du choix du PID de la machine d'essai, la consigne est atteinte plus ou moins rapidement. Autrement dit, $\boldsymbol{t_0 < t_{1_t}}$ (voir Figure 2.34).

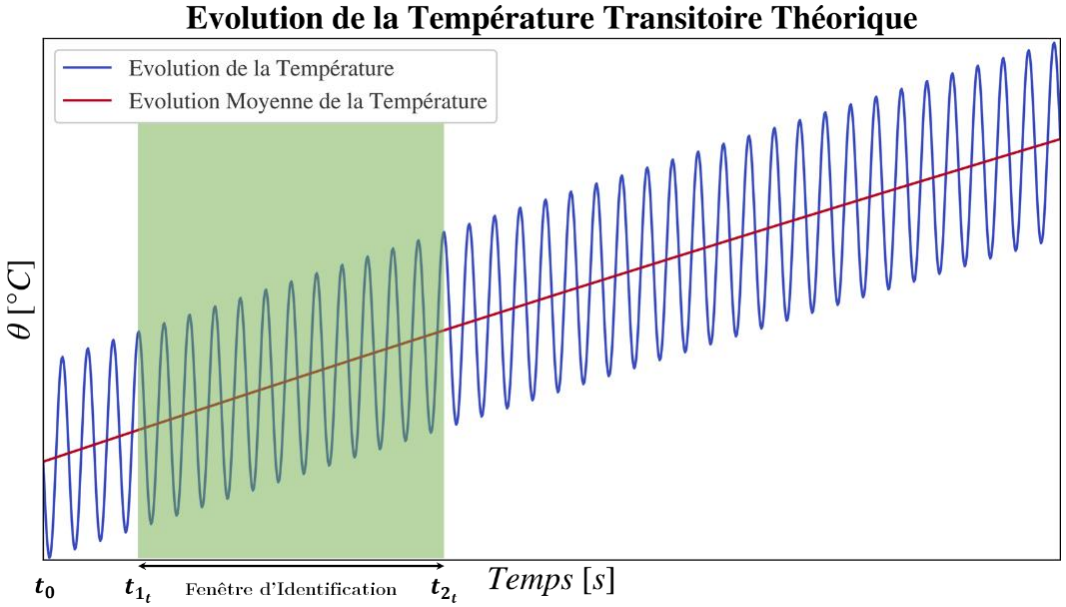


Figure 2.34: Illustration de la fenêtre d'identification des paramètres du sinus linéaire.

Dans cette étude, sauf mention spécifique, l'identification est réalisée entre 2s et 8s, soit entre le 4e cycle et le 16e cycle. Cette durée de 6s est à comparer au temps caractéristique des échanges thermiques $\boldsymbol{\tau_{equ} = 182s}$ déterminé sur le refroidissement des paliers stabilisés d'une éprouvette saine. Les méthodes d'analyse et résultats seront développés dans le prochain chapitre.

Le Tableau 05 résume comment peuvent être analysés les essais d'auto-échauffement grâce à l'approche 0D.

	Transitoire	**Stabilisé**	**Refroidissement**
Equation de la chaleur	$\overline{\dot{\theta}}^{0D}\Big\vert_{t\to t_0} \to \frac{\overline{\Delta}_{int}^{0d}}{\rho C_p}$	$\overline{\dot{\theta}}^{0d} + \frac{\overline{\theta}^{0d}}{\tau_{equ}} = \frac{\overline{\Delta}_{int}^{0d}}{\rho C_p}$	$\overline{\dot{\theta}}^{0d} + \frac{\overline{\theta}^{0d}}{\tau_{equ}} = 0$
Evolution de la température	$\theta^{0d}(t) = \overline{\dot{\theta}}^{0D}\Big\vert_{t\to t_0} t + A_1 sin(2\pi f_r.t + \varphi)$	$\overline{\theta}^{0d}(t) = \overline{\theta}^{0d}_{stab}\left(1 - e^{-t/\tau_{equ}}\right)$	$\overline{\theta}^{0d}(t) = \overline{\theta}^{0d}_{stab} e^{-(t-t_{1_s})/\tau_{equ}}$
Identification des paramètres	$\overline{\dot{\theta}}^{0D}\Big\vert_{t\to t_0}$ entre t_{1_t} et t_{2_t}	$\overline{\theta}^{0d}_{stab}$ entre t_0 et t_{1_s}	τ_{equ} entre t_{1_s} et t_{2_s}
Dissipation cyclique moyenne	$\Delta^* = \frac{\rho C_p}{f_r}\overline{\dot{\theta}}^{0D}\Big\vert_{t\to t_0}$	$\Delta^* = \frac{\rho C_p}{f_r}\frac{\overline{\theta}^{0d}_{stab}}{\tau_{equ}}$	$\Delta^* = 0$

Tableau 05: Tableau bilan sur l'analyse 0D de l'auto-échauffement

2.5. Critère de Fatigue – Approche de Sendeckyj

Dans cette section, une approche de dimensionnement en fatigue proposée par Sendekcyj en 1981 est abordée [Sendeckyj, 1981]. C'est une approche de détermination de durée de vie classique au sens où seuls des essais monotones à rupture et des essais de fatigue sont utilisés. Aucun essai d'auto-échauffement n'est utilisé dans cette approche. Le lien entre auto-échauffement et durée de vie sera abordé dans le chapitre suivant.

Cette approche se base sur une équation différentielle décrivant l'évolution de la résistance en fonction du nombre de cycles [Sendeckyj, 1991]. L'intégration de cette équation permet d'estimer, à partir de résultats de fatigue, la résistance statique initiale de l'éprouvette. Après identification et inversion de l'équation, il est alors possible de tracer une courbe S-N probabiliste.

2.5.1. Méthode

L'approche de Sendeckyj est basée sur l'évolution de la résistance d'un composite stratifié durant un chargement cyclique. Lorsqu'une éprouvette est sollicitée par un chargement mécanique cyclique, sa résistance diminue (voir Figure 2.35). Sendeckyj propose que cette résistance $\boldsymbol{\sigma}$ suive l'évolution suivante en fonction du nombre de cycles appliqué $\boldsymbol{N}$:

$$\frac{\partial \sigma}{\partial N} = -SC{\sigma_{max}}^{S^{-1}}.\sigma^{1-S^{-1}} \qquad [2.14]$$

où $\boldsymbol{\sigma_{max}}$ est la contrainte maximale du cycle, et $\boldsymbol{C}$ et $\boldsymbol{S}$ sont des paramètres dépendant du matériau, de la fréquence de sollicitation, du rapport de charge et de l'amplitude du cycle.

Si une éprouvette est soumise à un essai statique après avoir été sollicitée sur $\boldsymbol{N}$ cycles, alors la résistance obtenue s'appelle la résistance statique résiduelle $\boldsymbol{S_{res}}$.

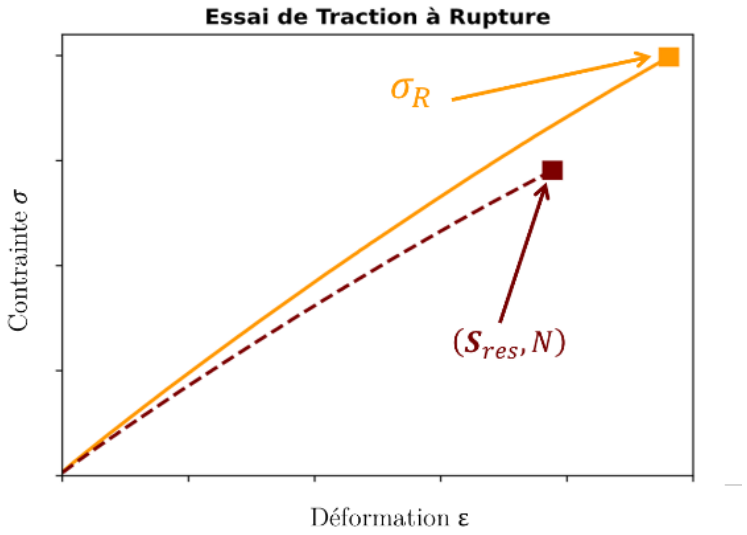


Figure 2.35: Illustration de la diminution de résistance d'un composite obtenue lors d'un essai monotone à rupture après N cycles.

En considérant que la résistance du composite au moment de la rupture est égale à la contrainte maximale du cycle, autrement dit à $\boldsymbol{N = N_R}$, alors $\boldsymbol{\sigma = \sigma_{max}}$, alors en intégrant l'équation précédente entre $\boldsymbol{(N; S_{res})}$ et $\boldsymbol{(N_R; \sigma_{max})}$, il est possible d'obtenir l'évolution de la résistance statique résiduelle $\boldsymbol{S_{res}}$ (voir Figure 2.36):

$$\boldsymbol{S_{res} = \sigma_{max}.(1 - C.N + C.N_R)^S} \quad [2.15]$$

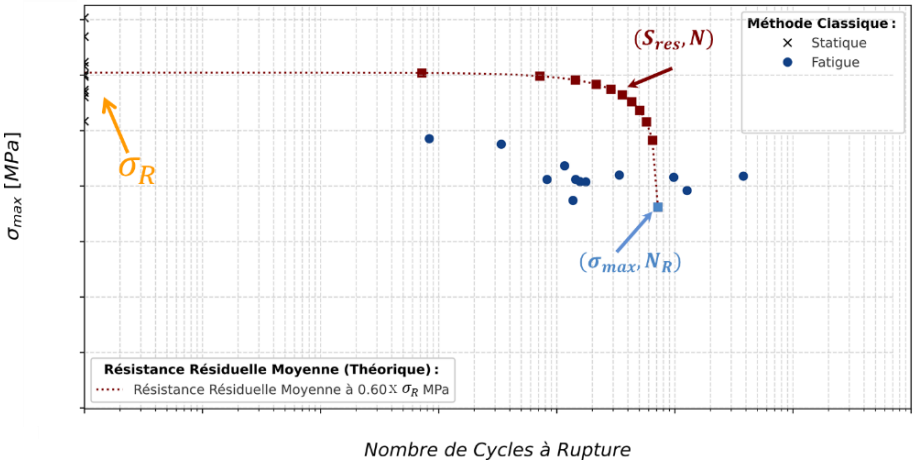


Figure 2.36: Illustration de la loi d'évolution de la résistance d'un composite au cours du cyclage (en rouge) jusqu'à rupture de l'éprouvette en fatigue (en bleu clair).

Si les mécanismes d'endommagement responsables de la dispersion des essais sont les mêmes pour les essais de quasi-statique et les essais de fatigue, il est alors possible d'estimer pour une éprouvette testée en fatigue la résistance que l'éprouvette aurait eu si elle avait été testée en quasi-statique. Cette résistance statique équivalente, notée $\boldsymbol{S_{equ}}$, est obtenue pour $\boldsymbol{N = 1}$ (voir Figure 2.37) :

$$\boldsymbol{S_{equ} = \sigma_{max}.(1 - C + C.N_R)^S} \quad [2.16]$$

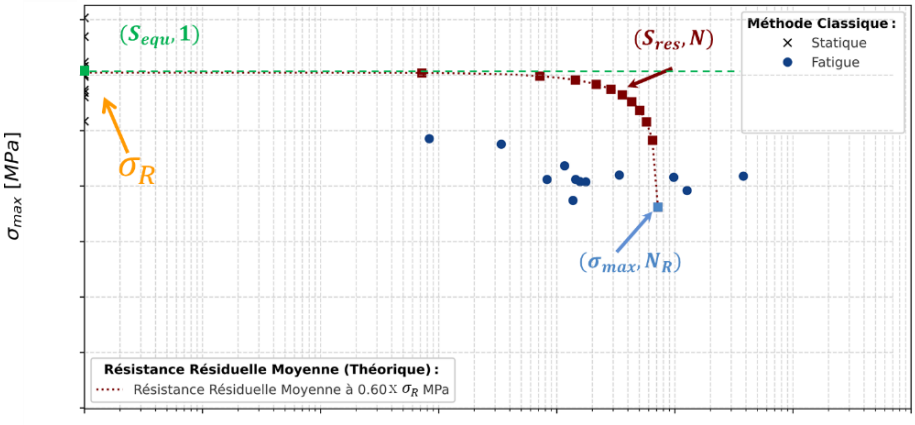


Figure 2.37 : Illustration de la détermination de la résistance statique équivalente $\boldsymbol{S_{equ}}$ (en vert) d'une éprouvette sollicitée en fatigue obtenue en remontant la courbe de résistance du composite (en rouge).

Il est important de noter que la résistance statique équivalente $\boldsymbol{S_{equ}}$ calculée est directement dépendante du couple de paramètres $\boldsymbol{(C; S)}$.

Une base de données statiques est alors obtenue, combinant des résistances statiques obtenues par des essais de statique et des résistances statiques équivalentes obtenues par des essais de fatigue. Cette base de données est triée dans l'ordre croissant, puis une probabilité de rupture est ensuite associée à chaque point de cette base de données selon une loi uniforme discrète (Equation [2.17]) en faisant attention à ce qu'aucun point ne se voit attribuer une probabilité nulle, ou au contraire certaine.

$$\boldsymbol{P(S_{equ}, k) = 1 - \frac{k}{n+1}, k \in [\![1, n]\!]} \quad [2.17]$$

Il est alors possible d'estimer une loi de Weibull à 2 paramètres $\boldsymbol{\alpha}$ et $\boldsymbol{\beta}$ (Equation [2.18]) avec $\boldsymbol{\alpha}$ un paramètre de forme correspondant à la pente de la courbe de Weibull et $\boldsymbol{\beta}$ le paramètre d'échelle (voir Figure 2.38).

$$\boldsymbol{P(S_{equ}) = e^{-\left(\frac{S_{equ}}{\beta}\right)^{\alpha}}} \quad [2.18]$$

La probabilité de rupture associée à la courbe de Wöhler est ainsi déterminée. Il est important de noter que cette probabilité est elle aussi dépendante du couple de paramètres $\boldsymbol{(C;S)}$.

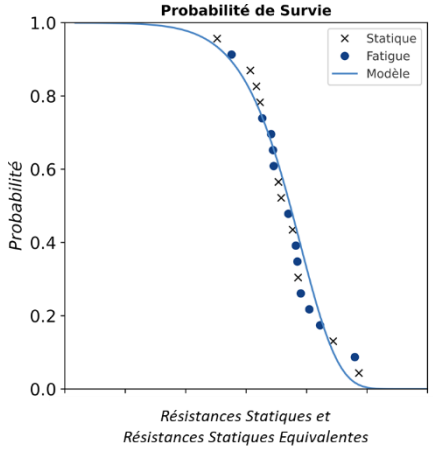


Figure 2.38: Illustration de la détermination de la loi de Weibull à partir des résultats de statique et des calculs de résistances statiques équivalentes obtenues à partir du couple $\boldsymbol{(C;S)}$.

L'hypothèse est faite que les mécanismes d'endommagement responsables de la dispersion des essais sont les mêmes pour les essais statiques et les essais de fatigue. Concrètement, cela veut dire que les données de résistance statique équivalente estimées à partir des résultats de fatigue devraient s'associer le mieux possible aux résultats de statique. Autrement dit, la base de données rassemblant les résultats de statique et les données de résistance statique équivalente devrait être la moins dispersée possible. Graphiquement, cela correspond à une pente la plus raide possible pour la courbe de Weibull obtenue, soit à un $\boldsymbol{\alpha}$ le plus grand possible.

C'est donc le couple $\boldsymbol{(C;S)}$ correspondant au $\boldsymbol{\alpha}$ le plus grand qui est retenu pour estimer la courbe de Wöhler et sa dispersion associée.

2.5.2. En pratique

Il est possible de résumer le processus pour déterminer $\boldsymbol{\alpha}$ à partir d'un couple $(\boldsymbol{C};\boldsymbol{S})$ en 4 étapes (voir Figure 2.39) :

1) Déterminer la résistance statique équivalente $\boldsymbol{S_{equ}}$ de chaque point de fatigue à l'aide de l'équation [2.16] ;
2) Trier dans l'ordre croissant la nouvelle base de données statiques obtenues ;
3) Attribuer à chaque point de cette base de données une probabilité en suivant la loi uniforme de l'équation [2.17] ;
4) Déterminer les paramètres $\boldsymbol{\alpha}$ et $\boldsymbol{\beta}$ de la loi de Weibull associée (Equation [2.18]).

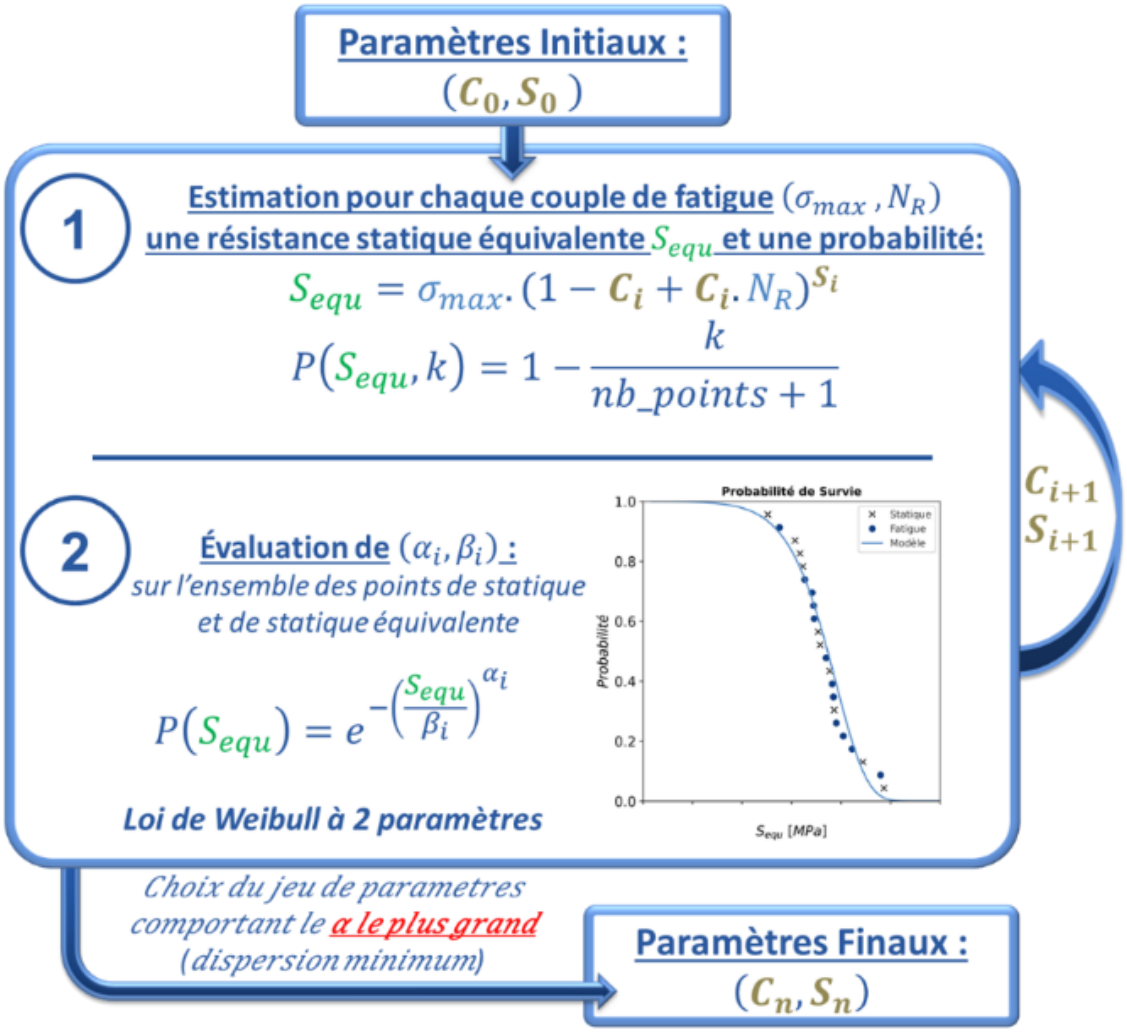


Figure 2.39: Processus d'identification du couple $(\boldsymbol{C};\boldsymbol{S})$.

En pratique, un balayage de $\boldsymbol{C}$ et $\boldsymbol{S}$ est effectué sur une plage de données qui leur est propre et $\boldsymbol{\alpha}$ est déterminé pour chaque couple $(\boldsymbol{C};\boldsymbol{S})$ possible. Une cartographie est donc déterminée affichant le $\boldsymbol{\alpha}$ obtenu pour chaque couple $(\boldsymbol{C};\boldsymbol{S})$ (voir Figure 2.40). Le couple correspondant au $\boldsymbol{\alpha}$ le plus grand, et donc la dispersion la plus faible, est alors choisi pour déterminer la courbe de Wöhler.

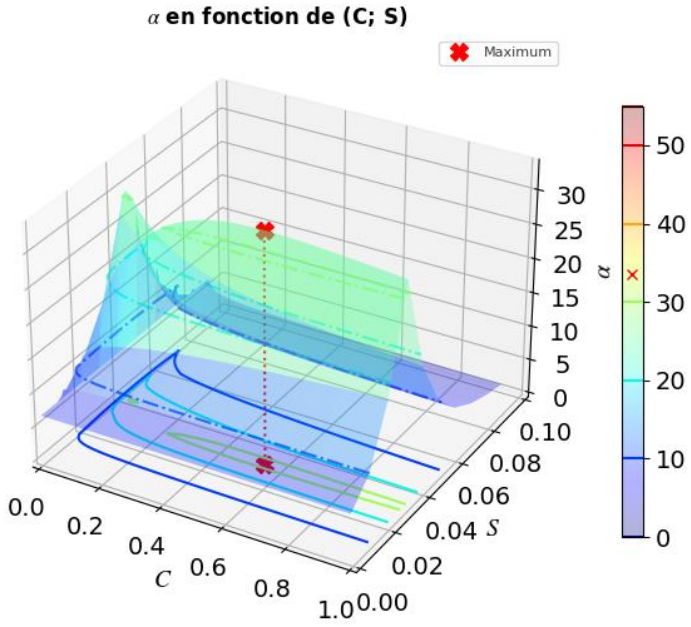


Figure 2.40: Exemple de cartographie affichant $\boldsymbol{\alpha}$ obtenu pour chaque couple $(\boldsymbol{C};\boldsymbol{S})$ avec $\boldsymbol{C}$ allant de 0 à 1 et $\boldsymbol{S}$ allant de 0 à 0.1.

Il est alors possible d'afficher la courbe moyenne de Wöhler obtenue, mais également un intervalle de confiance, par exemple avec les courbes à 5% et 95% de probabilité de rupture (voir Figure 2.41).

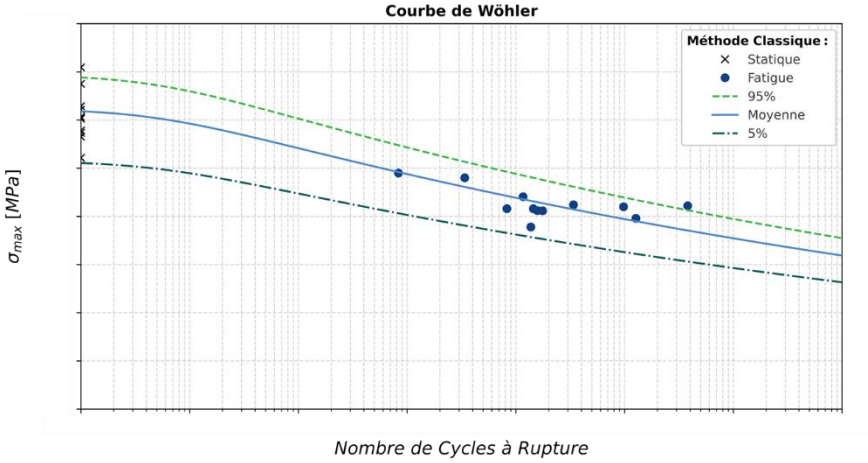


Figure 2.41: Courbe de Wöhler moyenne et dispersion associée obtenue par l'approche de Sendeckyj.

Ainsi sera déterminée la durée de vie des différents matériaux étudiés dans cette étude lorsque la méthode classique sera utilisée.

2.5.3. Influence des paramètres $\boldsymbol{C}$ et $\boldsymbol{S}$, et des indicateurs $\boldsymbol{\alpha}$ et $\boldsymbol{\beta}$

Dans cette section, l'influence des paramètres $\boldsymbol{C}$ et $\boldsymbol{S}$ sur l'allure de la Courbe de Wöhler va être rapidement abordée à titre informatif et de compréhension. L'influence des paramètres de Weibull $\boldsymbol{\alpha}$ et $\boldsymbol{\beta}$, que l'on appellera indicateurs au sens où $\boldsymbol{\beta}$ n'est pas utilisé et que $\boldsymbol{\alpha}$ nous indique simplement le couple de paramètres $(\boldsymbol{C};\boldsymbol{S})$ optimal, est également abordé.

2.5.3.1. Influence du paramètre ***C***

Le paramètre ***C*** influe sur la pente du début de la courbe de Wöhler. Autrement dit, il décrit l'évolution de la résistance du composite pour les faibles nombre de cycles (voir Figure 2.42).

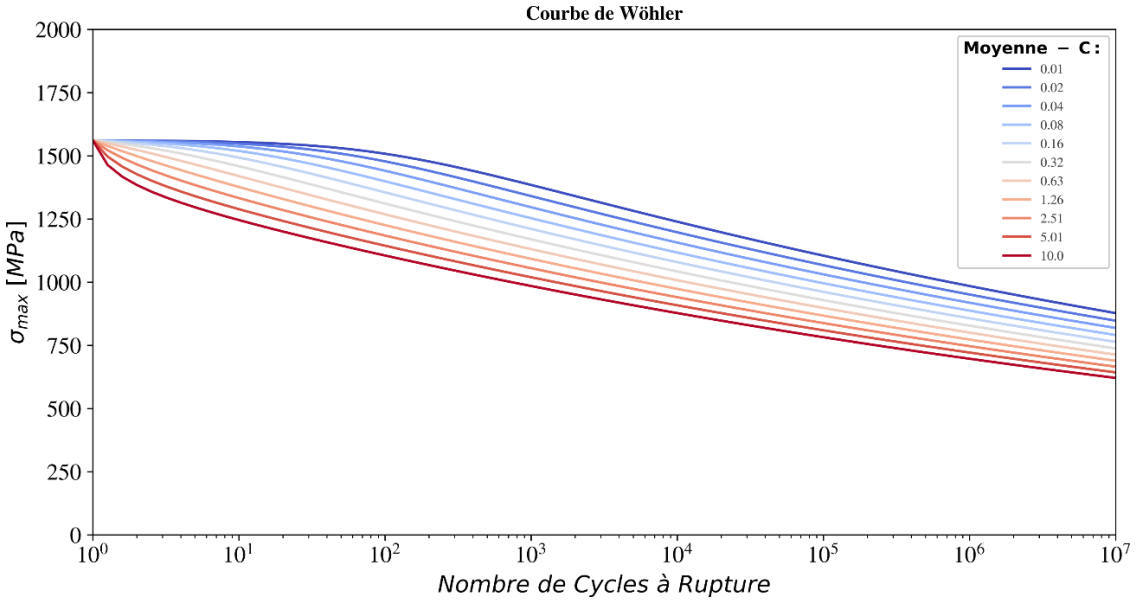


*Figure 2.42: Illustration de l'influence du paramètre **C** sur l'allure de la courbe de Wöhler moyenne pour **C** allant de 0,01 à 10.*

2.5.3.2. Influence du paramètre ***S***

Le paramètre ***S*** influe sur la pente de la fin de la courbe de Wöhler. Autrement dit, il décrit l'évolution de la résistance du composite des grands nombres de cycles aux très grands nombres de cycles (voir Figure 2.43).

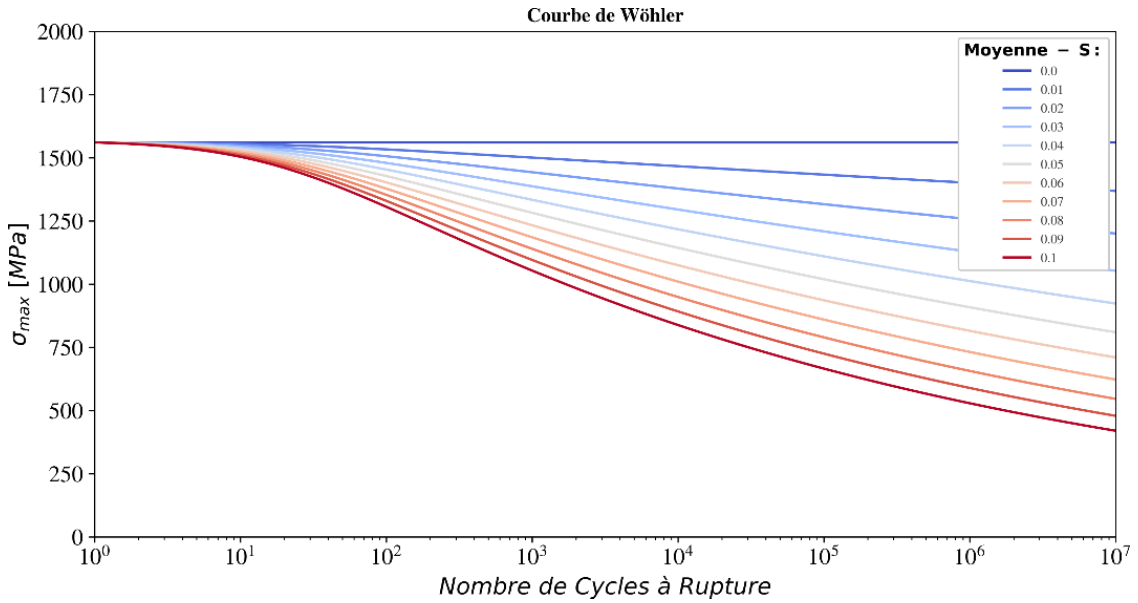


*Figure 2.43: Illustration de l'influence du paramètre **S** sur l'allure de la courbe de Wöhler moyenne pour **S** allant de 0 à 0,1.*

2.5.3.3. Influence du paramètre $\boldsymbol{\alpha}$ de la loi de Weibull

Le paramètre $\boldsymbol{\alpha}$ de la loi de Weibull influe sur l'écart entre les courbes à 5% et 95% de la courbe de Wöhler. Autrement dit, il décrit la dispersion de la base de données utilisée pour déterminer les paramètres $\boldsymbol{C}$ et $\boldsymbol{S}$ (voir Figure 2.44).

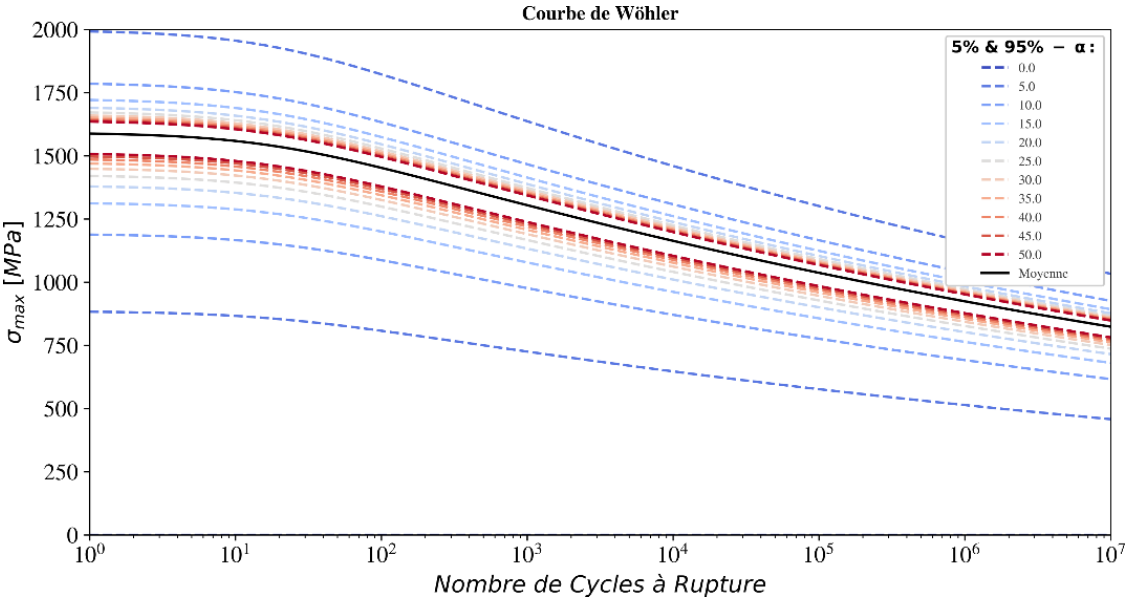


Figure 2.44: Illustration de l'influence du paramètre $\boldsymbol{\alpha}$ sur l'allure des courbes de Wöhler à 5% et 95% pour $\boldsymbol{\alpha}$ allant de 0 à 50.

2.5.3.4. Influence du paramètre $\boldsymbol{\beta}$ de la loi de Weibull

Le paramètre $\boldsymbol{\beta}$ de la loi de Weibull influe uniquement sur la position verticale de la courbe de Wöhler. Autrement dit, il décrit la résistance statique du composite (voir Figure 2.45).

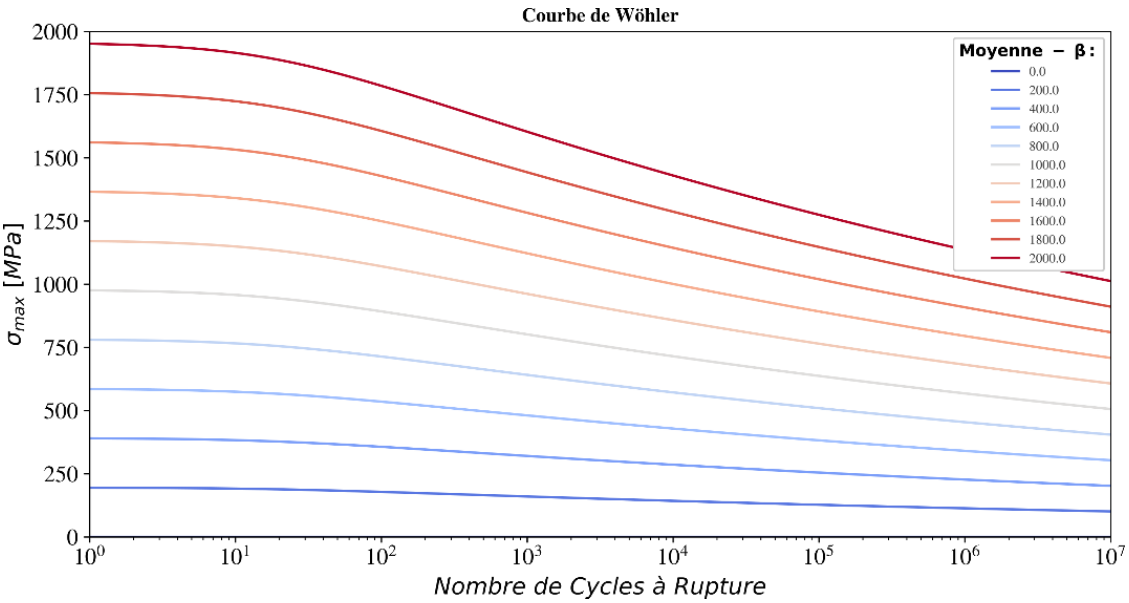


Figure 2.45: Illustration de l'influence du paramètre $\boldsymbol{\beta}$ sur l'allure de la courbe de Wöhler moyenne pour $\boldsymbol{\beta}$ allant de 0 à 2000.

2.5.4. Intérêt de l'approche de Sendeckyj

La procédure pour identifier ce modèle nécessite donc des essais quasi-statiques et des essais de fatigue. La courbe de Wöhler moyenne obtenue est valide pour une fréquence de chargement particulière et un rapport de charge particulier, et remplacer une partie des essais de fatigue par des essais de statique pour estimer la dispersion permet un gain de temps considérable sur la campagne expérimentale. De plus, au-delà de la probabilité de rupture, l'approche de Sendeckyj permet également d'estimer la durée de vie en fatigue pour une large gamme de durées de vie : des chargements quasi-statiques aux chargements à grand nombre de cycles.

2.6. Conclusion

Il a ainsi été développé dans ce chapitre l'ensemble des procédés de fabrication des éprouvettes : de la confection des plaques composites pli par pli à la préparation des éprouvettes pour les essais.

Les différentes machines d'essais, d'observation et les moyens d'acquisitions ont également été passés en revue. Enfin, la méthode d'analyse 0D pour l'auto-échauffement a été détaillée pour les essais stabilisés et les essais transitoires qui seront réalisés et expliqués en pratique dans le prochain chapitre traitant du matériau sain. Les précautions à prendre concernant les essais et les méthodes de dépouillement pour cette approche ont également été détaillées.

Enfin, l'approche de Sendeckyj utilisée pour déterminer la tenue à la fatigue du matériau a été développé dans le détail. Cette approche permet de prendre en compte la dispersion associée aux essais en se basant sur la résistance résiduelle du matériau.

La suite de ce manuscrit détaillera d'abord la mise en pratique sur le matériau sain de ce qui a été introduit ici. L'application aux éprouvettes endommagées et éprouvettes avec défauts synthétiques interviendra dans un second temps.

Chapitre 3

Fatigue sur Matériau Sain : Caractérisation et Approches de Dimensionnement

3.1. Microstructure 94

3.2. Résultats de Statique et de Fatigue 94

3.2.1. Statique 95

3.2.2. Fatigue 99

3.2.3. Approche de Sendeckyj 100

3.3. Courbes d'Auto-Echauffement en Transitoire et en Stabilisé.. 101

3.3.1. Protocole Expérimental 101

3.3.2. Dissipation en moyenne 103

3.3.2.1. Auto-Echauffement en régime transitoire 104

3.3.2.2. Auto-Echauffement en régime stabilisé 106

3.3.3. Analyse de champs en régime transitoire 108

3.3.3.1. Compensation de Mouvement 109

3.3.3.2. Cartographies de vitesse d'élévation de température 111

3.3.3.3. Cartographies d'amplitude de première harmonique 112

3.4. Modèle Thermomécanique en Eléments Finis 116

3.4.1. Macropli en Elément Finis 116

3.4.1.1. Modèle 3D 116

3.4.1.2. Matériau 117

3.4.1.3. Maillage 117

3.4.3. Calcul Mécanique 118

3.4.3.1. Conditions aux Limites et Chargement Mécanique 118

3.4.3.2. Champs de Contraintes 118

3.4.3.3. Calcul de la dissipation dans l'UD et dans le tissé 2D 120

3.4.5. Calcul Thermique 123

3.4.5.1. Conditions aux Limites et Chargement Thermique 123

3.4.5.2. Calcul de la dissipation moyenne cyclique 125

3.5. Lien entre fatigue et AE en utilisant un critère énergétique ... 127

3.5.1. Identification du critère énergétique 127

3.5.2. Comparaison avec l'Approche de Sendeckyj 130

3.6. Lien entre fatigue et AE par un modèle viscoélastique 131

3.6.1. Rappels sur les mécanismes d'endommagement des stratifiés d'UD 131

3.6.2. Modèles viscoélastique linéaire et non-linéaire 132

3.6.3. Résultats 134

3.6.4. Comparaison avec l'Approche de Sendeckyj 135

3.7. Conclusions sur la Fatigue d'Eprouvettes Saines 136

L'objectif de ce chapitre est d'étudier le comportement en fatigue du matériau sain qui sera la référence pour étudier ensuite l'influence d'un endommagement initial sur la tenue à la fatigue, sujet détaillé dans le chapitre suivant.

Dans un premier temps, une observation par tomographie de la microstructure permettra de rappeler l'empilement et vérifier l'état du matériau avant essai.

Dans un second temps, la tenue en fatigue du matériau est déterminée par l'approche de Sendeckyj. Les essais statiques et de fatigue nécessaires à l'utilisation de cette approche ainsi que l'application de cette dernière seront détaillés.

Dans un troisième temps, nous présenterons l'approche par auto-échauffement via des essais d'abord en température stabilisée et ensuite en régime transitoire pour accélérer l'obtention des courbes de fatigue.

Dans un quatrième temps, des simulations numériques par éléments finis sont mises en place comme outil de compréhension des essais d'auto-échauffement et de vérification de protocole d'analyse de données expérimentales.

Dans un cinquième temps, un critère de fatigue énergétique est identifié via les essais d'auto-échauffement permettant d'établir un lien entre l'auto-échauffement et la fatigue.

Dans un sixième temps, une nouvelle méthode est proposée pour établir un lien entre l'auto-échauffement et la fatigue en utilisant un modèle viscoélastique.

Enfin, un septième et dernier temps viendra conclure sur les différents défis auxquels l'auteur a dû faire face et sur les résultats importants obtenus sur cette étude du matériau sain.

3.1. Microstructure

Avant d'étudier le comportement mécanique du matériau, il est intéressant d'observer la microstructure du matériau obtenue par tomographie par rayons X. Une vue en coupe dans le plan orthogonal à la longueur d'une éprouvette saine est proposée sur la Figure 3.01. Cette figure affiche en haut l'image brute et en bas l'image avec mise en évidence de la microstructure.

Les interfaces entre chaque pli sont clairement visibles. Les torons au sein des plis tissés 2D sont également clairement visibles, tout comme la matrice entre ces torons. Enfin, moins attendu que les deux points précédents, il est possible d'observer des poches de matrices dans les plis UDs.

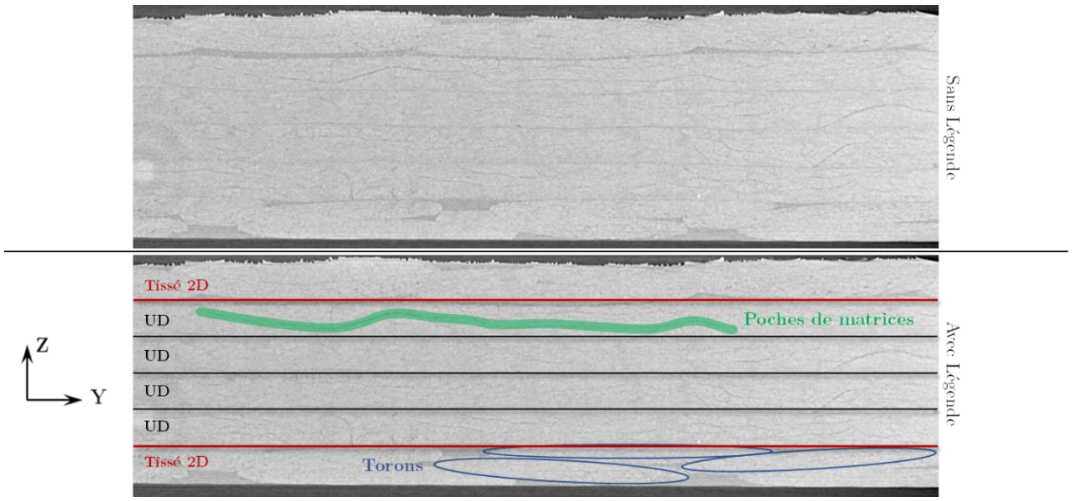


Figure 3.01: Vue en coupe de la microstructure du Macropli dans le plan orthogonal à la longueur de l'éprouvette.

Maintenant que la microstructure a été observée, le comportement mécanique du matériau peut être étudié.

3.2. Résultats de Statique et de Fatigue

Dans un premier temps, des éprouvettes ont été testées pour des chargements quasi-statiques. Ces essais ont ensuite permis de guider les niveaux de chargement souhaités pour les essais de fatigue.

L'objectif est d'utiliser les résultats de ces essais pour déterminer la tenue en fatigue du matériau à l'aide de l'approche de Sendeckyj. Quelques questions se posent alors sur la base de données requise pour bien estimer cette tenue en fatigue :

- Combien d'essais de statique et de fatigue sont suffisants et nécessaires pour une bonne détermination de la courbe de Wöhler moyenne à l'aide de cette approche ?
- Comment répartir ces données de fatigue ?
- Combien d'essais supplémentaires sont nécessaires pour bien caractériser la dispersion ?

L'Annexe A répond à cette question à travers une étude de la sensibilité de la base de données sur la détermination de la tenue en fatigue avec l'approche de Sendeckyj.

Pour le matériau sain, la base de données se divise en 11 résultats de statique et 23 résultats de fatigue.

Pour rappel, les éprouvettes saines sont de dimension 250 mm x 25 mm et possèdent des talons. Les dimensions sont détaillées en 2.2.1 et la préparation des éprouvettes pour les essais est détaillé en 2.2.2.

Les éprouvettes sont nommées sous la forme NG-S0-01 avec :
- NG pour indiquer que ce sont des éprouvettes Naval Group ;
- S0 pour indiquer que ce sont des éprouvettes saines et dont l'UD est orienté à 0° ;
- 01 correspond au numéro de l'éprouvette.

3.2.1. Statique

Les essais de statique suivent la norme [ASTM - D 3039/D 3039M]. La vitesse de sollicitation est dans ce cas de 2 $mm.min^{-1}$.

L'objectif de ces essais étant de construire une base de données expérimentales nécessaire à l'identification de la courbe de Wöhler, seule la contrainte à rupture est cherchée, donc seuls la force et le déplacement machine sont enregistrés. Les résultats présentés sur la Figure 3.02 montrent que les essais de statique sont répétables et peu dispersés.

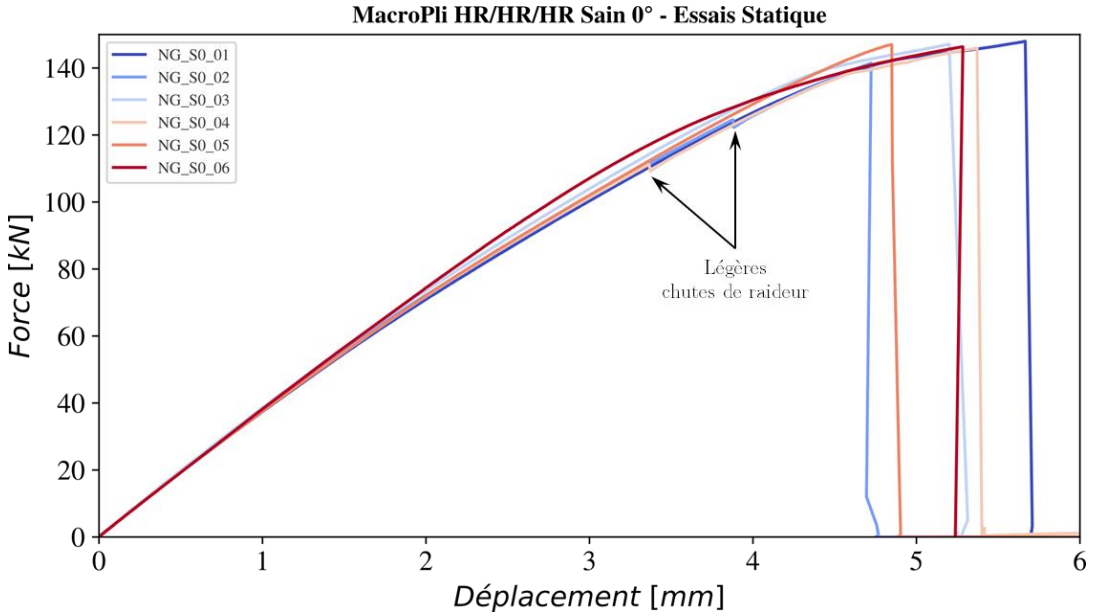


Figure 3.02: Force appliquée sur les éprouvettes en fonction du déplacement du mors de la machine d'essai.

Cette figure semble montrer une rupture brutale sans signe annonciateur préalable. Une légère chute de raideur est parfois visible comme sur les éprouvettes NG-S0-02 et NG-S0-05. Ces chutes correspondent à des paquets de fibres des plis UD s'étant désolidarisés d'une tranche de l'éprouvette. Ces évènements ont été observés grâce à une caméra infrarouge.

La Figure 3.03 montre des images obtenues sur l'éprouvette NG-S0-02 durant un intervalle de temps de 0,06s (6 images successives à 100Hz). La zone endommagée reste très localisée au bord et n'évolue pas jusqu'à la fin de l'essai. Ce film montre également une rupture brutale du matériau sans signe annonciateur avant rupture. Autrement dit, il n'y a pas d'événement thermique avant rupture (voir Figure 3.04).

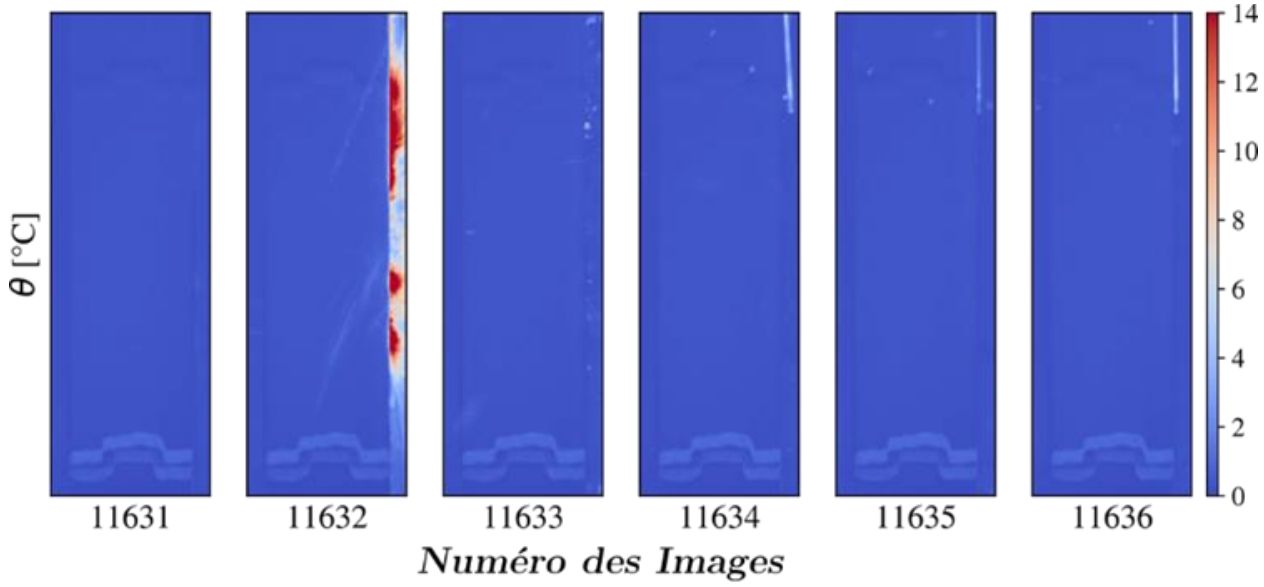


Figure 3.03: Rupture de fibres sur la tranche droite de l'éprouvette NG-S0-02 à l'image n°11632 au cours de l'essai statique.

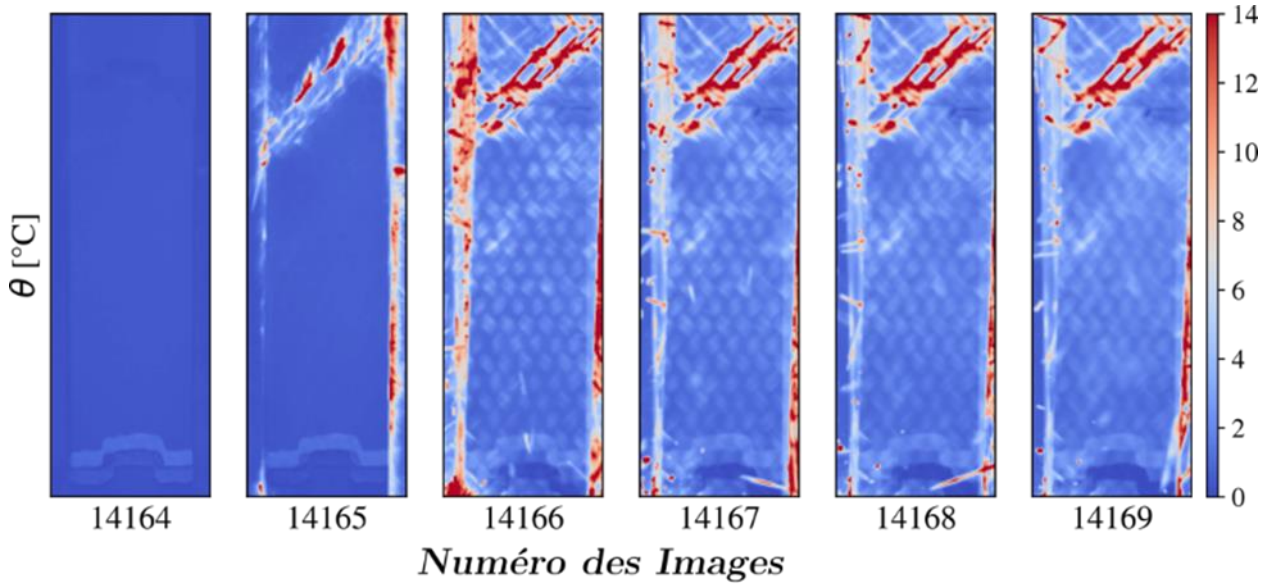


Figure 3.04: Rupture complète de l'éprouvette NG-S0-02 au cours de l'essai de statique.

A noter que la direction de sollicitation est verticale, comme pour toutes les images montrées dans cette étude, et que la zone observée est toujours plus petite que la zone utile de l'éprouvette comme le montre la Figure 3.05. Les tracés en forme de créneau sur les éprouvettes, que l'on peut observer sur cette Figure 3.05, sont des marqueurs de feutre argenté de très faible émissivité permettant de suivre le mouvement/déformation de l'éprouvette dont l'utilité sera développée plus loin en partie 3.3.3.1.

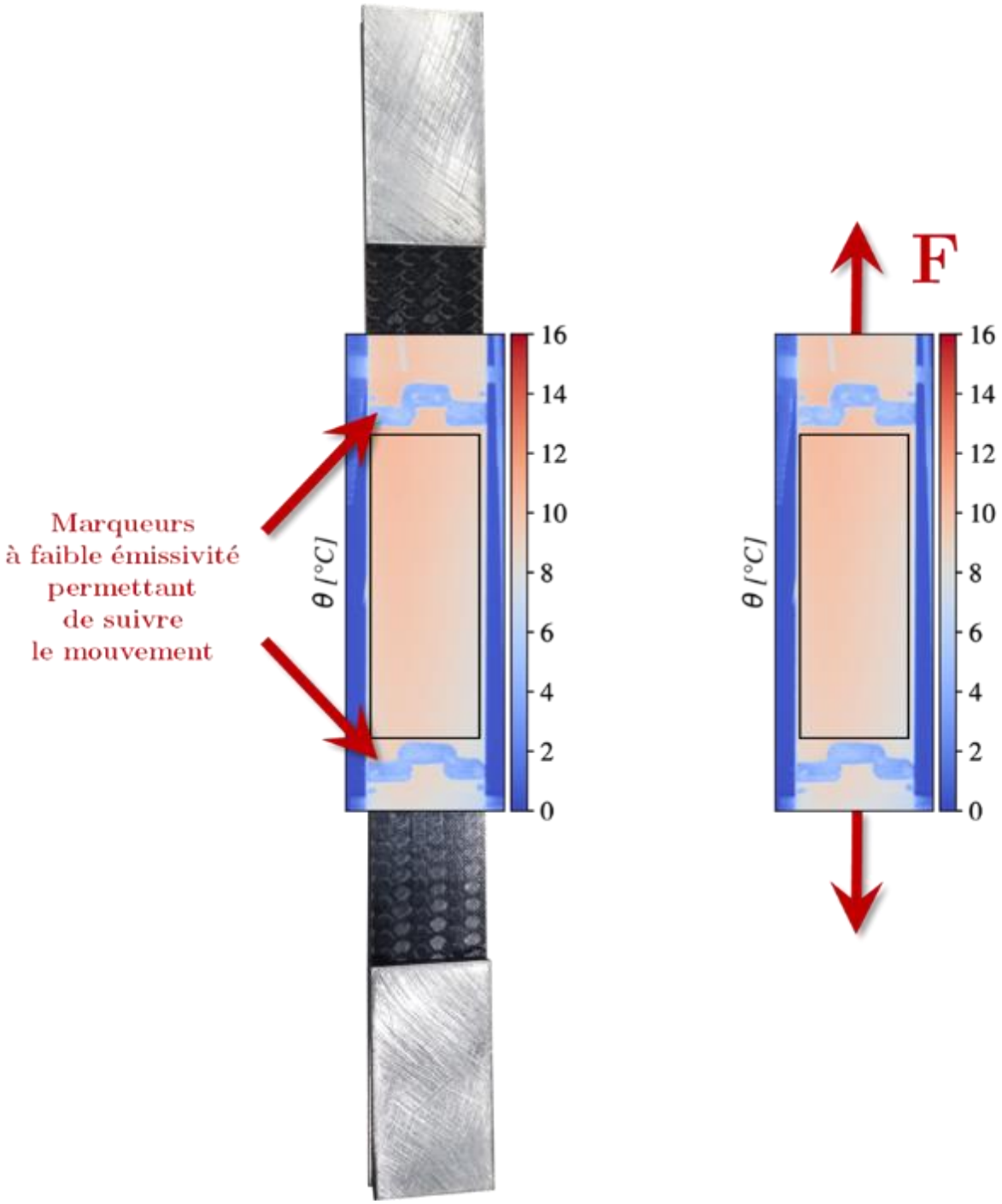


Figure 3.05: Mise en situation des cartographies infrarouge affiché par rapport à l'essai réelle.

Quelques essais ont été instrumentés à l'aide d'un système de corrélation d'images numériques (DIC : Digital Image Correlation) durant un essai de statique pour obtenir une courbe contrainte/déformation. Cette courbe montre un comportement légèrement non-linéaire renforçant, ce qui est classique pour un matériau constitué principalement de plis HR sollicité dans la direction des fibres [Kumar et al., 2021], suivi par une rupture brutale du matériau sans signe annonciateur : pas de chute de contrainte sur la courbe de traction (voir Figure 3.06).

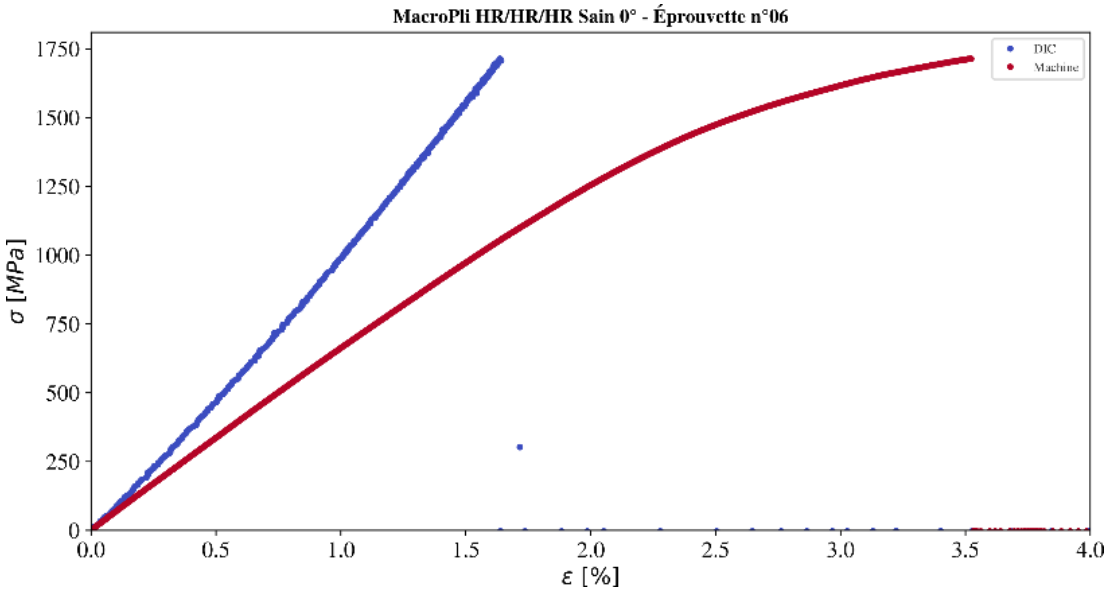


Figure 3.06: Courbe de traction de l'éprouvette NG-S0-06.

Les états post-rupture des éprouvettes montrent généralement que les plis UD sont totalement endommagés, avec des ruptures de fibres perpendiculairement à la direction de chargement, mais également des fibres décollées de la matrice par paquets avec un effet « balai en paille » (voir Figure 3.07). Les plis tissés 2D sont décollés des plis à 0° et déchirés à 45° par rapport à l'axe de chargement. Etant donné le caractère dynamique de la rupture, il est difficile de préciser un scénario de ruine. Les images infrarouges laissent penser que la rupture s'amorce au bord dans les plis à 0° et conduisent à la rupture finale du composite.



Figure 3.07: Etat post-rupture des éprouvettes testées en statique.

3.2.2. Fatigue

Les essais de fatigue sont réalisés à une fréquence de 2 Hz avec un rapport de chargement en contrainte $\boldsymbol{R}$ de 0,1. La contrainte affichée sur la courbe de Wöhler correspond à la contrainte maximale appliquée. Une attention particulière a été portée au PID de la machine servo-hydraulique. La consigne est atteinte très rapidement, en moins de 4 cycles, sans dépassement de contrainte maximum appliquée conséquent (voir Figure 3.13).

L'ensemble des résultats des essais statique et des essais de fatigue sont affichés sur la Figure 3.08.

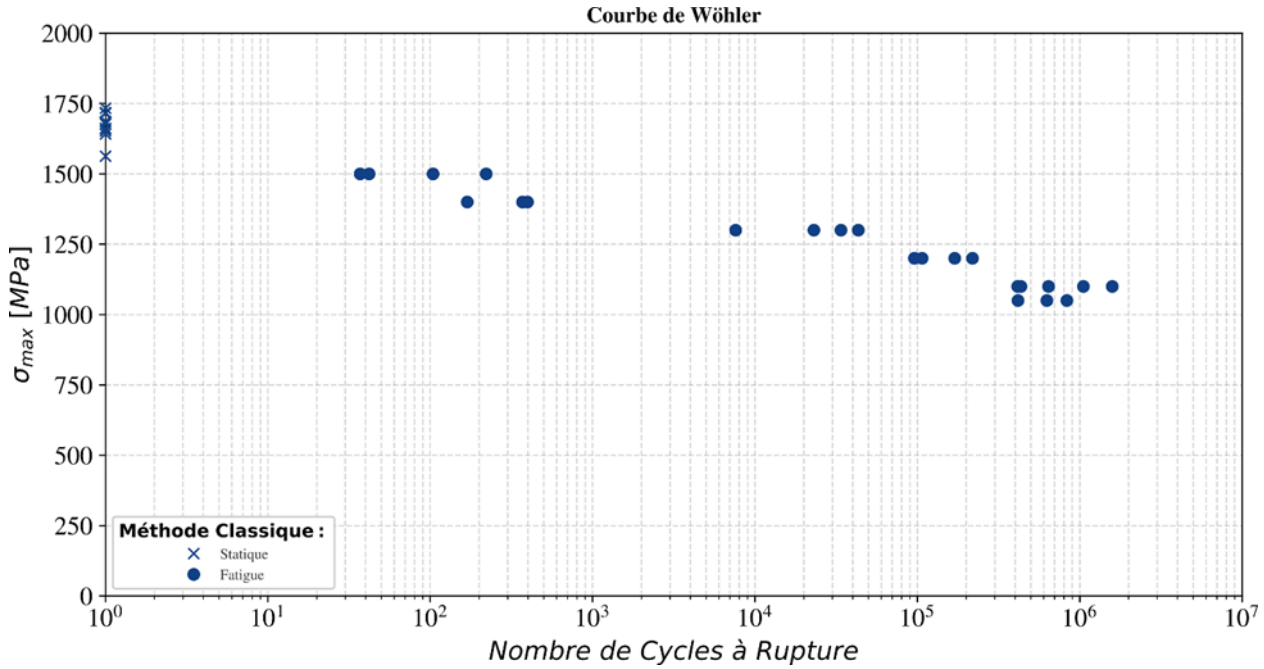


Figure 3.08: Résultats de statique et de fatigue du Macropli HR/HR/HR sain.

La rupture en fatigue est tout aussi brutale et sans signe annonciateur que pour la rupture en statique comme le montrent les images infrarouges de la Figure 3.09.

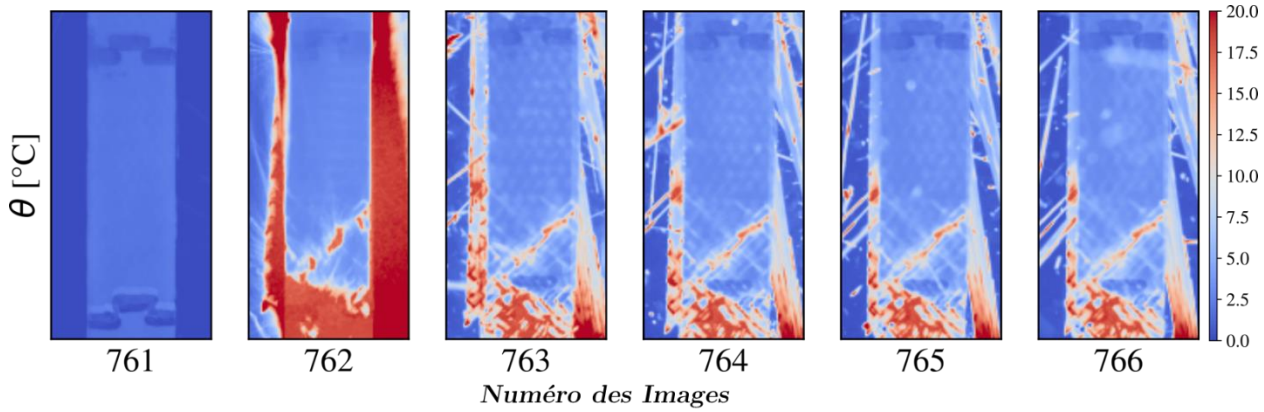


Figure 3.09: Rupture complète de l'éprouvette NG-S0-12 au cours d'un essai cyclique.

Les états post-rupture des éprouvettes testées en fatigue sont identiques à ceux observés en statique : explosé ou scindé en deux (voir Figure 3.10).



Figure 3.10: Etat post-rupture des éprouvettes testées en fatigue.

Les mécanismes d'endommagement semblent donc identiques en statique et en fatigue. Cette remarque est importante car c'est l'une des hypothèses de l'approche de Sendeckyj.

3.2.3. Approche de Sendeckyj

Les courbes de Wöhler sont obtenues par l'approche de Sendeckyj dont la démarche est détaillée au Chapitre 2. Pour rappel, cette approche offre l'avantage d'obtenir une courbe de Wöhler non déterministe (courbe à x% où x représente le pourcentage de chances que l'essai se situe au-dessus de cette courbe).

Dans un premier temps, la courbe de Wöhler est déterminée à partir de la base expérimentale « classique » au sens où seuls les résultats de statique et de fatigue sont utilisés dans l'approche de Sendeckyj (voir Figure 3.11). Les paramètres identifiés sont notés en bas de la figure.

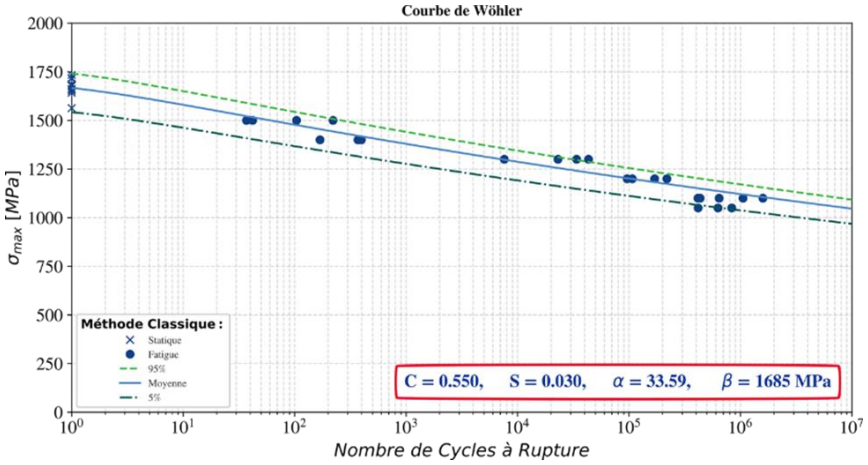


Figure 3.11: Courbe de Wöhler du matériau sain obtenue par l'approche de Sendeckyj à partir d'essais classiques.

Cette courbe de Wöhler sera ensuite comparée dans les sections suivantes aux courbes de Wöhler obtenues à l'aide des essais d'auto-échauffement. Il sera possible notamment de comparer les valeurs des paramètres obtenus.

3.3. Courbes d'Auto-Echauffement en Transitoire et en Stabilisé

Un des objectifs de la thèse est d'utiliser l'auto-échauffement pour accélérer la caractérisation des propriétés en fatigue du matériau.

Cet objectif nécessite 3 étapes :

- Obtention d'une courbe d'auto-échauffement ;
- Analyse de cette courbe d'auto-échauffement ;
- Lien vers la fatigue.

Dans un premier temps, le protocole expérimental d'un essai d'auto-échauffement est expliqué.

Dans un second temps, les courbes d'auto-échauffement vont être construites à la fois par des essais en régime stabilisé et par des essais en régime transitoire.

Dans un troisième et dernier temps, des analyses de champs seront réalisées pour observer le comportement thermique local du matériau.

Le principe de l'auto-échauffement est détaillé au chapitre 2.

3.3.1. Protocole Expérimental

Pour rappel, le protocole d'auto-échauffement consiste à soumettre l'éprouvette à une séquence de paliers de chargements cycliques à amplitude croissante (voir Figure 3.12). Un palier est défini par un rapport de charge en contrainte (fixe pour tous les paliers de l'essai d'auto-échauffement), une fréquence (fixe pour tous les paliers de l'essai d'auto-échauffement), une valeur de la contrainte maximale, et un nombre de cycles. L'objectif est de déterminer la relation entre l'énergie dissipée par cycle et la contrainte appliquée grâce à des mesures thermiques.

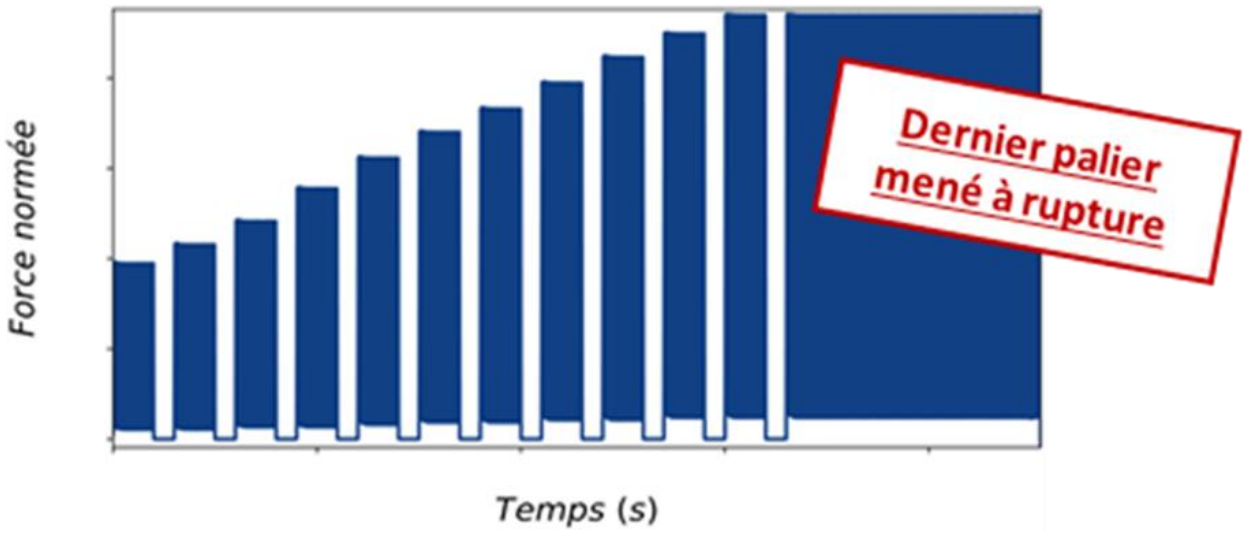


Figure 3.12: Illustration de la sollicitation mécanique appliquée durant un essai d'auto-échauffement.

L'analyse en régime transitoire étant effectuée sur les premiers cycles de chargement, une attention particulière est portée au PID afin que la consigne soit atteinte très rapidement (< 4 cycles) sans dépassement de contrainte maximale appliquée conséquent (voir Figure 3.13). Par exemple, sur l'éprouvette NG-S0-11, il a été relevé un dépassement maximal de 1% de la consigne pour le premier palier de 400 MPa, puis un dépassement de 0.5% au maximum pour tout le reste de l'essai d'auto-échauffement. Dépasser la consigne pourrait en effet induire un possible phénomène irréversible ou endommagement qui n'aurait pas eu lieu en respectant la consigne. Ce phénomène ou endommagement serait alors attribué au mauvais palier.

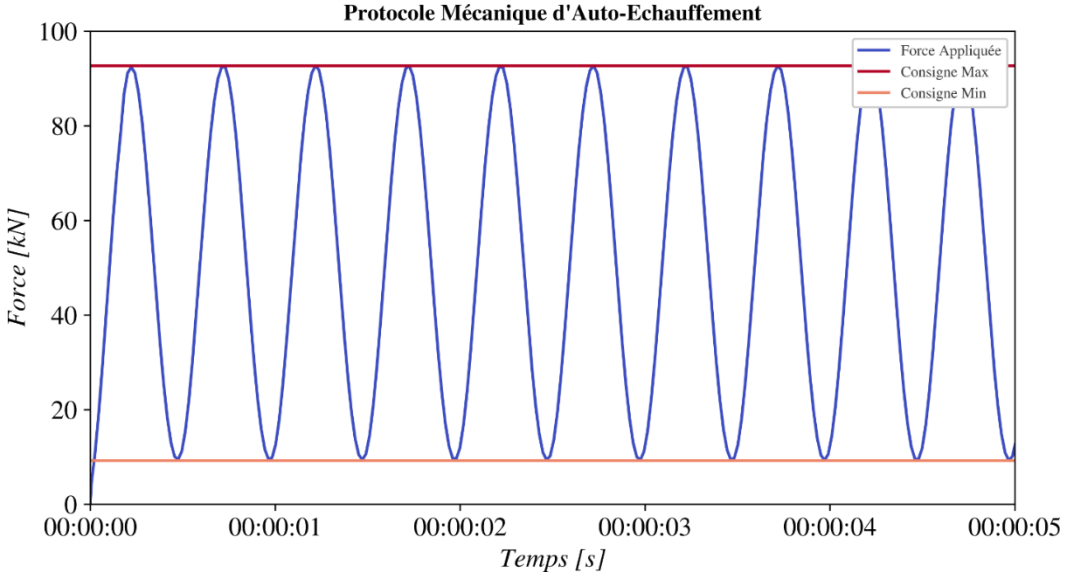


Figure 3.13: Zoom sur les premiers cycles du palier à 1100 MPa en régime stabilisé appliqué à l'éprouvette NG-S0-15.

Pour rappel, il est important de bien confiner l'éprouvette pour un essai d'auto-échauffement (voir Figure 3.14) et d'attendre que la scène thermique soit stabilisée avant de commencer la sollicitation mécanique. Les précautions expérimentales sont détaillées dans le chapitre 2.



Figure 3.14: Image du dispositif expérimental avec le confinement pour limiter l'influence de l'environnement sur l'essai et la caméra infrarouge.

3.3.2. Dissipation en moyenne

Pour obtenir des informations globales, la moyenne de la température sur une région d'intérêt est réalisée à chaque instant, puis l'évolution de cette température globale au cours du temps est tracée. Si l'approche 0D est correcte, il est alors possible d'identifier les paramètres d'une fonction :

- Exponentielle avec une oscillation sinusoïdale en régime stabilisé ;
- Affine avec une oscillation sinusoïdale en régime transitoire.

La région d'intérêt utilisée pour réaliser la moyenne de la température en tout instant est la plus grande possible pour minimiser le bruit de mesure et obtenir un signal le plus fiable et propre possible (voir Figure 3.15 montrant la taille de la région d'intérêt).

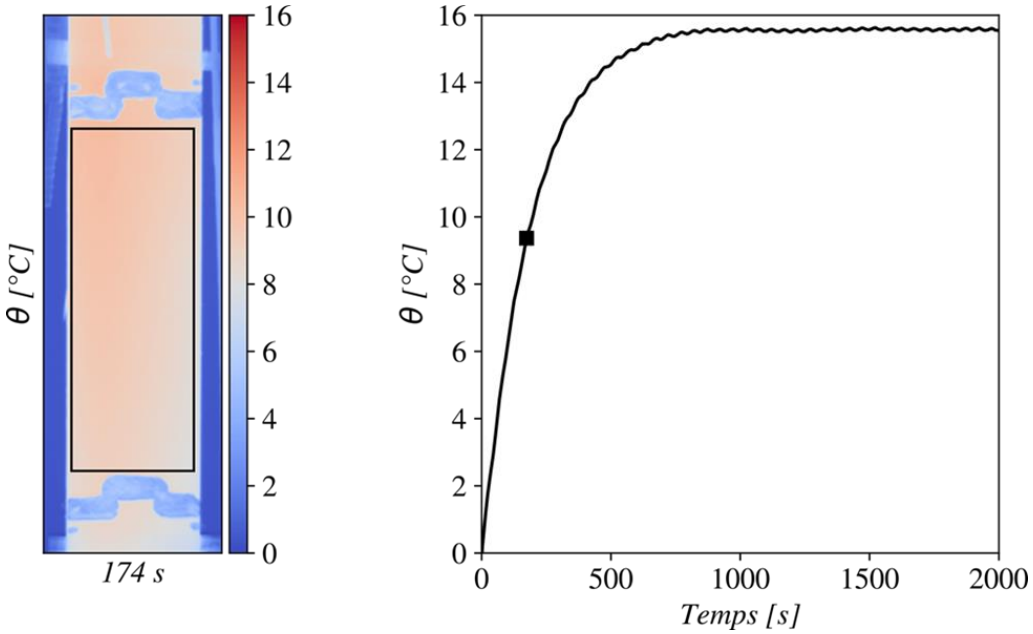


Figure 3.15: Evolution de la température moyennée sur la région d'intérêt (en noir) de l'éprouvette NG-S0-15 au cours d'un palier d'auto-échauffement stabilisé à 1300 MPa et champs d'évolution de température à 174s.

Remarque : La sinusoïde observée sur l'évolution de la température moyenne est due à une acquisition stroboscopique par la caméra infrarouge permettant de reconstruire l'amplitude du signal sur quelques dizaines cycles.

Faire un essai en régime stabilisé permet de vérifier que la dissipation cyclique est à priori constante. Il est possible de réaliser un essai en régime transitoire, beaucoup plus rapide qu'un essai stabilisé, permettant d'obtenir beaucoup plus de couples chargement-dissipation et dans un temps plus court.

En pratique, un essai transitoire est réalisé en premier lieu afin d'obtenir un maximum d'informations rapidement. L'essai stabilisé est réalisé ensuite pour vérifier que la même dissipation cyclique moyenne est obtenue que sur l'essai en régime transitoire. Puis d'autres essais transitoires sont réalisés en faisant varier différents paramètres, qui seront cités plus loin, dans le but de vérifier certaines hypothèses d'analyse.

3.3.2.1. Auto-Echauffement en régime transitoire

Un premier essai transitoire est donc réalisé à 2 Hz et avec un rapport de chargement de 0,1 pour des paliers allant de 400 MPa à 1550 MPa par pas de 50 MPa. Dans un souci de clarté, seuls quelques paliers sont affichés sur la Figure 3.16. Le temps d'attente entre chaque palier, de l'ordre de 15 minutes suivant la montée en température, est suffisamment long pour atteindre l'équilibre thermique.

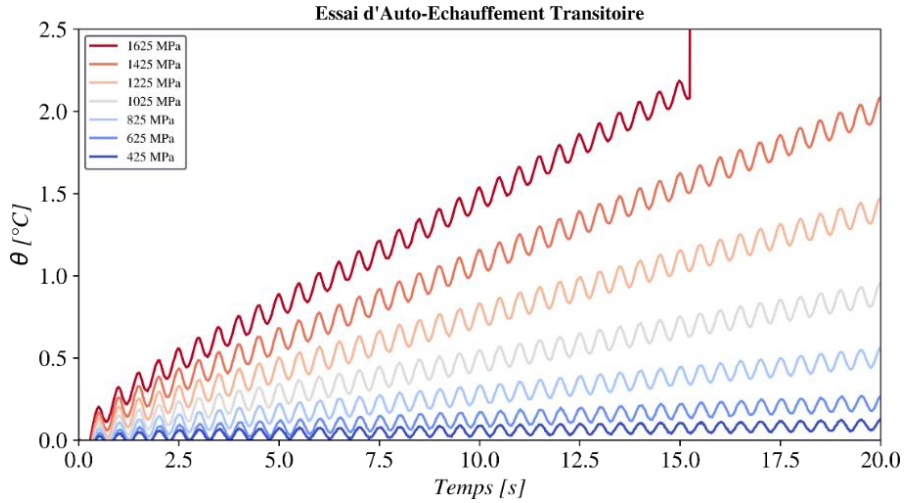


Figure 3.16: Evolution de la température de l'éprouvette NG-S0-12 au cours d'un essai d'auto-échauffement transitoire.

La dissipation cyclique moyenne du matériau est obtenue pour un essai transitoire à partir de l'équation suivante :

$$\Delta^* = \frac{\rho C_p}{f_r}\dot{\theta}^{0d} \qquad [3.01]$$

Il est donc nécessaire d'identifier la vitesse d'élévation de température $\dot{\theta}^{0d}$ de chaque palier. Pour rappel, $\dot{\theta}^{0d}$ est identifié sur une fenêtre temporelle allant de 2s à 8s (voir section 2.4.4.4 du chapitre 2 et voir Figure 3.17) à l'aide de l'équation suivante :

$$\theta^{0d}(t) = \dot{\theta}^{0d}t + A_1 \sin(2\pi f_r . t + \varphi) \qquad [3.02]$$

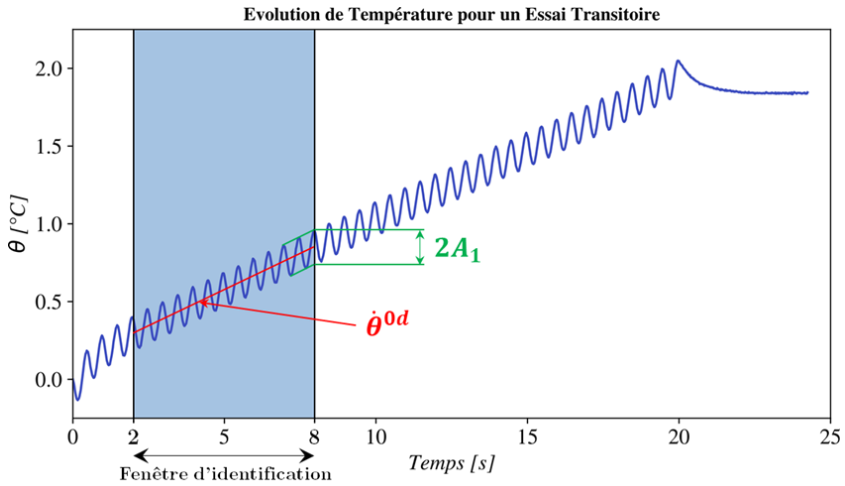


Figure 3.17: Evolution de la température de l'éprouvette NG-S0-11 au cours d'un essai d'auto-échauffement transitoire.

Chaire industrielle « Self-Heating » - Projet-ANR-20-CHIN-0002

La dissipation cyclique moyenne est ainsi calculée pour chaque palier de l'essai d'auto-échauffement transitoire.

La courbe d'auto-échauffement obtenue est affichée sur la Figure 3.18.

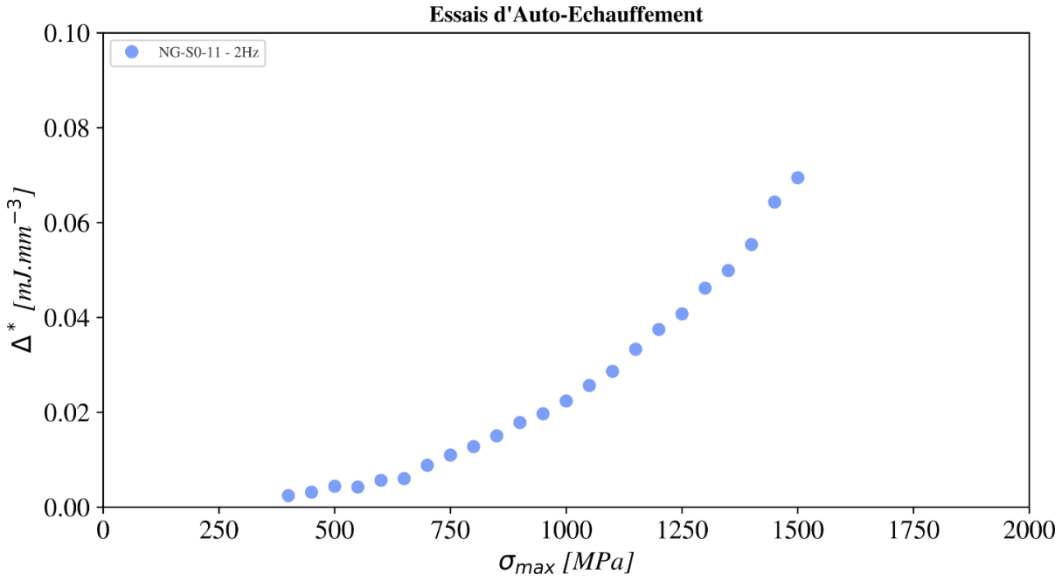


Figure 3.18: Comparaison entre la courbe d'auto-échauffement obtenue en régime stabilisé et celle obtenue en régime transitoire.

Plusieurs points importants sont ensuite à vérifier (voir Figure 3.19) :

- La répétabilité a été vérifiée avec l'éprouvette 12 en dupliquant le premier essai transitoire, mais en décalant les paliers de 25 MPa ;
- L'absence d'influence de la fréquence sur la détermination de la dissipation cyclique moyenne a été vérifiée avec l'éprouvette 13 à l'aide d'essais réalisés à 5Hz ;
- L'absence d'effet d'histoire du chargement a été vérifiée avec l'éprouvette 14 en prenant pour premier palier de chargement le palier final de l'éprouvette 13.

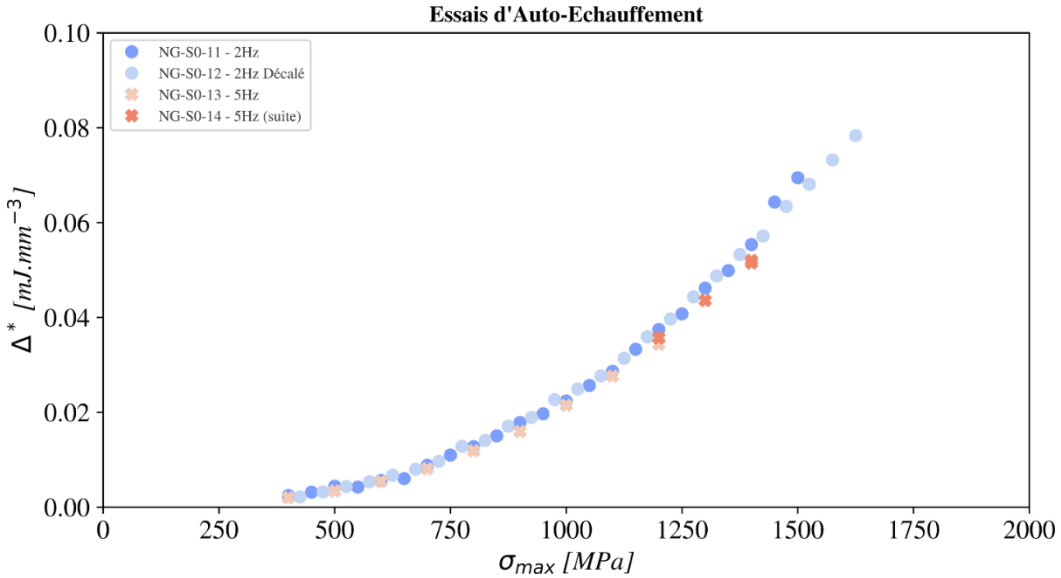


Figure 3.19: Ensemble des courbes d'auto-échauffement obtenues sur les différents essais d'auto-échauffement.

Les courbes d'auto-échauffement obtenues en changeant les contraintes des paliers, en changeant la fréquence et en changeant l'histoire du chargement (deuxième éprouvette sollicitée à 5Hz à contrainte élevée uniquement) sont superposées.

Cela met également en évidence le fait qu'une courbe d'auto-échauffement caractérise le comportement moyen du matériau. Les résultats sont indépendants de l'éprouvette testée contrairement à un essai de fatigue pour lequel le nombre de cycles à rupture est dépendant de l'éprouvette sollicitée. Ce point sera abordé dans les parties 3.5 et 0 faisant le lien entre l'auto-échauffement et la fatigue.

3.3.2.2. Auto-Echauffement en régime stabilisé

Il est important de vérifier si la dissipation cyclique moyenne calculée en régime transitoire correspond bien à celle calculée en stabilisé. L'ensemble de l'essai stabilisé a été réalisé à 2Hz avec un ratio de chargement de 0,1. Trois paliers ont été réalisés à des contraintes maximales appliquées de : 700 MPa, 900 MPa, puis 1100 MPa (voir Figure 3.20). Il est attendu que l'équilibre thermique entre le matériau et l'extérieur soit atteint avant de réaliser le palier de chargement suivant. La même durée est utilisée pour le chargement et le refroidissement. Cette durée est de 2000 secondes.

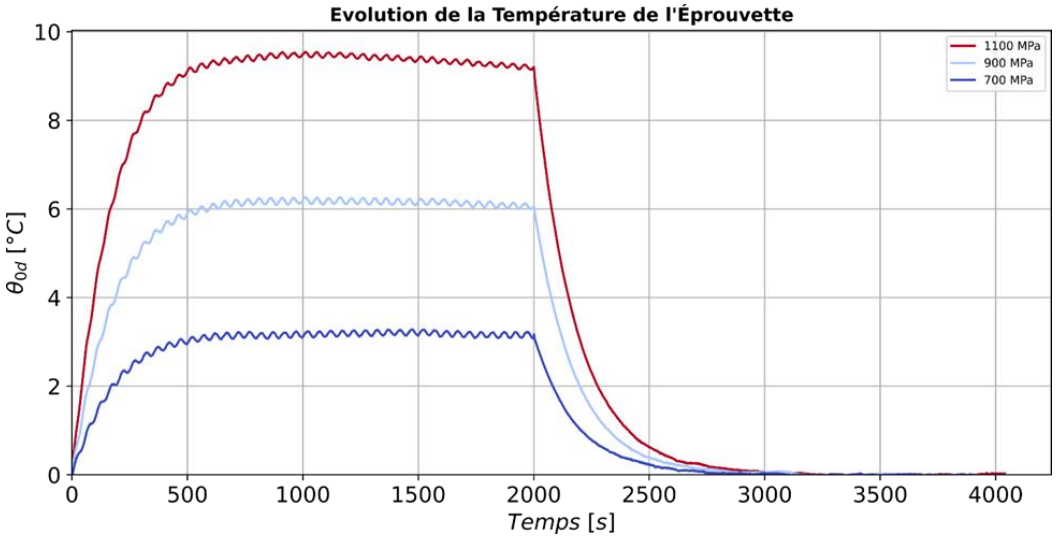


Figure 3.20: Evolution de la température de l'éprouvette NG-S0-15 au cours d'un essai d'auto-échauffement stabilisé.

Si l'approche 0D développée au chapitre 2 est correcte, alors pendant la phase de chargement, l'équation de la chaleur s'écrit sous la forme :

$$\dot{\overline{\theta}}^{0d} + \frac{\overline{\theta}^{0d}}{\tau_{equ}} = \frac{\overline{\Delta}_{int}^{0d}}{\rho C_p} \qquad [3.03]$$

Et pendant la phase de refroidissement, l'équation de la chaleur s'écrit sous la forme :

$$\dot{\overline{\theta}}^{0d} + \frac{\overline{\theta}^{0d}}{\tau_{equ}} = 0 \qquad [3.04]$$

Donc les fuites thermiques caractérisées par l'Equation [3.05] doivent être linéaires pendant la phase de refroidissement.

$$\dot{\overline{\theta}}^{0d} = -\frac{1}{\tau_{equ}}\overline{\theta}^{0d} \qquad [3.05]$$

En traçant $\dot{\theta}$ en fonction de θ sur cette phase de refroidissement, il est possible de vérifier que l'hypothèse sur la linéarité des fuites thermiques est valide et qu'il est possible d'identifier le temps caractéristique τ_{equ}.

Le temps caractéristique τ_{equ} n'étant pas dépendant du chargement appliqué, la pente des fuites thermiques devrait être identique pour chaque palier d'auto-échauffement.

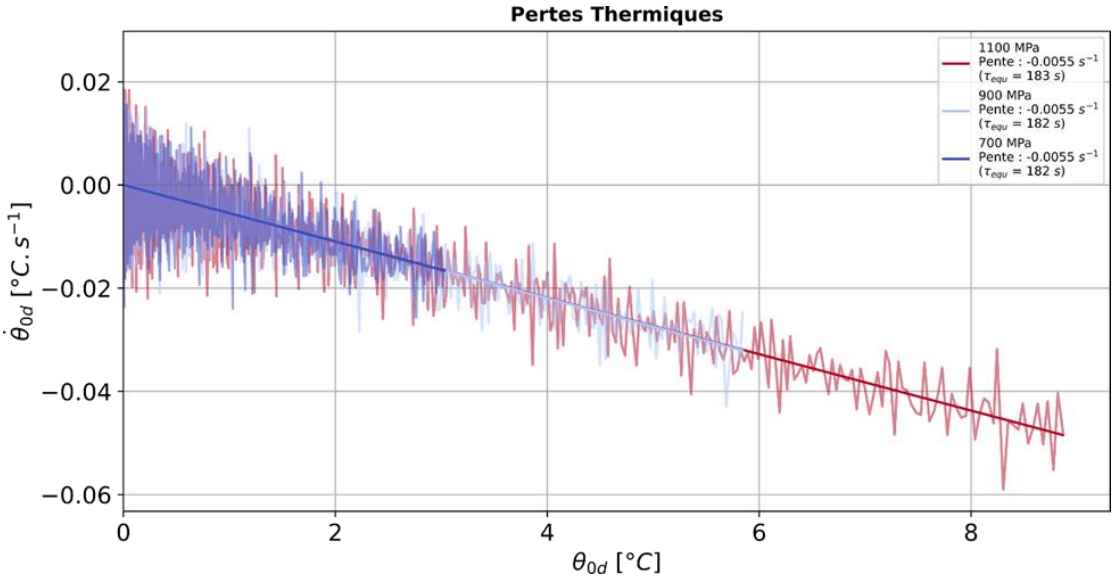


Figure 3.21: Identification du temps caractéristiques τ_{equ} sur les fuites thermiques sur l'éprouvette NG-S0-15.

Un τ_{equ} moyen de 182 secondes est obtenu (voir Figure 3.21). Il est à noter que les valeurs de τ_{equ} identifiées pour chaque palier sont très proches.

Pour rappel, la dissipation cyclique moyenne du matériau est déterminée pour un essai stabilisé à partir de l'équation suivante :

$$\Delta^* = \frac{\rho C_p}{f_r}\frac{\overline{\theta}^{0d}_{stab}}{\tau_{equ}} \qquad [3.06]$$

Il reste donc à trouver pour chaque palier la température stabilisée $\overline{\theta}^{0d}_{stab}$ en identifiant une exponentielle croissante sur l'évolution de la température moyenne pendant le chargement :

$$\overline{\theta}^{0d}(t) = \overline{\theta}^{0d}_{stab}\left(1 - e^{-t/\tau_{equ}}\right) \qquad [3.07]$$

Une fois la température stabilisée $\overline{\theta}^{0d}_{stab}$ identifiée pour chaque palier, il est possible de remonter à la dissipation cyclique moyenne pour chacun de ces paliers.

Il est donc possible de relier la contrainte maximale appliquée au matériau à sa dissipation cyclique moyenne.

Les points d'auto-échauffement obtenus en régime stabilisé sont affichés sur la Figure 3.22.

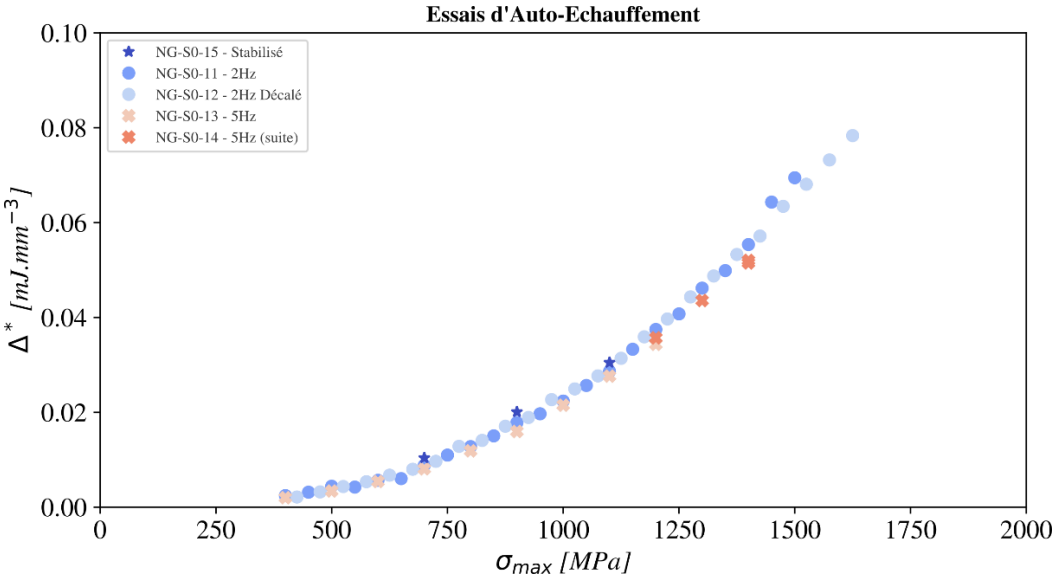


Figure 3.22: Dissipation cyclique moyenne en fonction de la contrainte maximale appliquée.

La dissipation obtenue pour les paliers 700 MPa, 900 MPa et 1100 MPa correspond à ce qui a été obtenu en régime transitoire. Cela apporte deux informations :

- Il est possible d'accélérer la campagne d'auto-échauffement en réalisant des essais en régime transitoire plutôt qu'en régime stabilisé ;
- La température relevée sur la face de l'éprouvette est représentative de la température moyennée dans l'épaisseur de l'éprouvette. Ce deuxième point a également été vérifié à l'aide d'une comparaison de courbes d'auto-échauffement obtenues sur la face et sur la tranche d'éprouvettes Macropli HR/IM/HR.

3.3.3. Analyse de champs en régime transitoire

Un des avantages de l'utilisation d'une caméra infrarouge est la possibilité d'obtenir des informations locales, en plus d'obtenir des informations en moyenne, en utilisant l'évolution de la température de chaque pixel du film infrarouge. Des champs de chaque paramètre du sinus linéaire peuvent alors être affichés.

Les deux informations principales qui nous intéressent sont [Navrátil et al., 2023] :

- La vitesse d'élévation de la température $\dot{\boldsymbol{\theta}}$ qui peut être reliée à la dissipation cyclique en chaque pixel en tenant compte des effets de diffusion ;
- L'amplitude de la première harmonique $\boldsymbol{A_1}$ qui peut être reliée au couplage thermoélastique sur la surface observée au caractère diffus près.

3.3.3.1. Compensation de Mouvement

Comme il a été expliqué précédemment, l'identification d'un sinus linéaire est réalisée sur l'évolution de température de chaque pixel du film infrarouge. Ce qui nous intéresse est l'évolution de la température aux différents points de l'éprouvette et non l'évolution de la température des pixels. Or, lors de l'application d'un chargement sur l'éprouvette, cette dernière se déforme. Il est donc important de relever la déformation de l'éprouvette pour compenser le mouvement et obtenir des évolutions de température de points matériels plutôt que de pixels.

Le mouvement de l'éprouvette est donc suivi à partir des marqueurs de faible émissivité via le logiciel Celenos. Pour rappel, deux marqueurs de faible émissivité sont peints sur l'éprouvette (voir Figure 3.15). Le mouvement de l'éprouvette est obtenu en suivant ces marqueurs qui délimitent la zone d'analyse de l'éprouvette. La Figure 3.23 affiche le marqueur du bas qui est suivi à gauche par le pointeur n°2 et à droite par le pointeur n°3. Une fois le mouvement de l'éprouvette obtenu, en utilisant une transformation affine dans notre cas d'étude, ce mouvement est compensé pour chaque pixel.

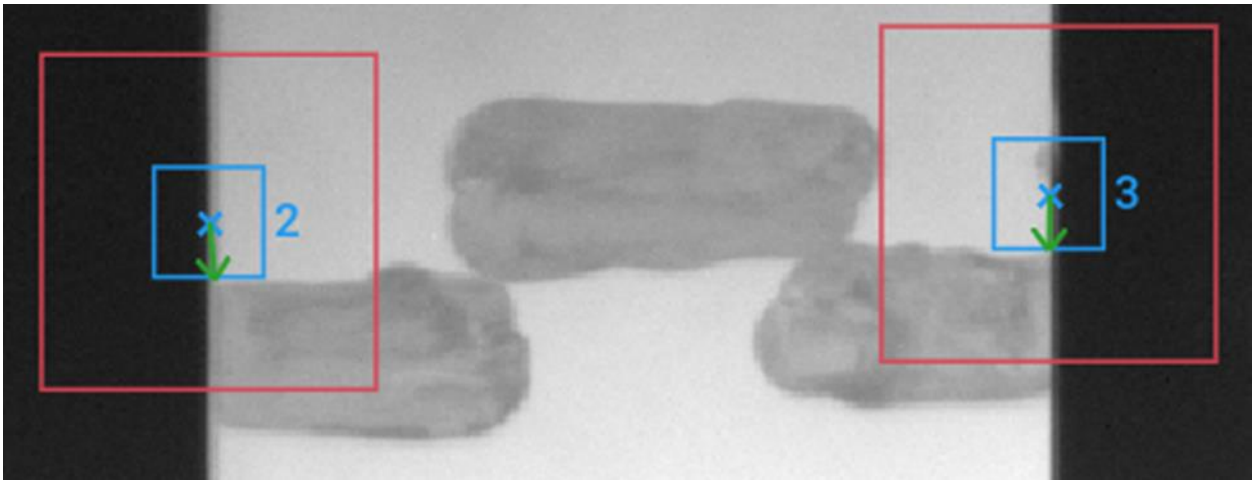


Figure 3.23: Suivi du mouvement (flèches vertes) des marqueurs faible émissivité via le logiciel Celenos.

Une fois la compensation de mouvement effectuée, l'identification d'un sinus linéaire est alors réalisée sur l'évolution de température de chaque pixel pour obtenir le champ de vitesse d'élévation de température $\dot{\boldsymbol{\theta}}$ et le champ d'amplitude $\mathbf{A_1}$ de la première harmonique.

La cartographie de vitesse d'élévation de température $\dot{\boldsymbol{\theta}}$ montre un champ quasiment homogène sur la surface. Le pli de surface étant un tissé 2D orienté à 45° avec des zones riches en matrice, il est raisonnable de penser que la dissipation n'est pas la même en tout point de la surface. Il semble donc que le champ de vitesse d'élévation température $\dot{\boldsymbol{\theta}}$ est relié à la dissipation mais à la diffusion près, qui peut conduire à une homogénéisation très rapide de $\dot{\boldsymbol{\theta}}$. Cela est possible a priori dans le plan mais peut-être également dans l'épaisseur, comme le laissent supposer les résultats 0D obtenus sur la face et sur la tranche (voir Chapitre 5). Ce point sera vérifié par simulation dans la suite.

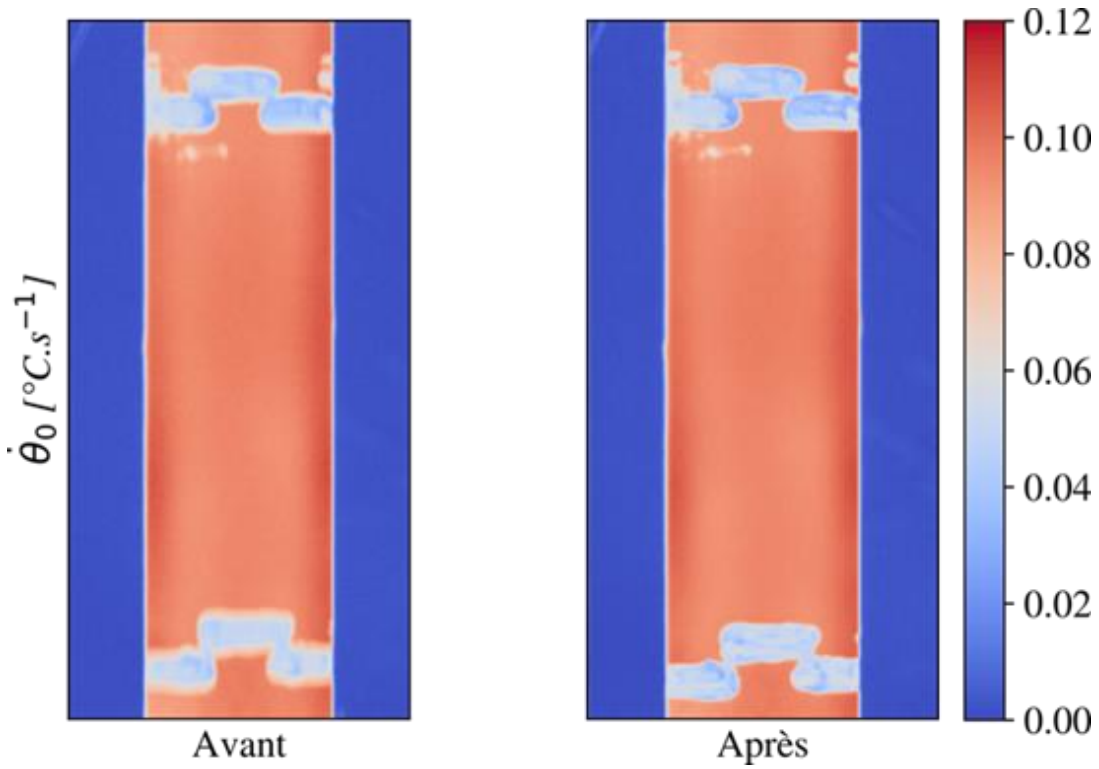


Figure 3.24: Champs de vitesse d'élévation de température $\dot{\boldsymbol{\theta}}$ avant et après compensation de mouvement.

Pour l'amplitude $\boldsymbol{A_1}$ de la première harmonique, la comparaison du champ avant/après compensation permet très clairement d'illustrer l'intérêt de cette démarche. Cela est très visible sur ce champ grâce au tissé 2D de surface (voir Figure 3.25).

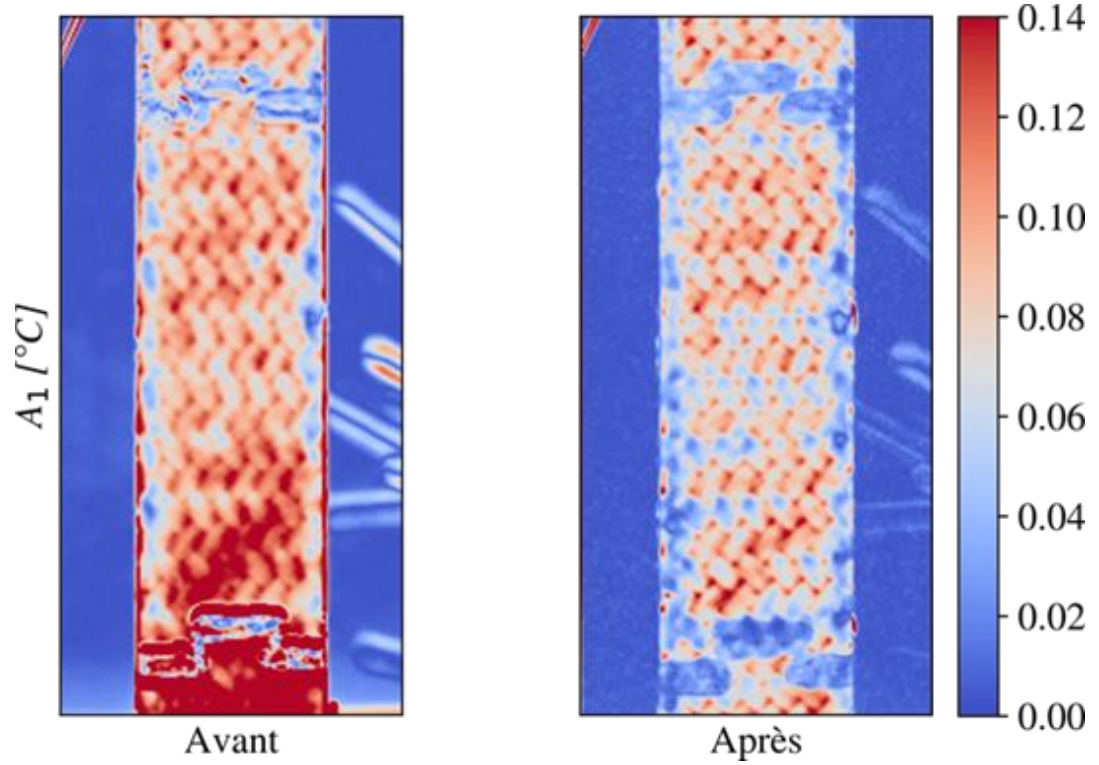


Figure 3.25: Champs d'amplitude $\boldsymbol{A_1}$ de première harmonique avant et après compensation de mouvement.

L'influence de la compensation de mouvement sur l'amplitude $\boldsymbol{A_1}$ de la première harmonique, mais pas sur la vitesse d'élévation de température $\dot{\boldsymbol{\theta}}$, est également visible sur l'évolution moyenne de température (voir Figure 3.26).

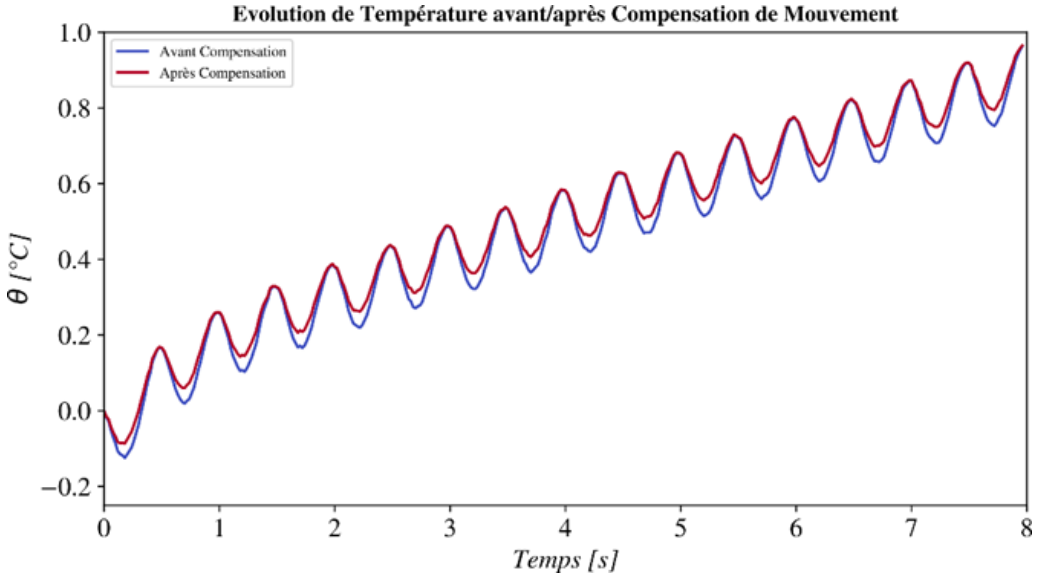


Figure 3.26: Evolution de température moyenne de l'éprouvette avant/après compensation de mouvement.

3.3.3.2. Cartographies de vitesse d'élévation de température

Les champs de vitesse d'élévation de température sont homogènes tout au long de l'essai comme le montrent les figures suivantes.

Sur la Figure 3.27, tous les paliers partagent la même échelle de couleurs affichée à droite. Cette figure permet de voir l'augmentation de la vitesse d'élévation de température.

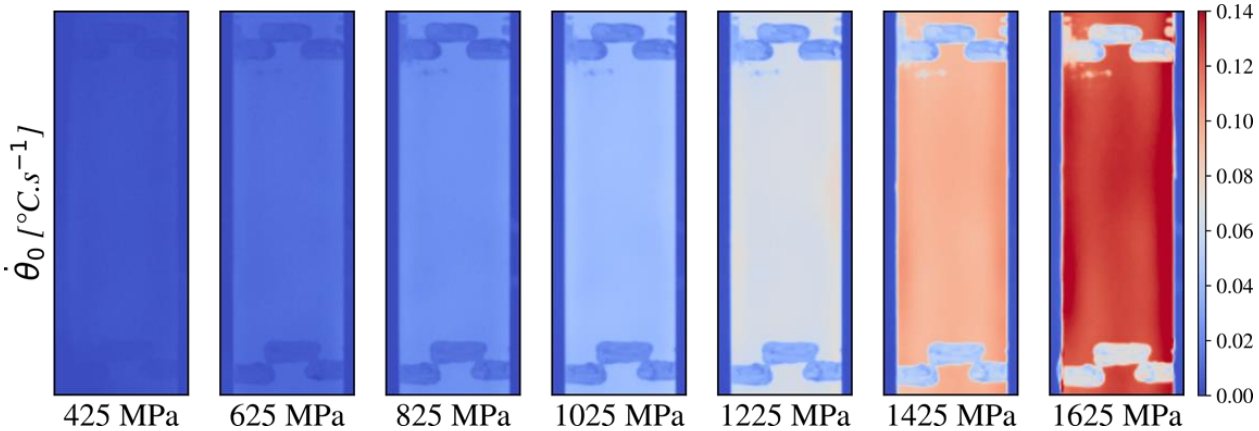


Figure 3.27: Champs de vitesse d'élévation de température au cours d'un essai transitoire sur l'éprouvette NG-S0-12.

Bien que la vitesse d'élévation de température augmente de manière homogène dans l'ensemble de l'éprouvette de palier en palier, il peut être intéressant de modifier l'échelle de couleurs pour étudier la forme du champ vitesse d'élévation de température de chaque palier, et donc possiblement observer des évolutions d'un palier à l'autre.

Pour cela, sur la Figure 3.28, la cartographie de chaque palier possède sa propre échelle de couleurs dont la plage de données couverte est basée sur une troncature à 2 % de son histogramme cumulé.

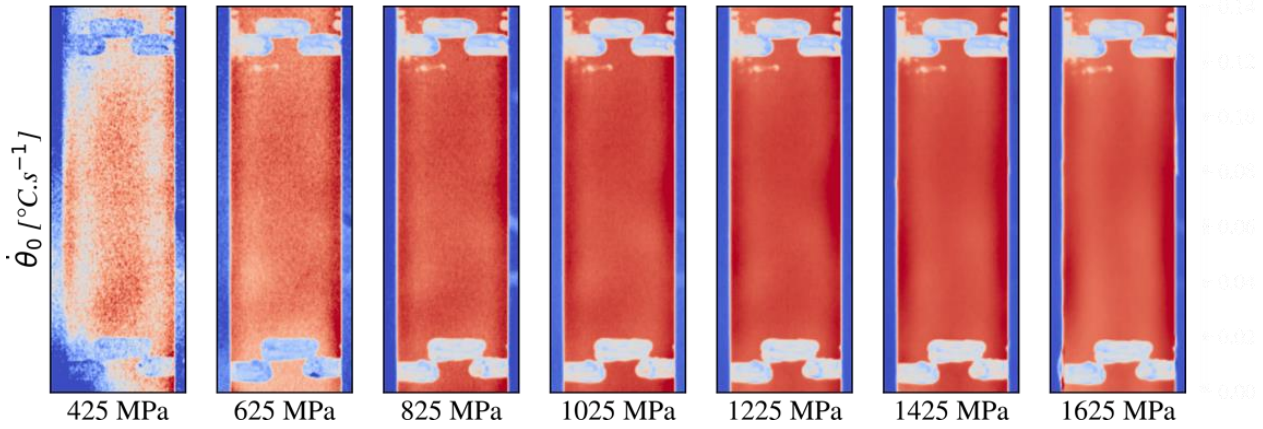


Figure 3.28: Champs de vitesse d'élévation de température de palier en palier sur l'éprouvette NG-S0-12.

Cette figure montre qu'il n'y a pas de variation significative des champs de vitesse d'élévation de température d'un palier à l'autre. Ils sont même quasiment identiques à partir de 825 MPa.

Toutefois, sur la Figure 3.27 et la Figure 3.28, la vitesse d'élévation de température semble plus importante sur les bords libres de l'éprouvette. Cela peut simplement être un effet de bord. Il sera intéressant de regarder si ce phénomène est retrouvé en éléments finis.

3.3.3.3. Cartographies d'amplitude de première harmonique

Les champs d'amplitude de première harmonique sont hétérogènes comme le montrent les figures suivantes.

Sur la Figure 3.29, tous les paliers partagent la même échelle de couleurs affichée à droite.

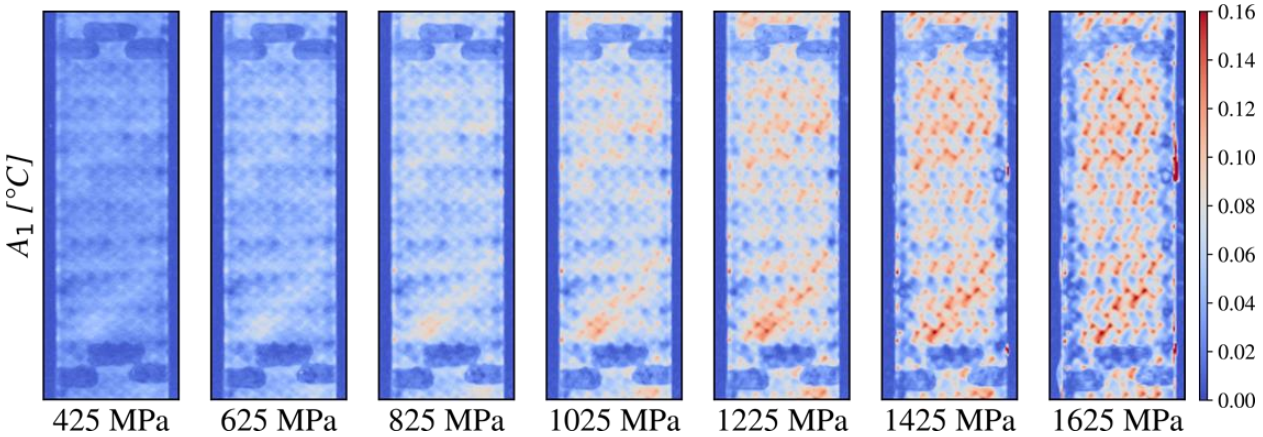


Figure 3.29: Champs d'amplitude de première harmonique au cours d'un essai transitoire sur l'éprouvette NG-S0-12.

Cette figure montre dans un premier temps que les champs d'amplitude de première harmonique sont hétérogènes et laissent clairement le motif de tissage ressortir. Les torons en surface correspondent aux tâches bleues tandis que la matrice est représentée en rouge.

Pour mieux comprendre la différence d'évolution de température entre matrice et fibres, la Figure 3.30 montre les évolutions de température d'un pixel choisi sur la matrice et un pixel choisi sur un toron visible en surface. Ces pixels ont été choisis à partir de la cartographie d'amplitude de première harmonique du palier 1625 MPa en se plaçant dans une zone rouge et dans une zone bleue.

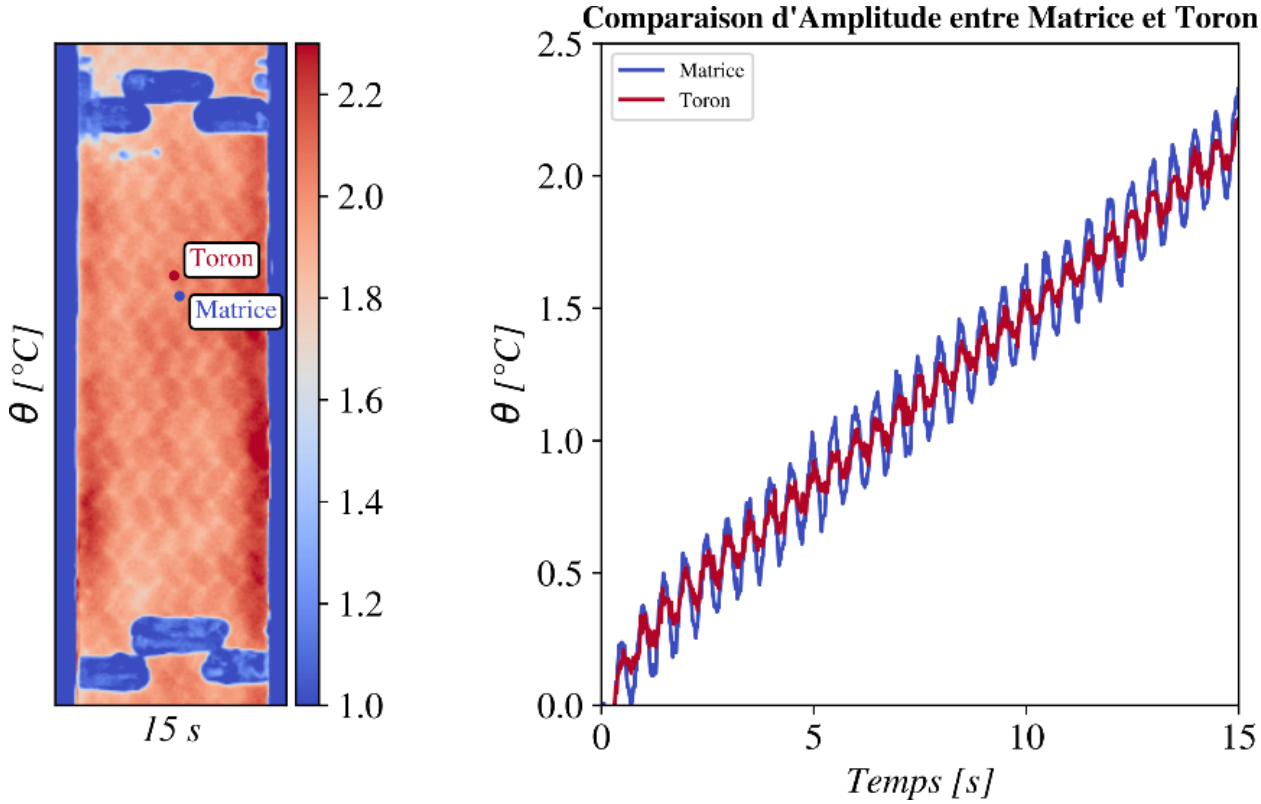


Figure 3.30: Champs d'amplitude de première harmonique au cours d'un essai transitoire sur l'éprouvette NG-S0-12.

Une des intérêts principaux de l'analyse des cartographies d'amplitude de première harmonique est d'observer des localisations d'endommagement [Navrátil et al., 2022]. A ce sujet, il est possible de remarquer deux choses sur la Figure 3.29 :

1) Une ligne orientée à 45° d'amplitude plus importante qu'ailleurs est visible au-dessus du marqueur du bas. Elle semble augmenter de palier en palier ;
2) Deux bandes verticales d'amplitude nulle semblent apparaitre sur les bords libres de l'éprouvette au cours de l'essai. Elles semblent de plus en plus prononcées et épaisses de palier en palier.

Ces observations poussent donc à vérifier l'évolution du champ d'amplitude de première harmonique d'un palier à l'autre.

Pour cela, sur la Figure 3.31, la cartographie de chaque palier possède sa propre échelle de couleurs dont la plage de données couverte est basée sur une troncature à 2 % de son histogramme cumulé.

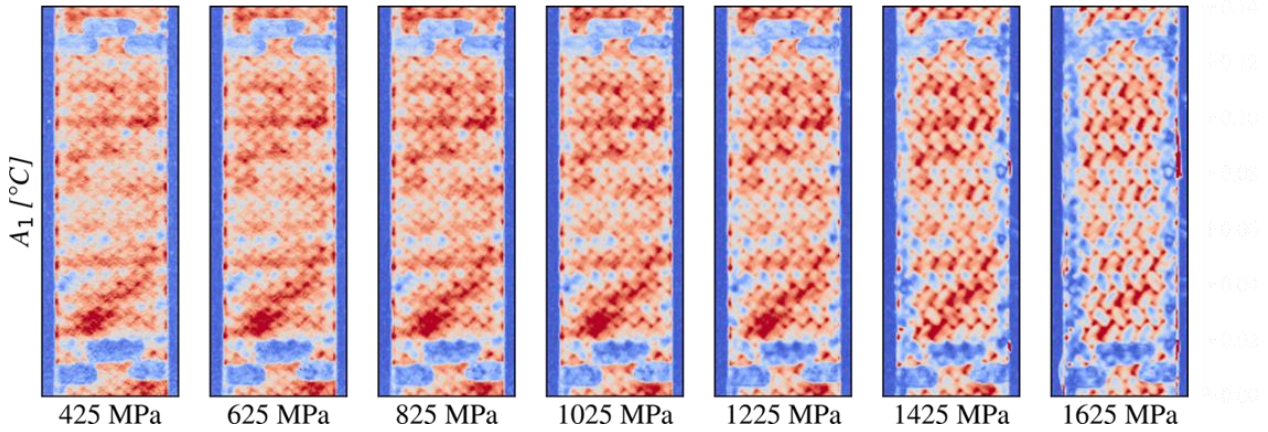


Figure 3.31: Champs d'amplitude de première harmonique de palier en palier sur l'éprouvette NG-S0-12.

Concernant les localisations de l'endommagent, il est alors possible de reprendre les deux remarques précédentes :

1) La ligne orientée à 45° d'amplitude plus importante n'augmente en fait pas de palier en palier, elle est bien présente dès le premier palier. Cette zone est le lieu où se déchire le pli tissé 2D au moment de la rupture (voir Figure 3.32) ;
2) Les deux bandes verticales d'amplitude nulle sur les bords libres de l'éprouvette sont effectivement de plus en plus prononcées et épaisses de palier en palier. Cela montre une réduction locale de contrainte probablement due à un endommagement engendrant une modification des propriétés élastiques.

Cette figure met en évidence le caractère parfois trompeur de l'échelle de couleurs unique pour tous les paliers de la Figure 3.30, notamment en termes de cumul d'endommagement au cours d'un essai.

Enfin, il peut être intéressant d'observer si la ligne orientée à 45° citée en première remarque, et présente dès les premiers paliers de sollicitation, est visible au moment de la rupture du matériau.

La Figure 3.32, affichant la rupture du composite sur un laps de temps de 0.12 secondes, montre qu'un évènement thermique est clairement visible au niveau de cette ligne de forte amplitude, signe d'un déchirement du matériau à cet endroit.

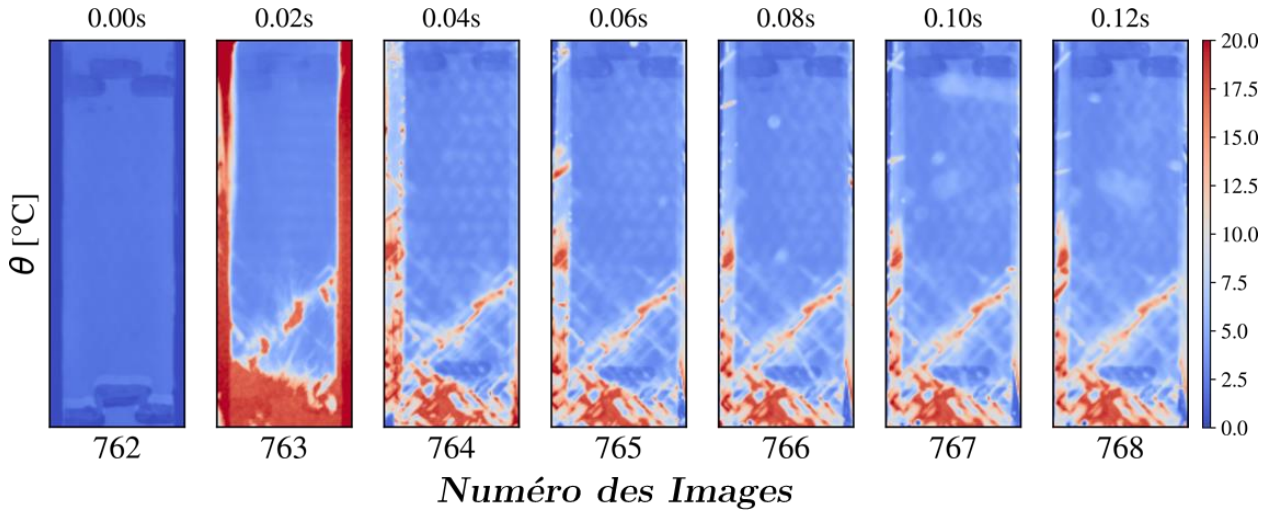


Figure 3.32: Rupture de l'éprouvette NG-S0-15 image par image.

Ainsi, l'utilisation de cartographies pixel-à-pixel, pour les éprouvettes saines, peut avoir un intérêt pour étudier l'endommagement du matériau au cours de l'essai, mais cela n'est pas le but principal de cette thèse.

L'utilisation d'une analyse locale n'est pas nécessaire, pour les éprouvettes saines, dans le cadre de la construction d'une courbe d'auto-échauffement pour réaliser une caractérisation rapide de la tenue en fatigue du matériau. Les champs de vitesse d'élévation de température, et donc de dissipation, sont en effet homogènes et une analyse 0D suffit pour remplir cet objectif.

Cependant, il reste à comprendre quelle est la dissipation plis à plis et vérifier si ce que l'on mesure en surface est bien représentatif de ce qui existe en moyenne dans l'épaisseur.

3.4. Modèle Thermomécanique en Eléments Finis

Les modèles éléments finis, réalisés sur Abaqus, sont des modèles de compréhension dans ces travaux de thèse. Le but n'est pas de retrouver quantitativement les valeurs obtenues expérimentalement, mais de vérifier que les méthodes d'analyses expérimentales sont pertinentes, et de comprendre le comportement thermique et dissipatif du matériau.

Les calculs vont se diviser en deux étapes :

1) Dans un premier temps, un calcul mécanique est réalisé en faisant l'hypothèse des petites perturbations avec un comportement linéaire élastique anisotrope. Les paramètres matériaux associés à chaque pli sont des paramètres homogénéisés obtenus en utilisant la théorie classique des stratifiés. Le chargement maximal est appliqué pour déterminer les différents champs de contraintes dans les repères locaux. La dissipation en tout point du matériau est alors calculé à partir des 6 composantes locales de la contrainte ;
2) Dans un second temps, un calcul thermique est réalisé à partir du champ de dissipation déterminé à l'étape précédente. Le but est alors de reproduire les méthodes de dépouillement expérimental et de vérifier que la dissipation placée en entrée est bien retrouvée en sortie.

3.4.1. Macropli en Elément Finis

Les deux calculs auront le même modèle dimensionnel pour représenter le Macropli, les mêmes matériaux seront appliqués sur les plis, et le même maillage sera réalisé. Seules les conditions aux limites et les chargements différeront entre les deux calculs.

3.4.1.1.Modèle 3D

Un modèle 3D est utilisé en extrudant un bloc dans lequel des partitions sont créées pour former les plis tissés 2D et UD (voir Figure 3.33). Ceux-ci sont modélisés comme des plis homogènes représentatifs. Seule la zone utile, entre les mors, a été modélisée. Le modèle fait donc 150 mm de long pour 25 mm de large.

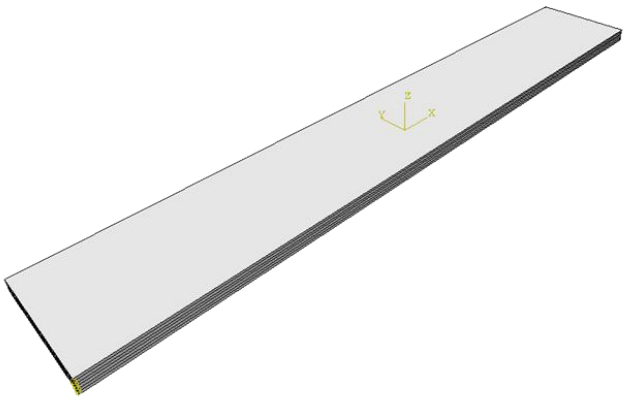


Figure 3.33: Part représentant le Macropli : les partitions représentent les plis.

3.4.1.2.Matériau

Deux matériaux sont créés : un pour les plis UD et un pour les plis tissés 2D. Seules leur densité ($\boldsymbol{\rho}$) et leurs propriétés élastiques dans le repère local du pli ($\boldsymbol{E_1}$, $\boldsymbol{E_2}$, $\boldsymbol{E_3}$, $\boldsymbol{\upsilon_{12}}$, $\boldsymbol{\upsilon_{13}}$, $\boldsymbol{\upsilon_{23}}$, $\boldsymbol{G_{12}}$, $\boldsymbol{G_{13}}$ et $\boldsymbol{G_{23}}$) sont utilisées pour le calcul mécanique. Les valeurs des paramètres ne seront pas détaillées ici dans un souci de confidentialité.

Pour les plis UD, la direction 1 correspond à la direction des fibres, la direction 2 correspond à la direction transverse aux fibres et la direction 3 correspond à la direction hors-plan.

Pour le tissé 2D, la direction 1 correspond à la direction des fibres de chaîne, la direction 2 correspond à la direction des fibres de trame, et la direction 3 correspond à la direction hors-plan. Un angle de 45° est ensuite appliqué sur les repères locaux des plis tissés 2D.

Pour le calcul thermique, un coefficient de convection est donné pour les transferts de chaleur entre l'éprouvette et l'air environnant ($\boldsymbol{h_{air}}$), et un autre coefficient est renseigné pour les transferts entre l'éprouvette et les mors ($\boldsymbol{h_{mors}}$). L'identification de ces coefficients et les surfaces de transfert sont détaillées en 3.4.4.1 dans la partie calcul thermique.

3.4.1.3.Maillage

Il a été choisi d'avoir une maille dans l'épaisseur d'un pli pour avoir un compromis entre finesse du modèle et rapidité de calcul. Une maille a donc la taille d'un pli (voir Figure 3.34). Les éléments utilisés sont des éléments volumiques de type quadrangle linéaire à intégration réduite.



Figure 3.34: Maillage du Macropli.

3.4.3. Calcul Mécanique

3.4.3.1. Conditions aux Limites et Chargement Mécanique

Les déplacements des nœuds de la section supérieure, correspondant au mors du haut qui est fixe, sont bloqués (voir Figure 3.35).

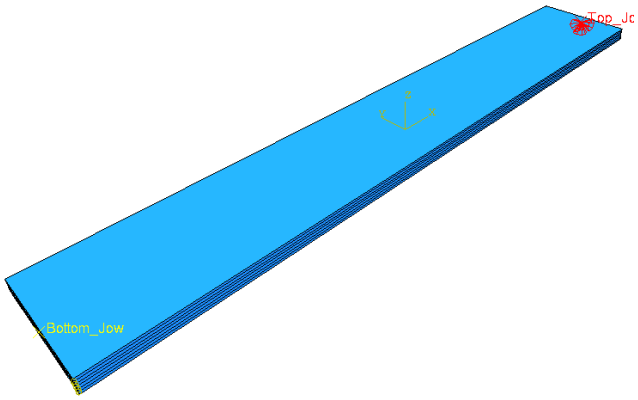


Figure 3.35: Déplacements bloqués sur l'ensemble de la section du haut du modèle.

Ceux de la section inférieure se voient appliquer une force dans la direction longitudinale correspondant à une contrainte maximale appliquée de 700 MPa. La force est donc appliquée de manière homogène sur l'ensemble de la section et le calcul est linéaire au sens de l'hypothèse des petites perturbations (voir Figure 3.36).

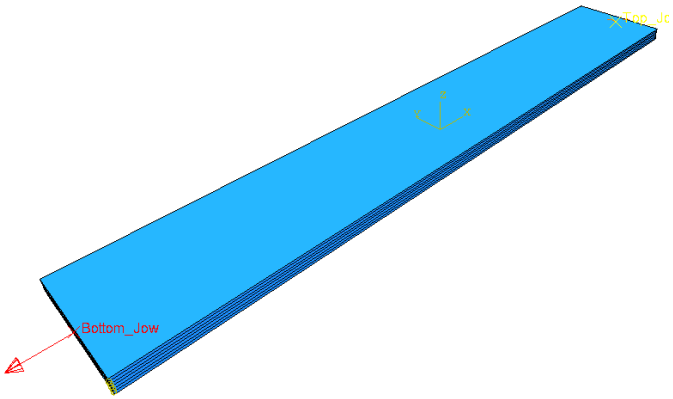


Figure 3.36: Force appliquée sur l'ensemble de la section du bas du modèle.

3.4.3.2. Champs de Contraintes

L'ensemble des 6 composantes du tenseur de contraintes, exprimé dans le repère local de chaque pli, est affiché sur la Figure 3.37.

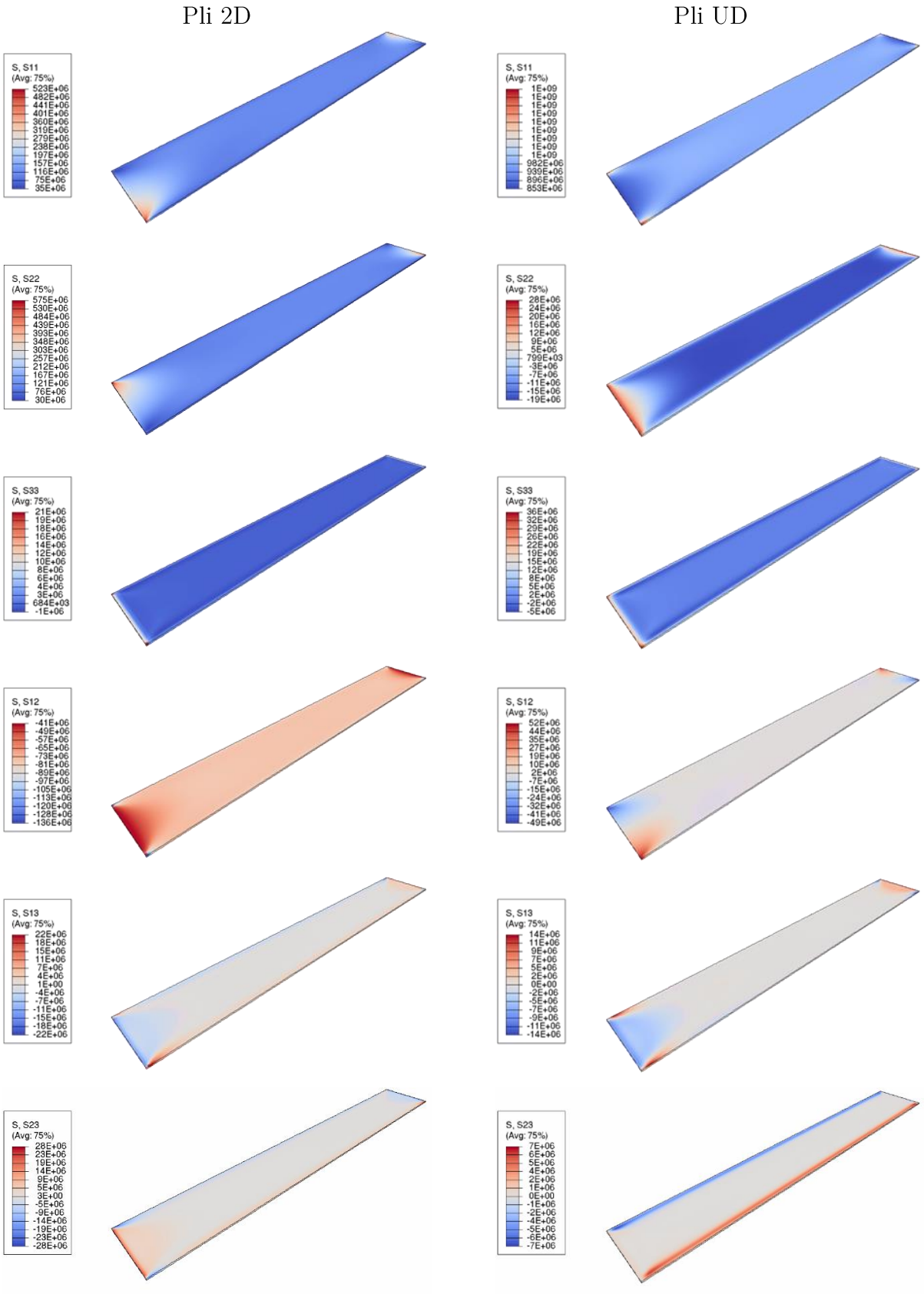


Figure 3.37: Champs de contraintes locales dans un pli 2D à gauche et dans un pli UD à droite.

Cette figure, affichant les différents champs de contraintes observés dans les plis tissés 2D et dans les plis UDs, permet de mettre en évidence deux observations principales :

1) Des hétérogénéités de contraintes importantes apparaissent au niveau des mors ;
2) Des hétérogénéités de contraintes apparaissent en bord d'éprouvette.

Il sera intéressant dans la suite de vérifier si ces hétérogénéités apparaissent également dans les champs de dissipation des plis tissés 2D et des plis UDs.

Les résultats du calcul élastique sont ensuite utilisés pour calculer la dissipation intrinsèque du matériau à l'aide d'un modèle purement viscoélastique linéaire en passant des champs de contraintes à un champ de dissipation intrinsèque. Ce modèle viscoélastique linéaire est présenté en partie 3.6.2.

3.4.3.3. Calcul de la dissipation dans l'UD et dans le tissé 2D

Puisqu'il n'est pas possible d'identifier les paramètres de ce modèle viscoélastique à partir de cet unique calcul mécanique, il est supposé que la dissipation intrinsèque $\Delta = f_r \Delta^*$ est proportionnel à $\underline{\sigma} : \underline{\underline{\underline{\underline{S_R}}}} : \underline{\sigma}$:

$$\Delta = a . f_r . \underline{\sigma} : \underline{\underline{\underline{\underline{S_R}}}} : \underline{\sigma} \qquad [3.08]$$

avec :

- a un coefficient à identifier ;
- f_r la fréquence de sollicitation mécanique $[cycle.s^{-1}]$;
- $\underline{\sigma} = \begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{12} \\ \sigma_{13} \\ \sigma_{23} \end{pmatrix}$ le vecteur contrainte exprimé dans le repère local $[MPa]$;
- $\underline{\underline{\underline{\underline{S_R}}}} = \begin{pmatrix} \beta_{11}S_{11} & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & \beta_{22}S_{22} & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & \beta_{33}S_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \beta_{12}S_{12} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \beta_{13}S_{13} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \beta_{23}S_{23} \end{pmatrix}$ le tenseur de souplesse visqueuse $[MPa^{-1}.s^{-1}]$.

Puisque des $[MPa]$ correspondent à des $[mJ.mm^{-3}]$ et puisque la dissipation donnée en entrée du calcul thermique doit être en $[mJ.mm^{-3}.s^{-1}]$, alors le coefficient a est en $[s.cycle^{-1}]$.

Chaire industrielle « Self-Heating » - Projet-ANR-20-CHIN-0002

Pour le calcul de $\underline{\underline{\boldsymbol{S_R}}}$, les coefficients $\boldsymbol{S_{ii}}$ sont les coefficients du tenseur de souplesse $[\boldsymbol{MPa^{-1}}]$. Pour rappel, selon la théorie classique des stratifiés, pour $\boldsymbol{i}$ et $\boldsymbol{j}$ allant de 1 à 3, $\boldsymbol{S_{ii}} = \frac{\boldsymbol{1}}{\boldsymbol{E_{ii}}}$ et $\boldsymbol{S_{ij}} = \frac{\boldsymbol{1}}{\boldsymbol{2G_{ij}}}$.

Pour les plis UDs, 1=fibre et 2=3=matrice, donc $\begin{cases} \boldsymbol{\beta_{11} = \beta_{22}/35} \\ \boldsymbol{\beta_{22} = 0,2} \\ \boldsymbol{\beta_{33} = \beta_{22}} \\ \boldsymbol{\beta_{12} = 0,6} \\ \boldsymbol{\beta_{13} = \beta_{12}} \\ \boldsymbol{\beta_{23} = 0,8} \end{cases}$.

Pour les plis 2Ds, 1=2=fibre et 3=matrice, donc $\begin{cases} \boldsymbol{\beta_{11} = \beta_{22}/35} \\ \boldsymbol{\beta_{22} = 0,2} \\ \boldsymbol{\beta_{33} = \beta_{22}} \\ \boldsymbol{\beta_{12} = 0,6} \\ \boldsymbol{\beta_{13} = \beta_{12}} \\ \boldsymbol{\beta_{23} = 0,8} \end{cases}$.

Les coefficients $\boldsymbol{\beta_{ii}}$ sont donc exprimés en $[\boldsymbol{s^{-1}}]$.

Ces valeurs ont été choisies en cohérence avec les résultats de la littérature [Laurin et al., 2007] et les résultats d'autres études du laboratoire IRDL [Zimmerman De Almeida et al., 2024]. Les valeurs dans la direction des fibres sont bien plus faibles que celles dans les autres directions parce que la matrice dissipe plus que les fibres. Ces valeurs sont toutefois non nulles car la matière dissipe quelle que soit la sollicitation mécanique qui lui est appliquée.

Dans le cadre de cette modélisation, l'objectif n'étant pas d'obtenir des résultats quantitatifs mais plutôt qualitatifs, le coefficient $\boldsymbol{a.f_r}$ est choisi égal à 1. La valeur de la température stabilisée ne sera donc pas comparée aux résultats expérimentaux.

La dissipation intrinsèque est ainsi calculée aux points d'intégration de chaque élément (voir Figure 3.38).

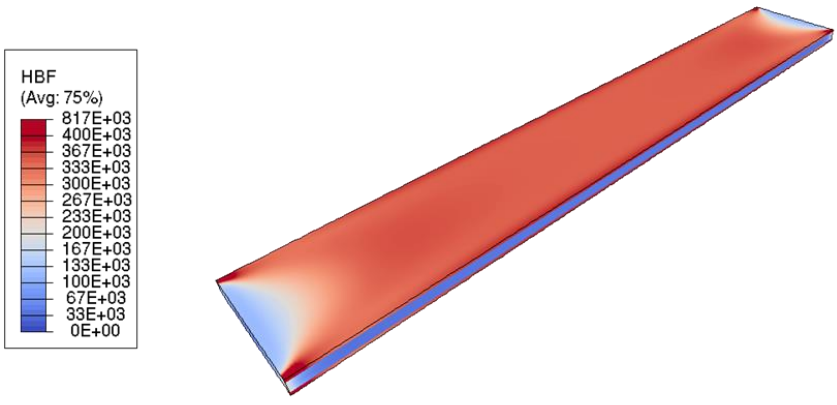


Figure 3.38: Dissipation intrinsèque calculée à partir des champs de contrainte locaux.

Il peut être intéressant de noter des bandes de dissipation légèrement plus fortes sur les tranches de l'éprouvette dans les plis tissé 2D. Ces bandes avaient pu être observées expérimentalement de manière plus nette sur l'éprouvette NG-S0-12 (voir Figure 3.28).

La différence de dissipation entre les plis tissés 2D et les plis UDs étant notable, il est possible d'afficher séparément la dissipation dans les plis 2D (voir Figure 3.39) et la dissipation dans les plis UDs (voir Figure 3.40).

La dissipation dans la partie homogène des plis tissés 2D est de 0.346 mJ.mm^{-3}.

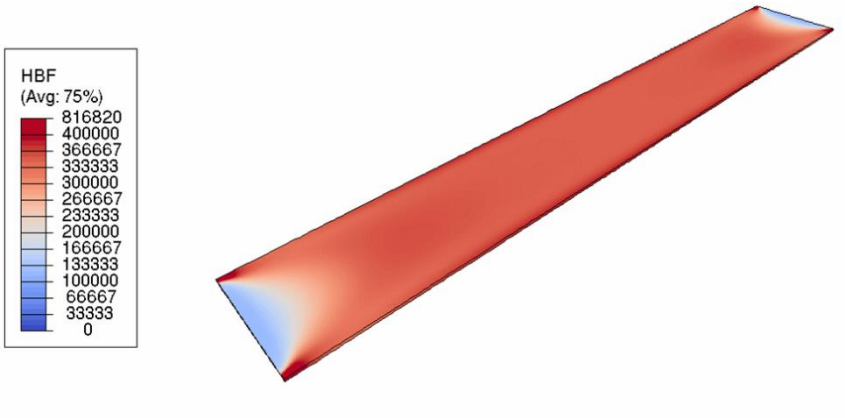


Figure 3.39: Dissipation intrinsèque dans les plis tissés 2D.

La dissipation dans la partie homogène des plis UD est de 0.045 mJ.mm^{-3}.

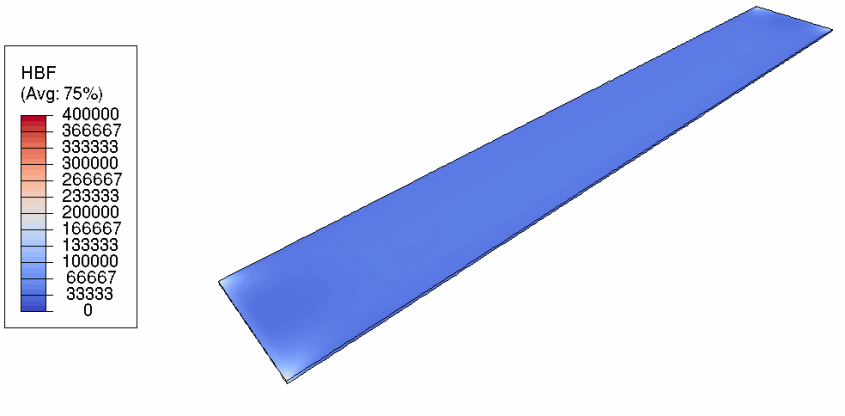


Figure 3.40: Dissipation intrinsèque dans les plis UDs.

Les plis tissé 2D dissipent donc beaucoup plus que les plis UDs. Ce sont pourtant les plis UDs qui sont les plis résistants, et c'est sur un pli tissé 2D de surface qu'est obtenue l'évolution de température du matériau expérimentalement.

Il est donc important de vérifier que la dissipation moyenne calculée à l'aide du protocole d'analyse des données expérimentales obtenue sur la surface du matériau correspond bien à la dissipation moyenne dans l'épaisseur du matériau.

Expérimentalement, la région d'intérêt sur laquelle est réalisée la moyenne de la température ne prend pas exactement toute la zone utile. Une marge est laissée pour être sûr de ne prendre en compte que l'éprouvette.

Cette région d'intérêt, légèrement plus petite que la zone utile, est reproduite ici (voir Figure 3.41) et la dissipation moyenne dans ce volume vaut 0,142 $mJ.mm^{-3}.s^{-1}$.

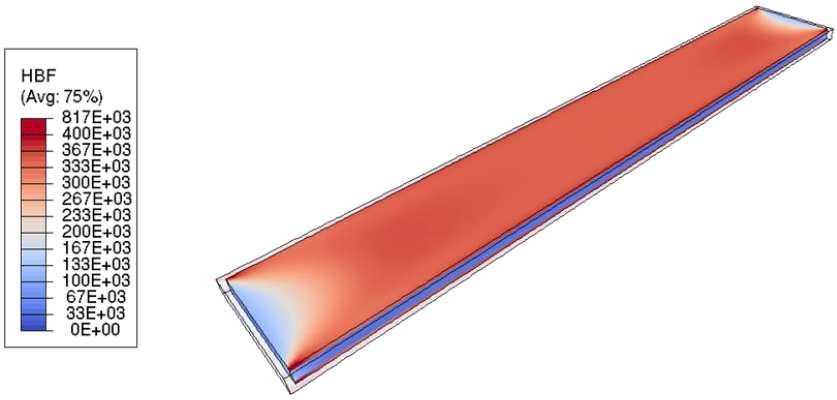


Figure 3.41: Dissipation intrinsèque de la région d'intérêt.

3.4.4. Calcul Thermique

Pour le calcul thermique, le modèle reste donc le même, mais les échanges entre l'éprouvette et l'extérieur sont ajoutés et la sollicitation mécanique est remplacée par une dissipation constante équivalente.

3.4.4.1. Conditions aux Limites et Chargement Thermique

Les transferts de chaleur entre l'éprouvette et l'extérieur sont représentés par une condition aux limites modélisant une convection entre les surfaces extérieures du modèle et l'air. Cette condition est essentielle pour les analyses thermiques où la dissipation de chaleur ou l'échange de chaleur avec l'environnement joue un rôle crucial.

D'abord, un coefficient de convection entre l'éprouvette et l'air est choisi d'après la littérature. Il a été fixé à $\boldsymbol{h_{air} = 7.5\, W.m^{-2}.°C^{-1}}$. Le transfert est défini via les 4 surfaces dans la longueur de l'éprouvette qui sont en contact avec l'air (voir Figure 3.42).

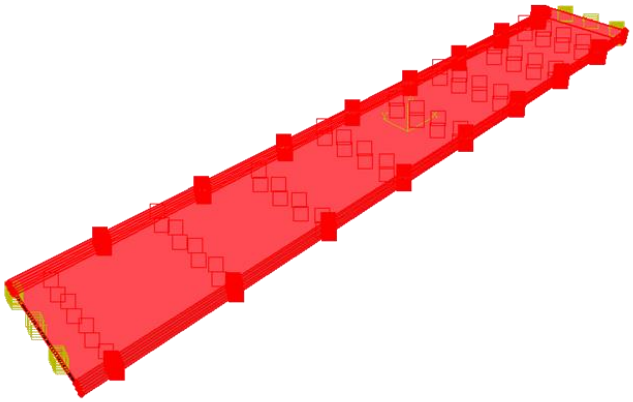


Figure 3.42: Surfaces d'échange entre l'éprouvette et l'air.

Les échanges avec les mors sont modélisés par un autre coefficient $\boldsymbol{h_{mors}}$ obtenu à l'aide de la définition du temps caractéristique des échanges thermiques avec le milieu extérieur $\boldsymbol{\tau_{equ}}$ en analyse 0D.

$$\boldsymbol{\tau_{equ} = \frac{\rho C_p}{\frac{2.l(b+e)}{V}.h_{air} + \frac{2.be}{V}.h_{mors}}} \qquad [3.09]$$

Le temps caractéristique $\boldsymbol{\tau_{equ} = 182s}$ a été identifié expérimentalement, le volume modélisé est connu, le coefficient d'échange air/éprouvette a été choisi, donc la seule inconnue de cette équation est $\boldsymbol{h_{mors}}$ et on obtient $\boldsymbol{h_{mors} = 126\, W.m^{-2}.°C^{-1}}$.

Les surfaces d'échanges entre l'éprouvette et les mors sont les sections en bout d'éprouvette (voir Figure 3.43).

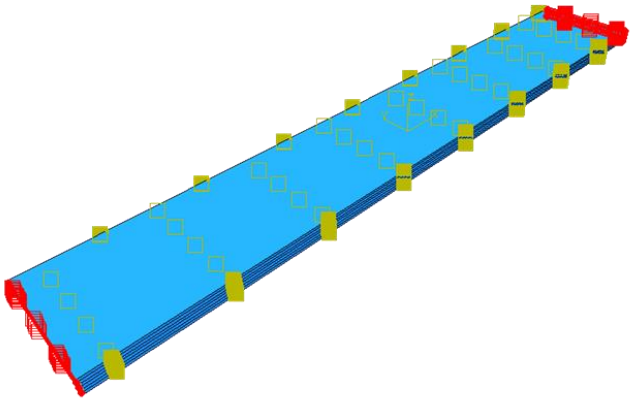


Figure 3.43: Surfaces d'échange entre l'éprouvette et les mors.

Pour le chargement thermique, la dissipation intrinsèque calculée aux coordonnées des points d'intégration des éléments du calcul mécanique (voir Figure 3.38) est appliquée à ces mêmes coordonnées, formant un champ de dissipation. La dissipation est appliquée via une source de chaleur volumique au sein de l'éprouvette.

Cette dissipation est appliquée pendant 1800s, puis aucune source de chaleur volumique n'est appliquée pendant 1800s, laissant l'éprouvette sans chargement thermique et donc refroidir via ses échanges avec l'extérieur.

3.4.4.2. Calcul de la dissipation moyenne cyclique

La méthode de dépouillement expérimentale est appliquée, et dans un premier temps, la température est moyennée sur une région d'intérêt (voir Figure 3.44) à la surface de l'éprouvette en tout instant.

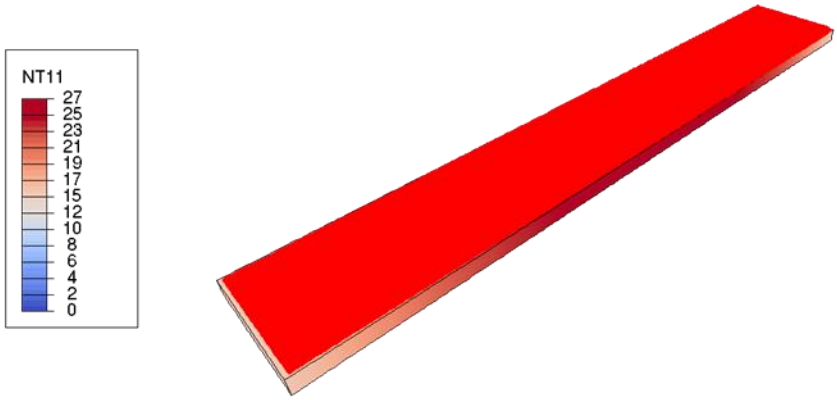


Figure 3.44: Mise en évidence des nœuds (en rouge) en surface utilisés pour le calcul de la dissipation (mêmes dimensions en surface que la région d'intérêt utilisée pour le calcul de la dissipation en 3.3.2).

La température moyennée sur l'ensemble des nœuds de cette région d'intérêt est affichée sur la Figure 3.45.

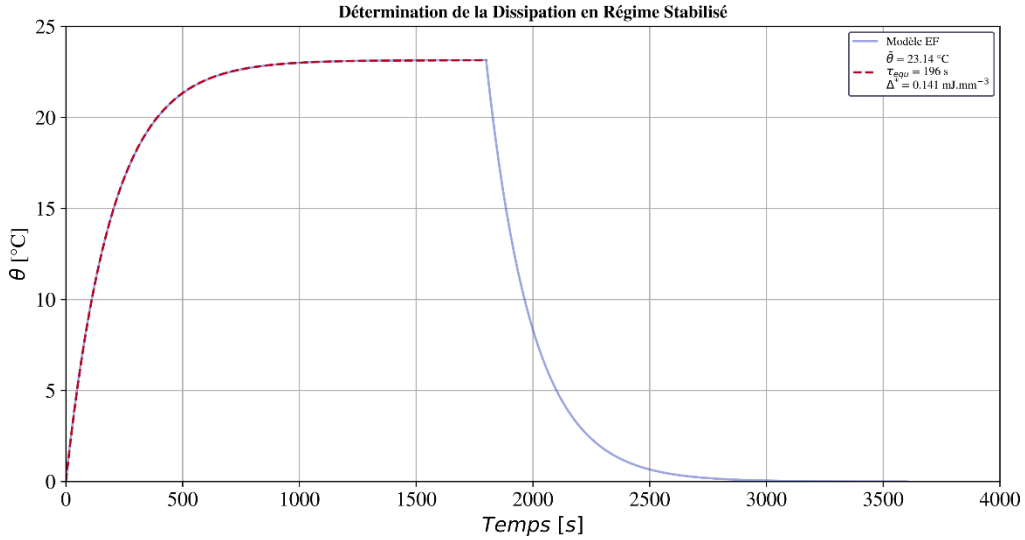


Figure 3.45: Evolution de la température moyennée sur la région d'intérêt à la surface du pli 2D.

La dissipation intrinsèque moyenne dans le matériau peut donc être calculée à l'aide de l'Equation [3.10] en identifiant le temps caractéristiques $\boldsymbol{\tau_{equ}}$ et la température stabilisé $\overline{\boldsymbol{\theta}}^{\boldsymbol{0d}}_{\boldsymbol{stab}}$:

$$\Delta_{int}^{0d} = f_r \Delta^* = \rho C_p \frac{\overline{\theta}^{0d}_{stab}}{\tau_{equ}} \qquad [3.10]$$

Une dissipation Δ_{int}^{0d} de 0,141 mJ.mm^{-3}.s^{-1} est alors obtenue, ce qui correspond à ce qui a été introduit pour le calcul thermique.

Le même exercice peut être réalisé en régime transitoire en zoomant sur le début de la courbe (voir Figure 3.46). L'évolution de température du pli tissé 2D est utilisée pour le calcul de la dissipation comme précédemment.

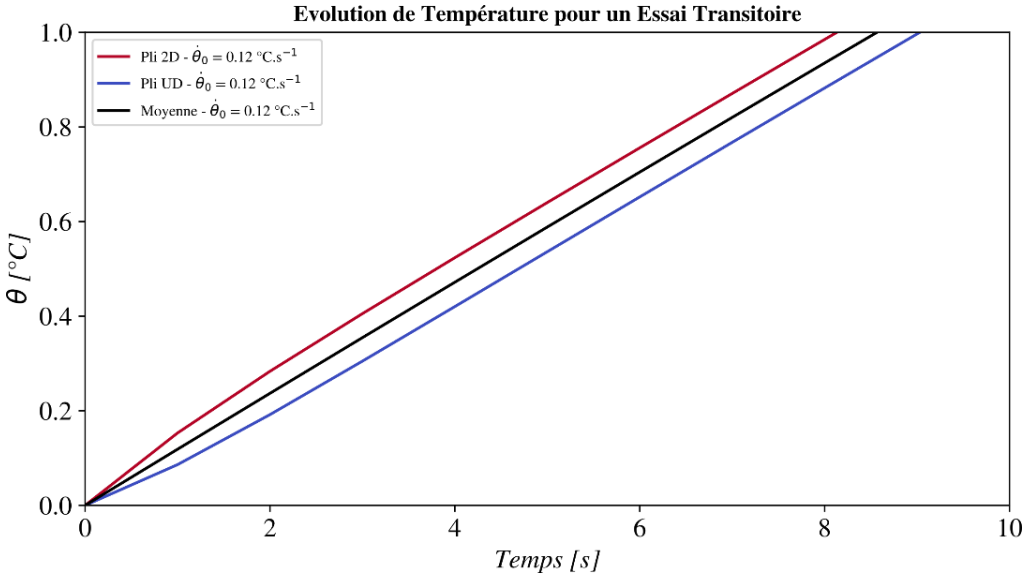


Figure 3.46: Evolution de la température en régime transitoire.

La dissipation intrinsèque moyenne dans le matériau peut donc être calculée à l'aide de l'Equation [3.11] en identifiant la vitesse d'élévation de température $\dot{\boldsymbol{\theta}}_{\boldsymbol{0}}$:

$$\Delta_{int}^{0d} = f_r \Delta^* = \rho C_p \dot{\theta}_0 \qquad [3.11]$$

Une dissipation Δ_{int}^{0d} de 0,141 mJ.mm^{-3}.s^{-1} est alors obtenue, ce qui correspond à ce qui a été introduit pour le calcul thermique.

Cette figure compare également les évolutions de température au sein des plis tissés 2D et des plis UDs et montrent que la vitesse d'élévation de température est identique dans chaque pli. Pour rappel, une telle hypothèse avait été faite dans l'analyse 0D développée au chapitre 2.

Ainsi, ces modèles éléments finis ont permis de vérifier la méthode d'analyse des essais d'auto-échauffement et assurer que le calcul de la dissipation à partir d'un relevé de température en surface permet bien de remonter à la dissipation moyenne dans l'épaisseur.

3.5. Lien entre fatigue et AE en utilisant un critère énergétique

Pour les matériaux composites la méthode d'analyse de la courbe d'auto-échauffement, qui est traditionnellement utilisée depuis quelques années, est l'approximation linéaire par morceaux.

La courbe d'auto-échauffement est découpée en trois régimes différents qui sont approximés à l'aide d'une droite affine. Il est généralement supposé qu'un changement de régime intervient lorsqu'un (ou des) nouveau(x) mécanisme(s) dissipatif(s) vien(nen)t s'ajoutent aux premiers mécanismes dissipatifs.

La contrainte correspondant à la transition entre les deux premiers régimes est alors associée à une durée de vie de 10^6 cycles.

Cette approche a été appliquée à divers types de matériaux à base de polymères [Masquelier, 2014 ; Serrano, 2017 ; Leveuf et al., 2018 ; Navrátil, 2021-2 ; Kwiatkowski et al., 2023].

3.5.1. Identification du critère énergétique

La première étape de cette méthode consiste à trouver les 3 régimes dissipatifs. Pour cela, il est choisi de trouver en premier lieu la droite du dernier régime. Ce choix est réalisé car ce régime intervient pour la gamme de contraintes appliquées la plus élevée où le signal thermique est plus important avec une amplitude et une élévation de température plus grandes. Le signal est donc moins perturbé par le bruit et les pentes ont été plus faciles et fiables à mesurer. De plus, cette gamme de contraintes est plus étroite donc l'approximation par une droite est plus légitime.

Il est ensuite procédé à la même opération pour le deuxième régime puis pour le premier régime.

La transition entre les deux premiers régimes est obtenue à 1050 MPa (voir Figure 3.47). Le nombre de cycles à rupture associé arbitrairement à cette contrainte est 10^6 cycles. L'éprouvette a été testée en fatigue à la suite de l'essai d'auto-échauffement et a réalisé 221 cycles avant rupture.

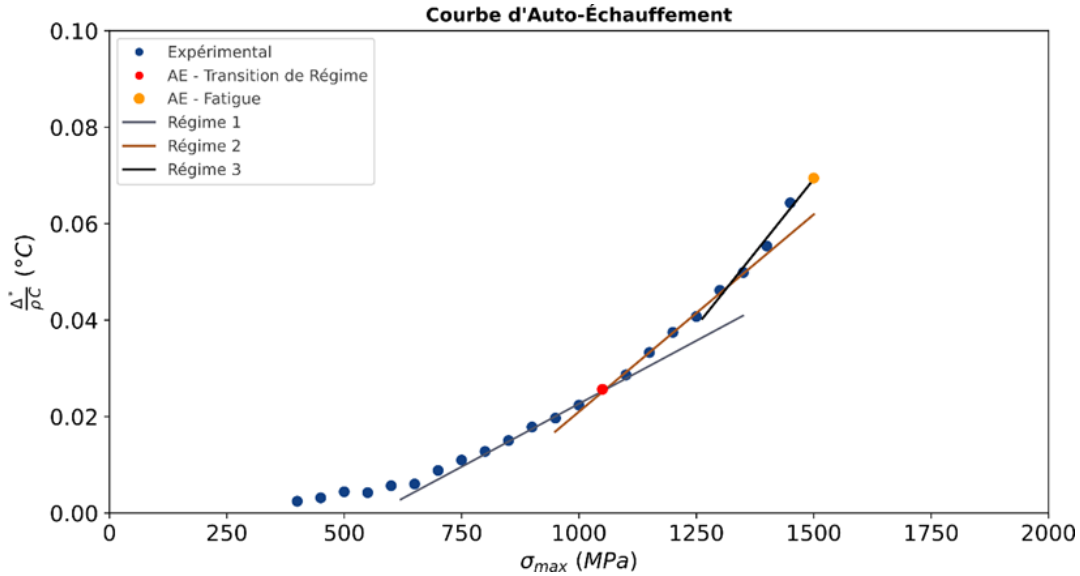


Figure 3.47: Détermination des 3 régimes d'auto-échauffement.

Un essai d'auto-échauffement permet donc d'obtenir deux couples ($\boldsymbol{\sigma_{max}}$, $\boldsymbol{N_R}$). Il est alors possible d'identifier un critère énergétique à partir d'une loi de type Basquin :

$$\Delta^*.\boldsymbol{N^b} = \boldsymbol{C} \qquad [3.12]$$

La Figure 3.48 montre le critère énergétique identifié.

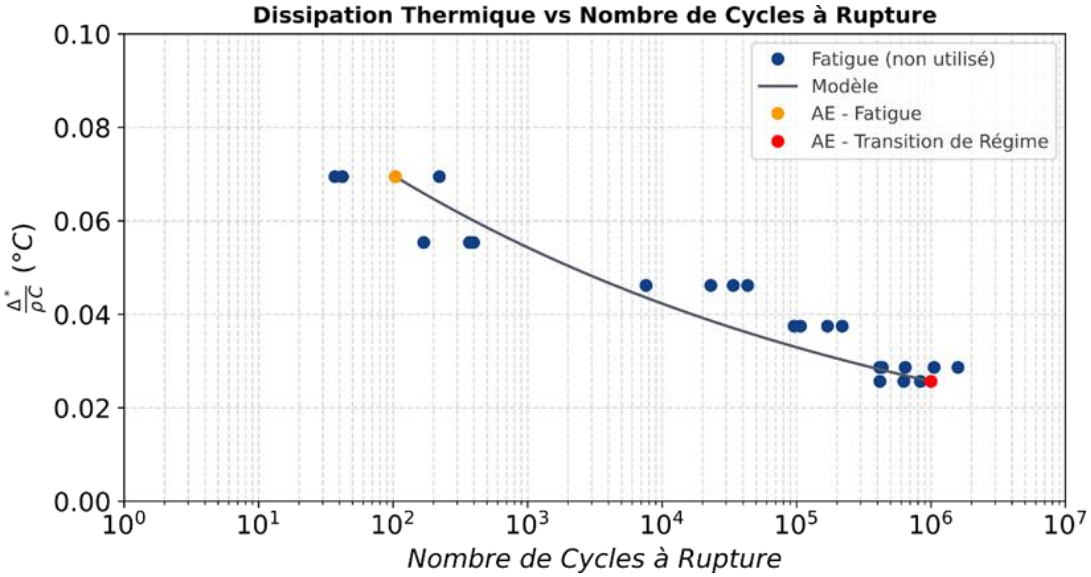


Figure 3.48: Identification du critère énergétique.

Ce critère énergétique est ici comparé aux essais de fatigue (non utilisés ici) auxquels a été associée la dissipation du matériau. La dissipation associée aux couples de fatigue ($\boldsymbol{\sigma_{max}}$, $\boldsymbol{N_R}$) est obtenue à l'aide d'une loi puissance identifiée sur la courbe d'auto-échauffement (voir Figure 3.49).

$$\Delta^* = \boldsymbol{a}.\boldsymbol{\sigma_{max}}^{\boldsymbol{n}} \qquad [3.13]$$

Cette loi puissance permet en effet de faire le lien entre la contrainte maximale appliquée et la dissipation.

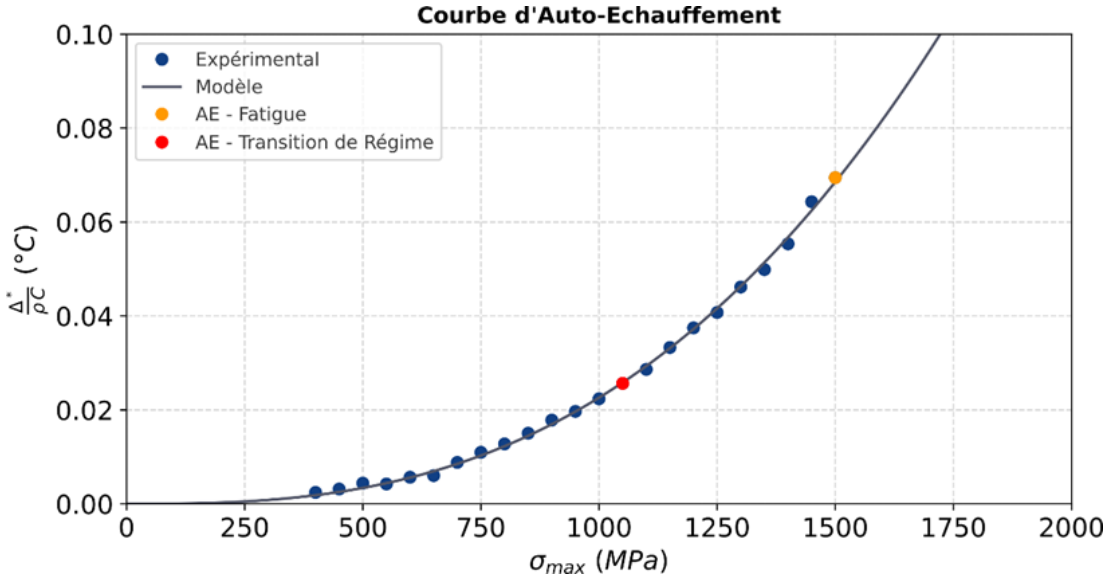


Figure 3.49: Identification de la loi puissance permettant de faire le lien entre contrainte maximale appliquée et dissipation.

La loi puissance faisant le lien entre contrainte et dissipation et la loi de type Basquin faisant le lien entre dissipation et nombre de cycles à rupture, il est alors possible d'obtenir un critère de fatigue en contrainte à partir du critère énergétique. La courbe de Wöhler obtenue est montrée sur la Figure 3.50.

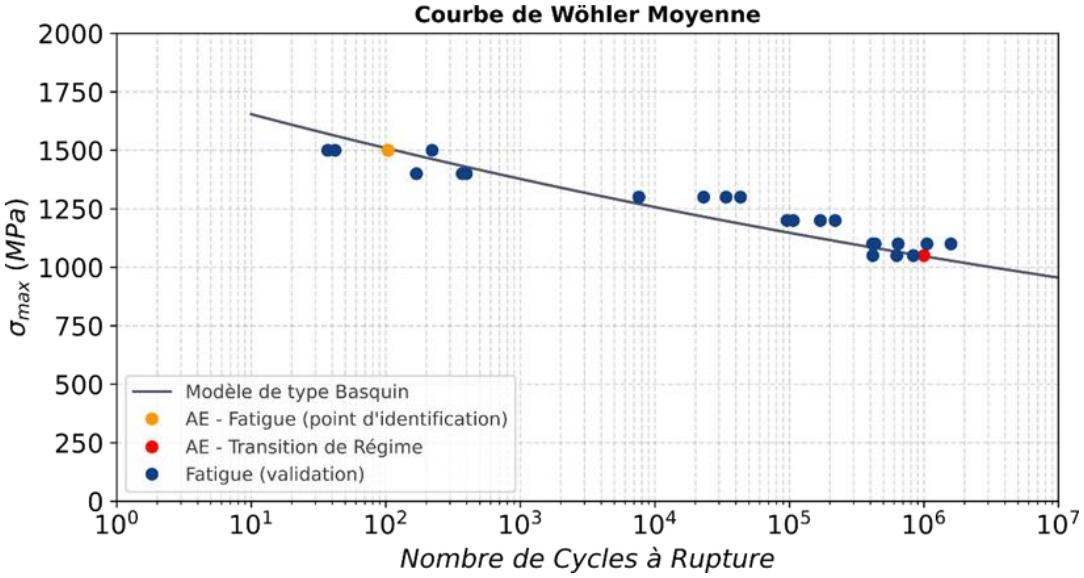


Figure 3.50: Courbe de Wöhler obtenue à partir du critère énergétique.

Le point de fatigue obtenu à partir de la transition entre les deux premiers régimes est bien estimé par rapport aux résultats de fatigue classique.

Par ailleurs, la courbe de Wöhler moyenne obtenue semble bien estimer la durée de vie du matériau au vu de la comparaison avec les résultats de fatigue classique.

3.5.2. Comparaison avec l'Approche de Sendeckyj

Cette courbe de Wöhler moyenne peut ensuite être comparée à la courbe de Wöhler obtenue par l'approche de Sendeckyj sur la base des résultats classiques (voir Figure 3.51).

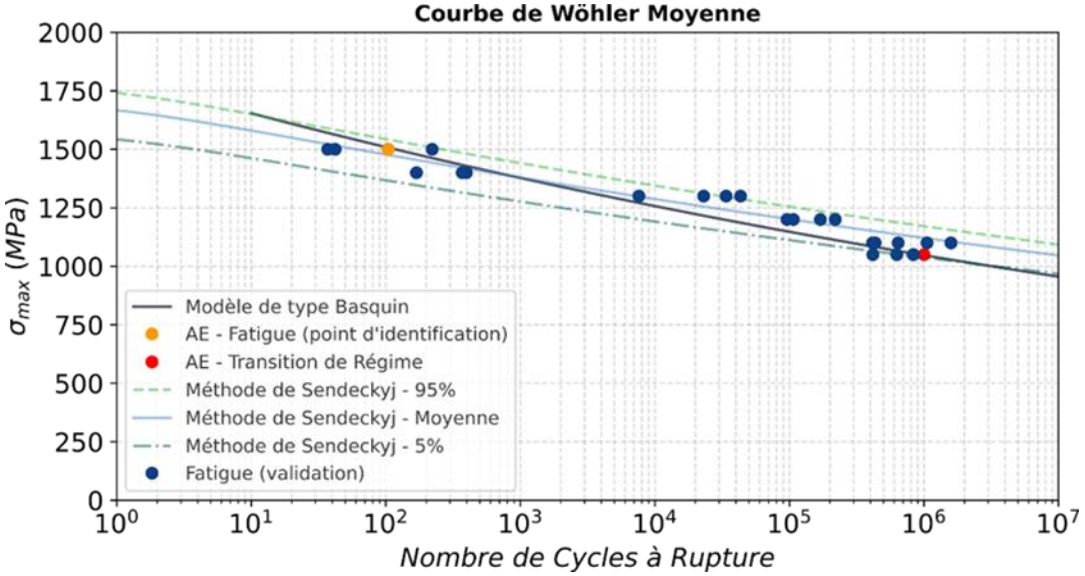


Figure 3.51: Comparaison entre la courbe de Wöhler obtenue à partir du critère énergétique et celles obtenues par l'approche de Sendeckyj.

La courbe de Wöhler moyenne obtenue par critère énergétique se place dans la dispersion de la courbe de Wöhler obtenue par l'approche de Sendeckyj.

Pour rappel, ce critère en fatigue issu du critère énergétique a été obtenu à partir d'une unique éprouvette et d'un essai d'auto-échauffement qui aura duré une demi-journée.

Il est donc possible d'obtenir très rapidement et à moindre coût une bonne estimation de la courbe de Wöhler moyenne.

3.6. Lien entre fatigue et AE par un modèle viscoélastique

Deux points peuvent être discutés concernant l'approximation linéaire par morceaux :

1) La détermination de la contrainte à la transition ;
2) Le nombre de cycles à rupture associé à cette transition.

Pour les matériaux métalliques, étant donné que les mécanismes responsables de l'augmentation de la température sont mieux connus, il est possible d'utiliser des modèles pour décrire la courbe d'auto-échauffement et la dispersion de la courbe S–N.

Pour surmonter les deux limitations présentées ci-dessus concernant l'approximation linéaire par morceaux, l'utilisation de modèles est proposée ici.

3.6.1. Rappels sur les mécanismes d'endommagement des stratifiés d'UD

Les travaux sur les mécanismes d'endommagement en fatigue des stratifiés dont la rupture est dominée par les fibres ont mis en évidence trois types de mécanismes, selon la contrainte maximale appliquée (voir Figure 3.52) :

1) À des contraintes élevées, la rupture des fibres se produit lorsque la contrainte dépasse la résistance du maillon le plus faible. Lorsqu'une fibre se casse, une décohésion se produit à l'interface. La contrainte est transférée aux fibres adjacentes. Ce transfert de contrainte dépend des propriétés de la matrice. Le nombre de cycles jusqu'à la rupture est faible ($\boldsymbol{N_R} < 10^3$) ;
2) Un chargement intermédiaire entraînera peu ou pas de rupture de fibres (aux premiers stades de la durée de vie en fatigue). Le chargement cyclique peut néanmoins provoquer des fissures dans la matrice. Cela peut conduire à une décohésion interfaciale, puis à la rupture des fibres, entraînant la défaillance du pli ;
3) À des charges appliquées faibles, la contrainte est trop faible pour provoquer la rupture de fibres ou des fissures dans la matrice.

Le passage du mécanisme 2) au mécanisme 3) correspond à la limite de fatigue.

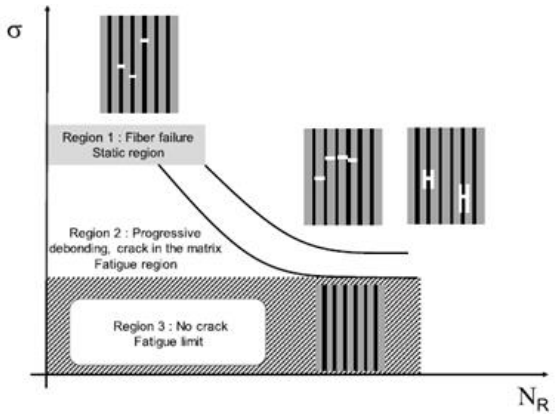


Figure 3.52: Illustration des 3 zones de fatigue associées à des mécanismes d'endommagement différents (inspiré par [Gamstedt et Talreja, 1999]).

Cette description montre qu'il serait possible de relier la limite de fatigue à la charge à laquelle la contrainte dans la matrice est trop faible pour provoquer des fissures. Étant donné que la dissipation est le marqueur des mécanismes se produisant dans la matrice, il est cohérent de corréler la dissipation, estimée grâce aux essais d'auto-échauffement, avec la limite de fatigue.

En effet, il a été démontré que la dégradation de l'époxy sous chargement cyclique peut être liée à la dissipation [Rocha et al., 2019]. Il devrait être possible de corréler la dissipation avec les mécanismes physiques impliqués à différentes échelles (couche et interface) par le biais d'une analyse combinant différentes approches (microscopie, émission acoustique, observations infrarouges, modélisation, etc.) [Navrátil et al., 2022 ; Palumbo et al., 2016]. Cela ne sera cependant pas développé dans cette thèse, faute de temps.

Dans cette étude, un modèle est utilisé pour déterminer à quel niveau de contrainte la dissipation est trop faible pour provoquer des fissures dans la matrice, cette contrainte étant associée à une limite de fatigue. Il a été montré dans la littérature que le comportement, à l'échelle du pli ou à l'échelle macroscopique, de ce type de matériau pouvait être décrit par des modèles viscoélastiques non-linéaires [Laurin et al., 2007 ; Carrere et al., 2012].

3.6.2. Modèles viscoélastique linéaire et non-linéaire

Seuls les aspects les plus importants pour la compréhension du modèle et le calcul de la dissipation seront rappelés. Le modèle est présenté pour un chargement 1D [Demilly et al., 2024]. Le modèle est écrit dans le cadre de la thermodynamique classique des processus irréversibles [Chaboche, 1997]. La déformation totale est divisée en une partie élastique ($\boldsymbol{\varepsilon^e}$) et une partie viscoélastique ($\boldsymbol{\varepsilon^{ve}}$). L'énergie libre peut s'écrire comme suit [Chaboche, 1997] :

$$\boldsymbol{2\rho\Psi = (\varepsilon - \varepsilon^{ve}).E.(\varepsilon - \varepsilon^{ve}) + \sum_k \frac{1}{\mu_k} \varepsilon_k^{ve}.E_R.\varepsilon_k^{ve}} \quad [3.14]$$

où $\boldsymbol{\varepsilon_k^{ve}}$ sont des variables internes (du type déformation) représentant des mécanismes visqueux élémentaires. $\boldsymbol{E}$ est le module de Young instantané et $\boldsymbol{E_R}$ le module visqueux relaxé. Un temps caractéristique $\boldsymbol{\tau_k}$ et un poids $\boldsymbol{\mu_k}$ (définis par un spectre gaussien) sont associés à ces mécanismes visqueux. Ils sont définis comme suit :

$$\boldsymbol{\tau_k = 10^k} \quad [3.15]$$

$$\boldsymbol{\mu_k = \frac{1}{n_0\sqrt{\pi}} e^{-\left(\frac{k-n_0}{n_c}\right)^2}} \quad [3.16]$$

La contrainte est donnée par :

$$\boldsymbol{\sigma = \rho \frac{\partial \Psi}{\partial \varepsilon^e} = E.(\varepsilon - \varepsilon^{ve})} \quad [3.17]$$

Introduisons la force thermodynamique associée aux variables internes $\boldsymbol{\varepsilon^{ve}}$ et $\boldsymbol{\varepsilon_k^{ve}}$:

$$\begin{cases} \boldsymbol{\sigma_k^{ve}} = \boldsymbol{\rho}\dfrac{\boldsymbol{\partial \Psi}}{\boldsymbol{\partial \varepsilon_k^{ve}}} = \dfrac{\mathbf{1}}{\boldsymbol{\mu_k}}\boldsymbol{E_k}.\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_{\boldsymbol{k}}^{\boldsymbol{ve}} \\ \boldsymbol{\sigma^{ve}} = \boldsymbol{\rho}\dfrac{\boldsymbol{\partial \Psi}}{\boldsymbol{\partial \varepsilon^{ve}}} = -\boldsymbol{\sigma} \end{cases} \quad [3.18]$$

La dissipation intrinsèque est donc donnée par :

$$\boldsymbol{\mathcal{D}(t)} = \boldsymbol{\sigma}.\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{\boldsymbol{ve}} - \sum_{\boldsymbol{k}} \boldsymbol{\sigma_k}.\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_{\boldsymbol{k}}^{\boldsymbol{ve}} \quad [3.19]$$

La densité d'énergie dissipée par cycle est calculée comme suit :

$$\Delta^* = \int_{\boldsymbol{t}}^{\boldsymbol{t}+\frac{\mathbf{1}}{\boldsymbol{f_r}}} \boldsymbol{\mathcal{D}(t)dt} \quad [3.20]$$

L'évolution des variables internes est donnée par le potentiel de dissipation écrit comme suit :

$$\mathbf{2}\boldsymbol{\phi}^* = \sum_{\boldsymbol{k}} \frac{\boldsymbol{\mu_k}}{\boldsymbol{\tau_k}}\left(\boldsymbol{\omega_k}.\boldsymbol{E_R}^{-\mathbf{1}}.\boldsymbol{\omega_k}\right) \quad [3.21]$$

avec $\boldsymbol{\omega_k} = \boldsymbol{g\sigma^{ve}} + \boldsymbol{\sigma_k^{ve}}$.

Il est ainsi possible d'obtenir :

$$\begin{cases} \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_{\boldsymbol{k}}^{\boldsymbol{ve}} = -\boldsymbol{\rho}\dfrac{\boldsymbol{\partial \phi}^*}{\boldsymbol{\partial \sigma_k^{ve}}} = \dfrac{\mathbf{1}}{\boldsymbol{\tau_k}}\left(\boldsymbol{\mu_k}.\boldsymbol{g}.\boldsymbol{E_R}^{-\mathbf{1}}.\boldsymbol{\sigma} - \boldsymbol{\varepsilon_k^{ve}}\right) \\ \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{\boldsymbol{ve}} = \boldsymbol{g}.\sum_{\boldsymbol{k}} \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_{\boldsymbol{k}}^{\boldsymbol{ve}} \end{cases} \quad [3.22]$$

où g est une fonction utilisée pour décrire le comportement non linéaire [Laurin et al., 2007] :

$$\boldsymbol{g(\sigma)} = \mathbf{1} + \boldsymbol{\gamma}\left(\sqrt{\boldsymbol{\sigma}.\boldsymbol{E_R}^{-\mathbf{1}}.\boldsymbol{\sigma}}\right)^{\boldsymbol{p}} \quad [3.23]$$

Il est important de noter que $\boldsymbol{g} = \mathbf{1}$ correspond à un modèle linéaire.

Comme expliqué ci-dessus, le but du modèle est d'évaluer la dissipation afin de déterminer la charge à laquelle l'effet de la non-linéarité sur la dissipation devient significatif. Pour simplifier l'identification, des valeurs classiques pour le carbone/époxy sont utilisées pour les paramètres définissant le spectre gaussien $\boldsymbol{n_0} = \mathbf{12}$ et $\boldsymbol{n_c} = \mathbf{8}$ [Laurin et al., 2007 ; Zimmerman De Almeida et al., 2024]. Le module $\boldsymbol{E}$ étant le module dans la direction de chargement, il peut être facilement estimé à partir de tests de traction monotone ou à partir des propriétés du pli à l'aide de la théorie classique des stratifiés. L'identification des autres paramètres ($\boldsymbol{E_r}$, $\boldsymbol{\gamma}$ et $\boldsymbol{p}$) se fait en deux étapes.

Dans la première étape, seule la première partie de la courbe d'auto-échauffement est modélisée. Un modèle viscoélastique linéaire est considéré ($\boldsymbol{g} = \mathbf{1}$, c'est-à-dire $\boldsymbol{\gamma} = \mathbf{0}$). Cela permet d'identifier $\boldsymbol{E_r}$ (la courbe pointillée dans la Figure est le résultat de cette étape).

Dans une seconde étape, la fonction non linéaire $\boldsymbol{g}$ (paramètres $\boldsymbol{\gamma}$ et $\boldsymbol{p}$) est identifiée pour avoir une description correcte de l'ensemble de la courbe.

Les résultats du modèle issus de cette identification sont montrés dans la suite.

3.6.3. Résultats

Le modèle linéaire permet de reproduire correctement la courbe d'auto-échauffement, sauf pour les contraintes élevées où des mécanismes de rupture (rupture prématurée des fibres et initiation de la délamination) peuvent se produire dès les premiers cycles. Il est possible de comparer la dissipation thermique obtenue avec un modèle linéaire, à celle obtenue avec un modèle non linéaire (voir Figure 3.53).

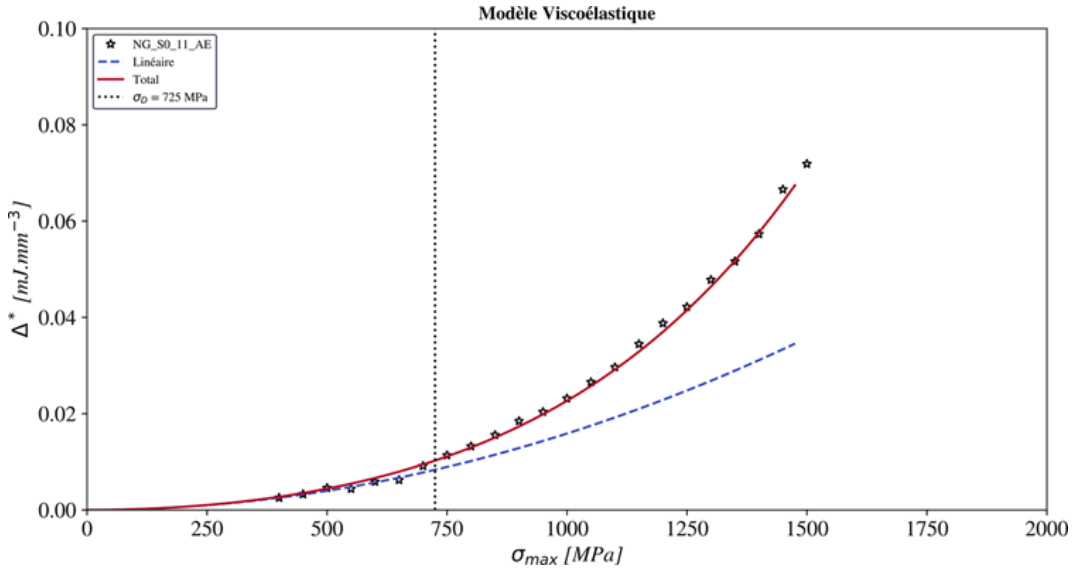


Figure 3.53: Identification des modèles viscoélastiques linéaires et non-linéaire sur la courbe d'auto-échauffement.

Les résultats montrent qu'au-delà d'une certaine valeur de contrainte, les mécanismes non linéaires ont une contribution significative à la dissipation par rapport aux mécanismes viscoélastiques linéaires. Il semble donc qu'il y ait une transition entre une partie dominée par la viscoélasticité linéaire et une partie dominée par la viscoélasticité non linéaire.

L'incertitude de mesure de la dissipation a été estimée à $1.9.10^{-3}$ mJ.mm^{-3}. Il est donc raisonnable de supposer que la contribution des mécanismes non-linéaires peut être caractérisée de significative dès lors qu'elle est supérieure à $1.9.10^{-3}$ mJ.mm^{-3}. Il est alors proposé que le niveau de contrainte associé soit utilisé comme limite d'endurance $\boldsymbol{\sigma_D}$. La contribution des mécanismes non-linéaires seuls peut être obtenue en retranchant la partie linéaire (courbe bleue) au modèle.

La limite de fatigue $\boldsymbol{\sigma_D}$ obtenue pour ce matériau est de 725 MPa.

Il est important de noter que cette limite d'endurance est une limite d'endurance infinie au sens où elle est atteinte à très grands nombres de cycles. Il ne faut donc pas confondre la contrainte de transition du modèle viscoélastique avec la contrainte de transition du critère énergétique associée à 10^6 cycles.

A noter qu'un premier régime avec une puissance proche de 2 est donc suffisant pour identifier le régime linéaire. Le second régime, non-linéaire, pourrait lui être identifié avec une puissance supérieure à 2. Un modèle simplifié de ce type, ne se basant pas sur des paramètres matériau, sera développé dans le chapitre suivant.

3.6.4. Comparaison avec l'Approche de Sendeckyj

L'approche de Sendeckyj possède une version utilisant la limite de fatigue. Il est alors possible de comparer les résultats obtenus sur la courbe de Wöhler avec et sans limite de fatigue (voir Figure 3.54).

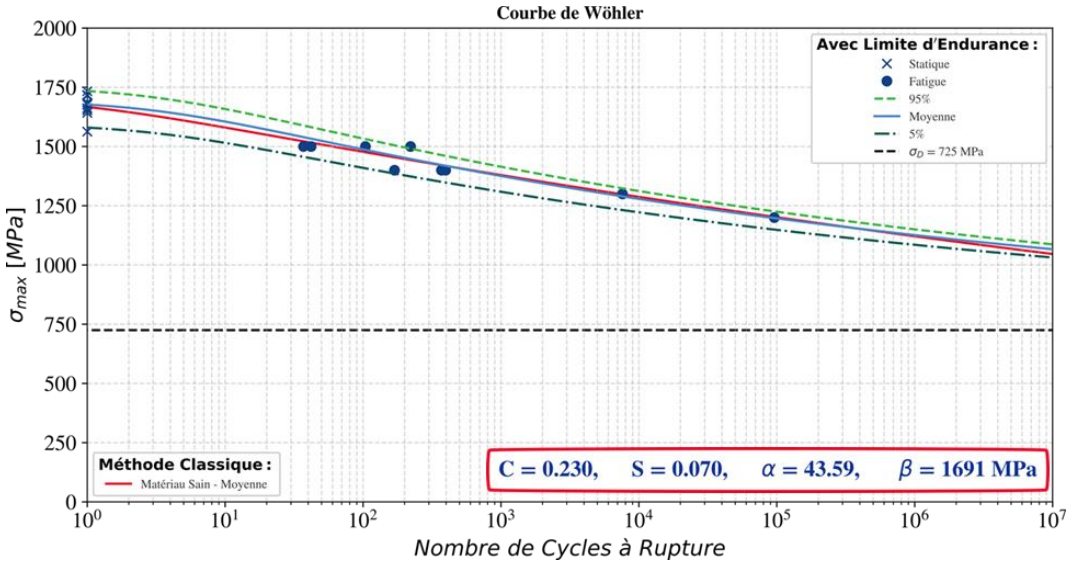


Figure 3.54: Comparaison entre la courbe de Wöhler obtenue par l'approche de Sendeckyj identifiée sur quelques points avec la limite d'endurance identifiée par auto-échauffement et la courbe de Wöhler de référence obtenue par l'approche de Sendeckyj identifiée sur tous les points sans limite d'endurance.

La comparaison entre les résultats du modèle et les résultats expérimentaux de fatigue est assez satisfaisante. Seules les données de fatigue à faible nombre de cycles ont été utilisées pour l'identification du modèle, ainsi qu'un point à 10^4 cycles et un point à 10^5 cycles. La partie de la courbe correspondant à la fatigue à grand nombre de cycles est sensible à la limite de fatigue identifiée grâce à la combinaison des tests d'auto-échauffement et du modèle viscoélastique non linéaire. Cela signifie qu'il est possible d'obtenir une première estimation de la limite de fatigue en une demi-journée (un essai d'auto-échauffement) et de la courbe S–N en 2 jours (10 à 15 tests statiques et deux à cinq tests de fatigue à environ 10^4 cycles).

3.7. Conclusions sur la Fatigue d'Eprouvettes Saines

Ce chapitre, à travers l'étude de ce matériau stratifié complexe carbone-epoxy appelé « Macropli », a permis de mettre en place les méthodes expérimentales et méthodes d'analyses permettant l'étude de sa tenue à la fatigue.

Dans un premier temps, il est important de noter que les problématiques expérimentales des essais à rupture menés sur des éprouvettes purement UD à 0° ont été constatées dans cette étude. En effet, les plis résistants de ce stratifié sont les UDs. Le processus de mise en place et amélioration du procédé expérimental a donc pris beaucoup de temps entre l'utilisation ou non de talons, le type de matériaux utilisés pour les talons, le type de colle pour assurer qu'il n'y ait pas de glissement et enfin assurer que la rupture se trouve bien en zone utile, ce qui n'est pas toujours évident à valider du fait de la rupture très énergétique du matériau.

Une fois le procédé expérimental éprouvé, la méthode de dimensionnement a pu être mise en place. L'approche de Sendeckyj utilisée dans cette étude s'est montrée très efficace, même avec une base de données réduite. Ainsi, cette approche, avec des points bien placés, permet d'obtenir assez rapidement une bonne estimation de la courbe de Wöhler moyenne en prenant en compte la dispersion associée aux essais.

Ensuite, des essais d'auto-échauffement ont été mis en place sur ce matériau sain, que ce soit en régime transitoire ou stabilisé, afin de déterminer rapidement la tenue à la fatigue du matériau. Les protocoles expérimentaux et d'analyses ont été adaptés à ce matériau. En outre, une nouvelle approche basée sur l'identification de paramètres viscoélastiques a également été développée afin de déterminer notamment une limite d'endurance illimitée. Cette limite d'endurance possède également l'avantage de pouvoir être intégrée à l'approche de Sendeckyj.

Les différentes méthodes de dimensionnement en fatigue étudiées sont classées ci-dessous dans le Tableau 06 selon différents critères mettant en avant leurs caractéristiques.

Méthode	Domaine de validité	Nombre d'éprouvettes de fatigue	Durée des essais	Prise en compte de la dispersion	Nature des essais
Approche de Sendeckyj	1 à 10^6	23	38j 20 h	Oui	Normés
AE – Critère Energétique	10^3 à 10^6	1	12h	Non	Non Normés
AE – Modèle Viscoélastique	1 à 10^6	9	14h 34m	Oui	Non Normés

Tableau 06: Résumé des caractéristiques de chaque méthode de dimensionnement

Ce tableau met clairement en évidence que l'avantage de l'approche de Sendeckyj est d'estimer la dispersion des essais et l'avantage de l'auto-échauffement est de caractériser rapidement la tenue en fatigue du matériau. L'analyse de la courbe d'auto-échauffement par un modèle viscoélastique pour déterminer une limite d'endurance prise en compte dans l'approche de Sendeckyj permet de combiner le meilleur des deux mondes.

Ces méthodes ont également été appliquées sur un autre Macropli comportant des UD IM plutôt que HR, avec une orientation des fibres à 1.5° plutôt que 0°. La Figure 3.55 illustre également que ce matériau possède une moins bonne résistance que notre matériau d'étude.

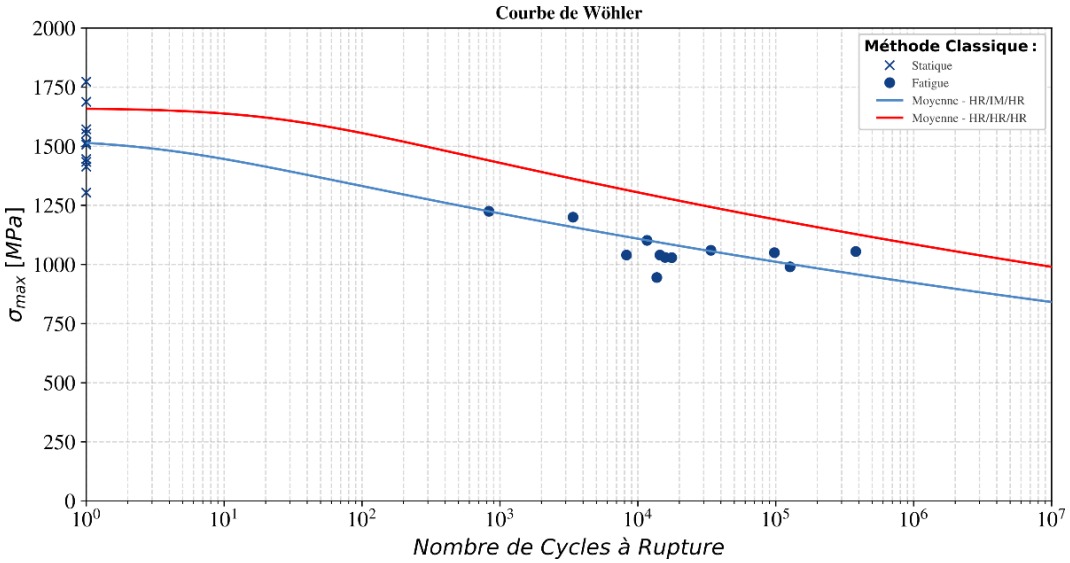


Figure 3.55: Comparaison entre la courbe de Wöhler moyenne obtenue par l'approche de Sendeckyj identifiée sur le Macropli HR/IM/HR à 1.5° et la courbe de Wöhler moyenne obtenue sur le Macropli HR/HR/HR à 0°.

Des essais d'auto-échauffement ont également été réalisés en régime transitoire sur ce matériau sur la face et sur la tranche (voir Figure 3.56).

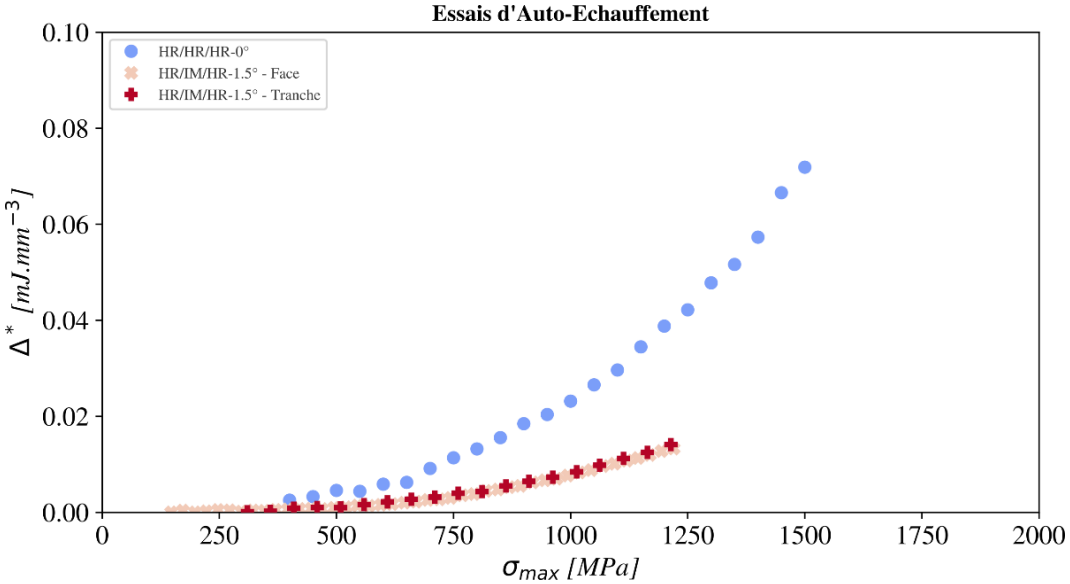


Figure 3.56: Comparaison entre les courbes d'auto-échauffement obtenues sur le Macropli HR/IM/HR à 1.5° sur la face et sur la tranche, et la courbe d'auto-échauffement obtenue sur le Macropli HR/HR/HR à 0°.

Cela permet de mettre en évidence que ce qui est capté en surface de l'éprouvette en moyenne est représentatif de ce qu'il se passe en moyenne dans l'épaisseur de l'éprouvette. Pour rappel, c'est une hypothèse importante de l'analyse 0D qu'il était nécessaire de vérifier.

En identifiant les paramètres du modèle viscoélastique sur ce matériau, une limite d'endurance de 700 MPa est estimée, soit une limite d'endurance légèrement plus faible que celle estimée pour le matériau d'étude (voir Figure 3.57).

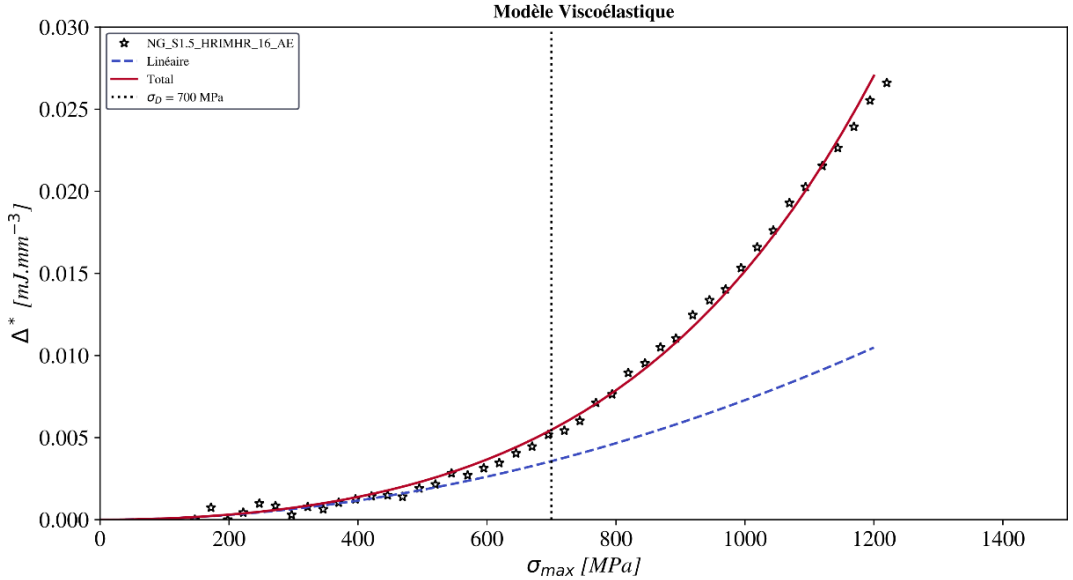


Figure 3.57: Comparaison entre la courbe de Wöhler obtenue par l'approche de Sendeckyj identifiée sur le matériau HR/IM/HR et l'estimation des points de fatigue du Macropli à partir des points de fatigue réalisés sur UD IM à 0° pur.

Il est alors possible de vérifier que l'approche de Sendeckyj modifiée avec limite d'endurance et quelques points de fatigue seulement donne encore une fois un résultat cohérent avec l'approche de Sendeckyj classique (voir Figure 3.58).

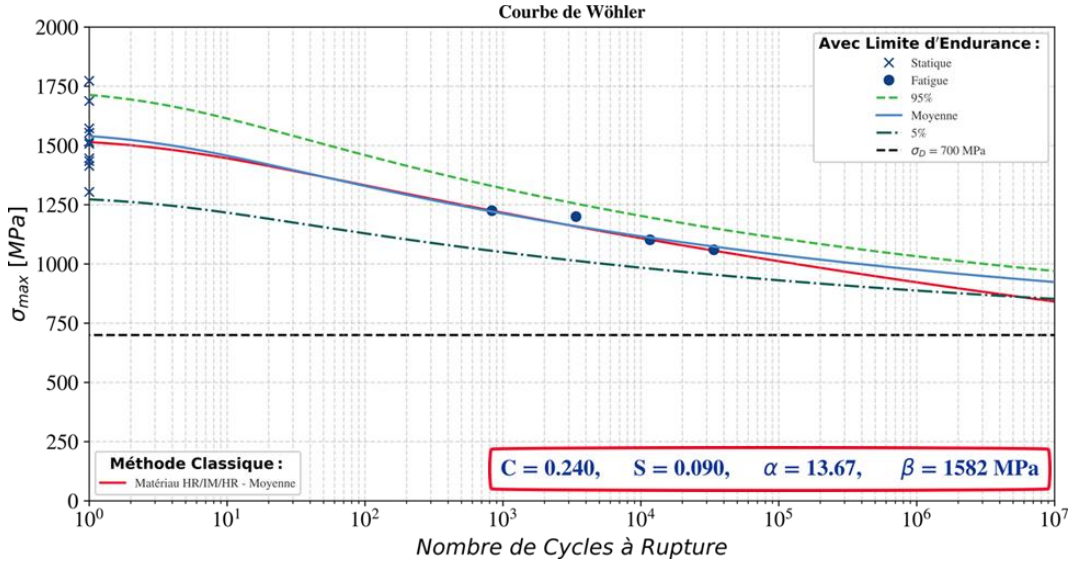


Figure 3.58: Comparaison entre l'approche de Sendeckyj avec et sans limite d'endurance sur le Macropli HR/IM/HR.

On constate que la tenue en fatigue du Macropli est liée aux plis UDs. Il semble donc pertinent de proposer une approche de dimensionnement basée sur la tenue en fatigue d'éprouvettes UDs pures. Il est en effet possible d'estimer la résistance du Macropli à partir de la résistance d'éprouvettes UD avec un rapport d'épaisseurs. Pour vérifier la validité de cette approche, des essais réalisés sur éprouvettes UD IM et sur éprouvettes Macropli HR/IM/HR à 1.5° ont été comparés (voir Figure 3.59). Ces résultats montrent que cette approche est valide.

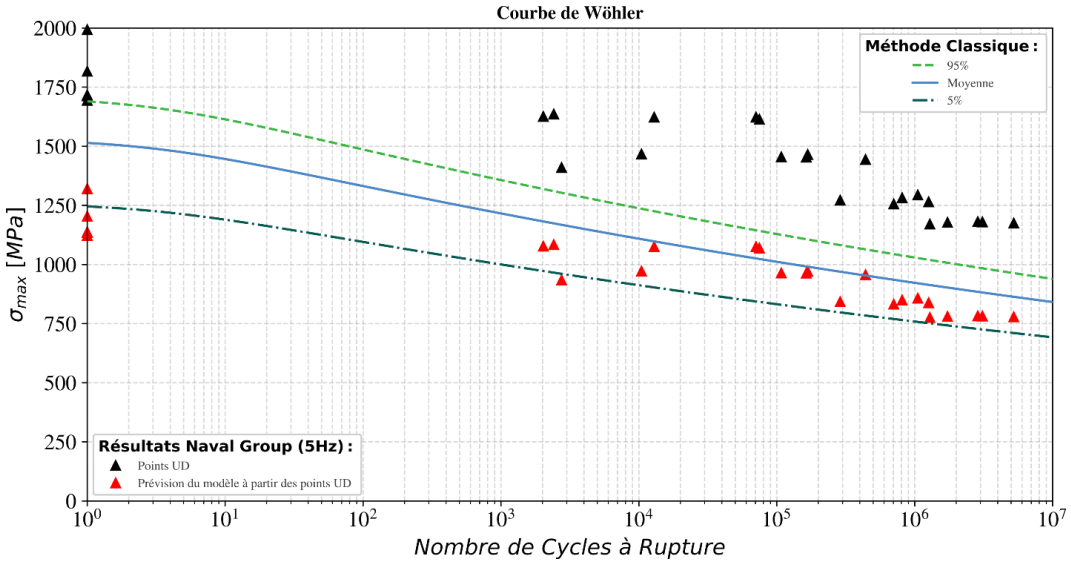


Figure 3.59: Comparaison entre la courbe de Wöhler obtenue par l'approche de Sendeckyj identifiée sur le matériau HR/IM/HR et l'estimation des points de fatigue du Macropli à partir des points de fatigue réalisés sur UD IM à 0° pur.

Chapitre 4

Fatigue sur Eprouvettes avec Défauts (Impact & Défauts Synthétiques)

4.1. Création d'Endommagements, Observation et Analyse..... 144

4.1.1. Essais d'Impact et contrôle par C-Scan 144

4.1.2. Découpe puis stratégie d'utilisation des éprouvettes impactées 145

4.1.3. Observation par Tomographie par rayons X et Analyse..... 146

4.2. Influence de la géométrie d'éprouvettes saines sur la tenue en fatigue..... 150

4.3. Eprouvettes avec Défauts Synthétiques 152

4.3.1. Définition des Défauts Synthétiques..... 152

4.3.2. Fabrication des Eprouvettes..... 154

4.4. Résultats des Essais de Statique et de Fatigue..... 157

4.4.1. Eprouvettes à défaut 2XY..... 157

4.4.2. Eprouvettes à défauts complets 2XY/XZ 158

4.4.3. Essais sur éprouvettes de 250 mm 159

4.4.4. Comparaison de l'ensemble 159

4.5. Résultats des Essais d'Auto-Echauffement 160

4.5.1. Auto-Echauffement en Transitoire sur Eprouvettes Impactées à 5J et 10J 160

4.5.2. Auto-Echauffement en Stabilisé sur Eprouvettes avec Défaut Synthétique 163

4.5.2.1. Les trois types de défauts synthétiques 163

4.5.2.2. Eprouvette saine de la 2e campagne de fabrication 167

4.5.2.3. Eprouvette NG-DS-2XY/XZ-10x10-250 168

4.5.2.4. Eprouvette saine de dimension 150 mm x 40 mm 169

4.5.3. Pour aller plus loin sur l'évolution de température d'une éprouvette courte 170

4.5.4. Conclusion sur le calcul de dissipation des éprouvettes à défaut synthétique 173

4.6. Lien vers la Fatigue 174

4.6.1. Sur le matériau sain 175

4.6.2. Sur les défauts synthétiques 2XY – 10x10, 2XY/XZ – 10x10 et 2XY/XZ – 20x35 176

4.6.3. Sur les matériaux impactés à 5J et à 10J 180

4.7. Conclusions sur la Fatigue d'Eprouvettes avec Défauts 182

Chaire industrielle « Self-Heating » - Projet-ANR-20-CHIN-0002

L'objectif de ce chapitre est d'étudier l'influence d'un endommagement initial sur la tenue en fatigue du matériau.

Tout d'abord, des dommages sont générés dans le matériau, observés, puis analysés. Cette observation des différents types d'endommagement permet ensuite de concevoir des éprouvettes avec des défauts synthétiques, afin (i) de découpler les mécanismes d'endommagement et leurs effets et (ii) de disposer d'éprouvettes à défauts plus reproductibles que ceux obtenus par impact.

Avant d'aborder en détail la création de ces défauts synthétiques, il est primordial de vérifier qu'aucun effet lié à la géométrie ne vient altérer la résistance à la fatigue du matériau. Le maintien de dimensions identiques entre les éprouvettes endommagées et celles avec défauts synthétiques simplifie les comparaisons. Toutefois, cela entraîne l'usage d'une géométrie non standard, différente de celle des éprouvettes saines.

Une fois cette influence géométrique vérifiée, les éprouvettes avec défauts synthétiques sont définies, et le procédé de fabrication est minutieusement détaillé. Lorsque l'ensemble des éprouvettes est prêt, des essais de statique et de fatigue sont menés sur les différents types d'échantillons.

Parallèlement, des essais d'auto-échauffement sont réalisés sur chaque type d'éprouvette, tant en régime stabilisé qu'en régime transitoire, afin de déterminer la signature thermique des différents échantillons. Après avoir obtenu les courbes d'auto-échauffement, un lien est établi entre la fatigue et l'auto-échauffement, permettant ainsi de définir une limite d'endurance à partir d'un critère de fatigue de type puissance décrivant la dissipation, comme pour le matériau sain.

Ces résultats permettront non seulement d'identifier les endommagements les plus influents sur la résistance à la fatigue en traction/traction du matériau étudié, mais aussi de proposer un facteur d'abattement lié aux défauts observés.

4.1. Création d'Endommagements, Observation et Analyse

Dans un premier temps, des endommagements sont générés par impact à basse vitesse à 5J et à 10J sur des plaques composites dans lesquels seront extraites des éprouvettes. Une fois ces endommagements générés, ils sont observés en C-Scan pour vérifier la répétabilité des surfaces endommagées. Une observation par tomographie est ensuite réalisée pour observer plus finement les différents types d'endommagements engendrés par l'impact. C'est à partir de ces observations que seront définis des défauts synthétiques mis en œuvre dans la section suivante.

4.1.1. Essais d'Impact et contrôle par C-Scan

L'endommagement initial à étudier est un endommagement dû à un impact à basse vitesse qui pourrait être intervenu soit lors de la fabrication (par chute d'outils sur une plaque composite par exemple), soit lors du service de la structure (contact avec un objet flottant par exemple dans le cas d'une structure immergée). Il a donc été choisi de réaliser des essais à 5J et à 10J.

La machine d'impact utilisée, qui est détaillée dans le chapitre 3, est une arbalète projetant l'impacteur à une vitesse donnée pour impacter un panneau composite de 150 mm x 100 mm à l'énergie souhaitée. Pour rappel, la machine d'essai Instron utilisée suit les normes spécifiques ASTM D7136M, ASTM D7136, ISO 18352 et Airbus AITM 1.0010.

Pour limiter les variables pouvant influer sur les résultats lorsque ceux-ci seront comparés entre eux, 15 panneaux sont extraits d'une même plaque composite de 600 mm x 600 mm. Parmi ces 15 panneaux, 5 sont gardés vierges, 5 sont impactés à 5J et 5 sont impactés à 10J.

Une fois les impacts réalisés, les panneaux sont passés au C-Scan pour observer la projection des endommagements engendrés comme le montre la Figure 3.02.

Les éprouvettes impactées sont nommées sous la forme NG-I-5J-01 avec :
- NG pour indiquer que ce sont des éprouvettes Naval Group ;
- I pour indiquer que ce sont des éprouvettes Impactées ;
- 5J correspond à l'énergie d'impact ;
- 01 correspond au numéro de l'éprouvette.

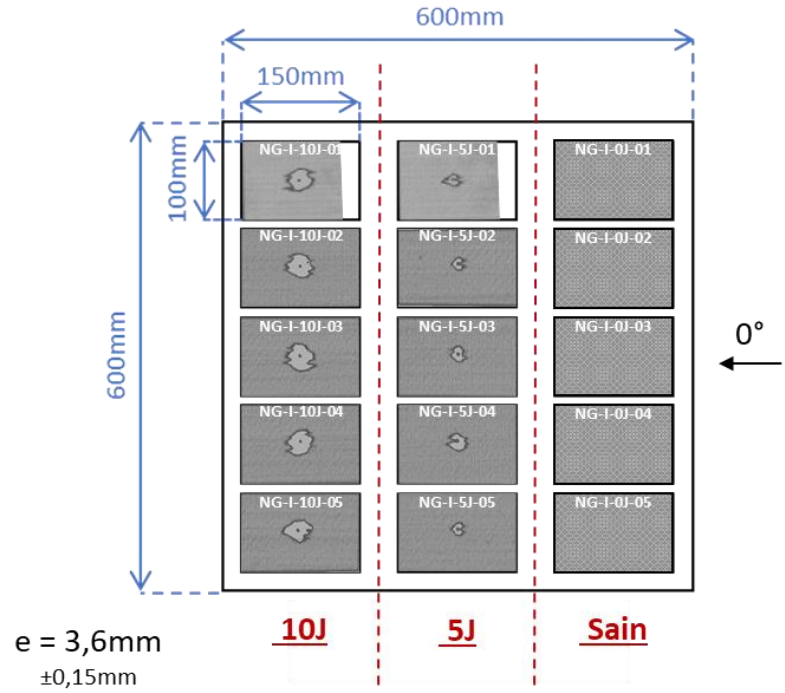


Figure 4.01: Projections des endommagements engendrés par les impacts à 5J et à 10J.

Les données issues de la machine d'impact, comme la force d'impact au cours du temps et la vitesse et l'énergie d'impact mesurées, indiquent une bonne répétabilité des énergies d'impact et les C-Scan montrent également une bonne répétabilité des projections des surfaces endommagées.

4.1.2. Découpe puis stratégie d'utilisation des éprouvettes impactées

Comme expliqué dans le chapitre 2, les panneaux impactés sont d'abord découpés pour obtenir des éprouvettes de 40mm de large. C'est la largeur d'éprouvette choisie pour éviter d'avoir un défaut traversant tranche à tranche. Les éprouvettes de traction impactées ont donc finalement des dimensions de 150 mm x 40 mm (voir Figure 2.13), contre 250 mm x 25 mm pour les éprouvettes saines.

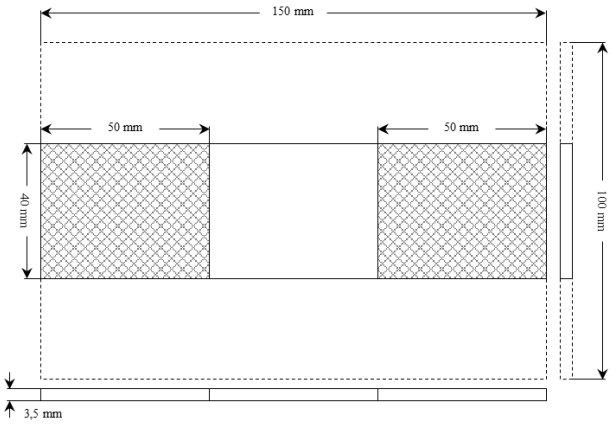


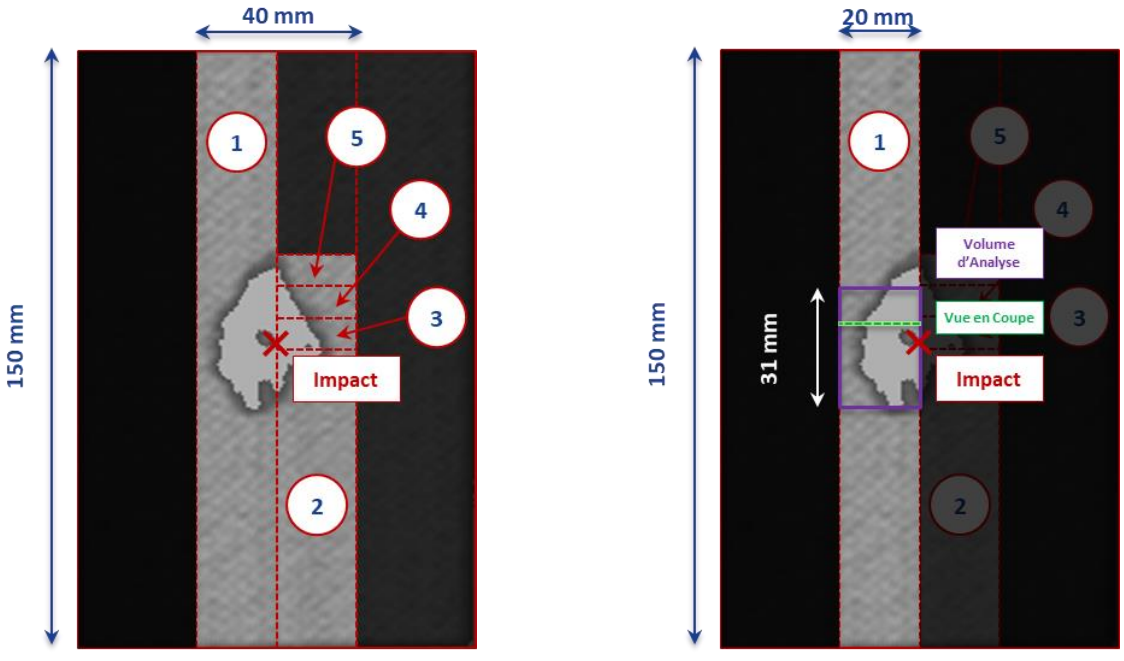
Figure 4.02: Schéma des dimensions des éprouvettes impactées.

La même stratégie d'utilisation des éprouvettes est définie pour les deux niveaux d'énergie :

- Eprouvette 01 : Essai d'auto-échauffement transitoire ;
- Eprouvette 02 : Essai statique (essai non-réalisé) ;
- Eprouvette 03 : Essai de fatigue (essai non-réalisé) ;
- Eprouvette 04 : Essai de fatigue (essai non-réalisé) ;
- Eprouvette 05 : Découpe à la scie diamantée en morceaux de différentes tailles pour observation par tomographie par rayons X.

4.1.3. Observation par Tomographie par rayons X et Analyse

Les éprouvettes 05 sont découpées suivant la stratégie présentée Figure 4.03. L'éprouvette est d'abord découpée dans la longueur en son centre pour séparer l'impact en deux. La partie gauche est gardée ainsi pour obtenir la sous-partie n°1 de 150 mm x 20 mm. Cela permettra d'observer l'ensemble des défauts et de voir la marge restante entre le bord de l'éprouvette et l'extrémité des endommagements. La partie de droite est, elle, découpée horizontalement en son centre. La partie basse est notée 2 et gardée ainsi, puis la partie haute est à nouveau découpée en trois plus petits morceaux notés de bas en haut 3, 4 et 5. L'objectif en diminuant le volume scanné est d'augmenter la résolution afin de vérifier que de nouveaux endommagements n'apparaissent pas. Cela permet de s'assurer que les conclusions sur les endommagements observés sur la sous-partie n°1 ne sont pas biaisés par la résolution.



a) *b)*

Figure 4.03: a) Vue de dessus des sous-parties de l'éprouvette NG-I-10J-05 observées au tomographe. b) Volume d'analyse (en violet) de la sous-partie n°1 dont la reconstruction est affichée sur la Figure 4.04 et position d'un affichage en coupe (en vert) de ce volume montré sur la Figure 4.05.

La rotation effectuée lors du scan de la sous-partie n°1 a permis d'examiner une longueur de plus d'une dizaine de millimètres en 1h30. Cependant, comme l'endommagement est beaucoup plus étendu selon les résultats des C-Scans, il a été décidé de réaliser trois scans à différentes positions le long de l'éprouvette, avec un léger recouvrement entre eux. Cette approche a permis de couvrir une longueur totale de plus de 30 mm en 4h30. Chaque voxel présente une résolution de 13 µm de côté.

L'observation de la sous-partie n°1 au tomographe révèle deux types d'endommagement distincts (voir Figure 4.04) :

- Des délaminages : un petit délaminage entre le pli tissé 2D supérieur qui a été impacté et les plis UD et un grand délaminage entre les plis UD et le pli tissé 2D inférieur ayant subi le plus de flexion lors de l'impact ;
- Des fissurations matricielles allant du centre de l'éprouvette en haut des plis UD, vers le bas de l'éprouvette, qui est la face opposée à la zone d'impact, avec un angle de 45° (voir Figure 4.05). C'est un mécanisme d'endommagement observé classiquement dans la littérature [Cantwell et al., 1984].

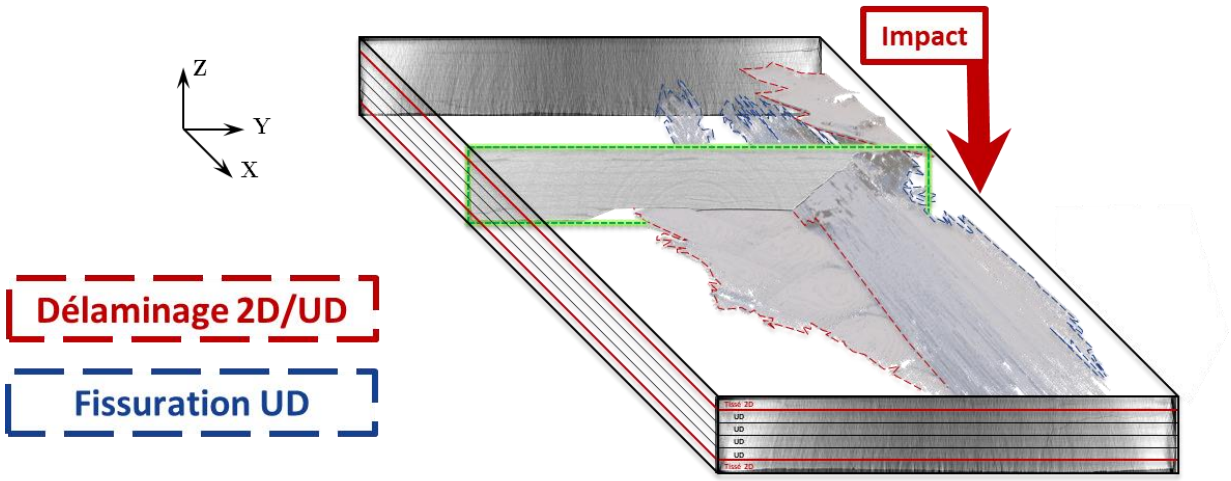


Figure 4.04: Reconstruction volumique de l'endommagement engendré par l'impact de 10J sur l'éprouvette NG-I-10J-05. Le positionnement du volume d'analyse dans le panneau est affiché sur la Figure 4.03.

Il est également possible d'observer une surface délaminée plus faible sur la face supérieure, qui a été impactée, que sur la face inférieure. En effet, cela s'explique certainement par le fait que la partie inférieure, qui est la face la plus éloignée à l'impact, subit beaucoup plus de flexion suite à l'impact que la partie supérieure.

La Figure 4.05 met en évidence l'orientation à 40° par rapport à l'axe Y de la fissure de fissuration matricielle, dans le plan XZ, ce qui est proche de ce qui a été observé dans plusieurs résultats de la littérature comme mentionné dans la bibliographie au Chapitre 1 [Cantwell et al., 1983 ; Vasconcellos et al., 2014]. A noter que les fissures plus proches de l'axe d'impact ont un angle plus important, 70° dans le cas étudié.

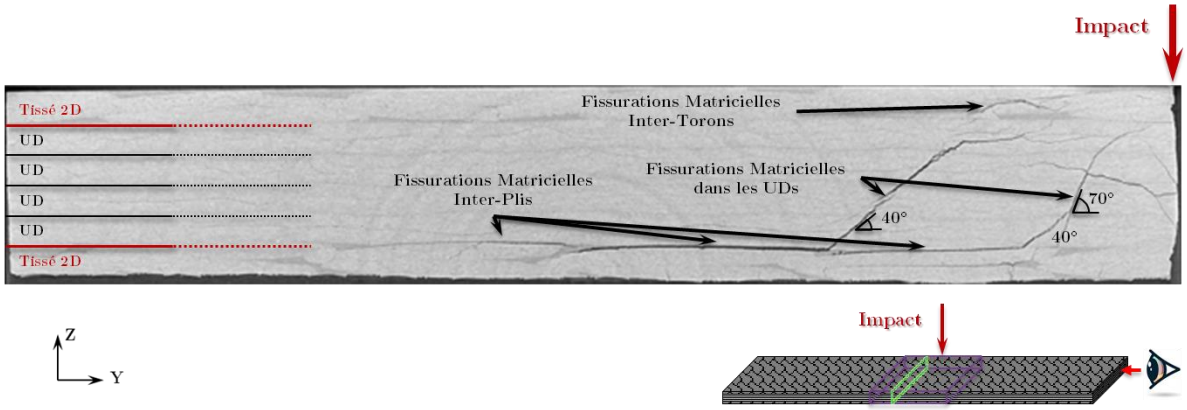


Figure 4.05: Affichage en coupe de l'endommagement engendré par un impact de 10J sur l'éprouvette NG-I-10J-05.

La même analyse peut être réalisée avec l'éprouvette impactée à 5J comme le montre la Figure 4.06.

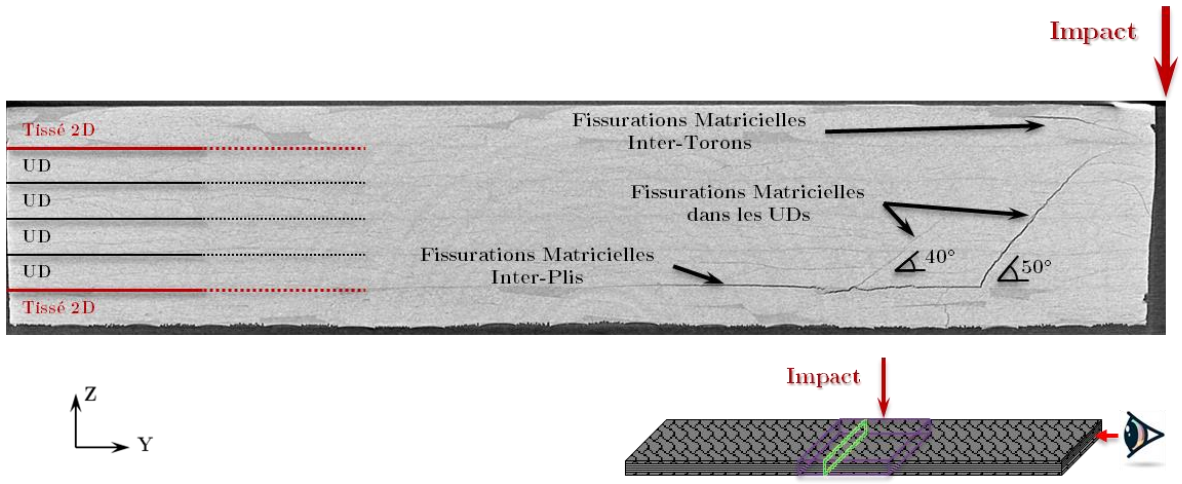


Figure 4.06: Affichage en coupe de l'endommagement engendré par un impact de 5J sur l'éprouvette NG-I-5J-05.

Les mêmes endommagements que pour l'éprouvette impactée à 10J sont observés, à nouveau avec un angle de 40° pour les fissures matricielles les plus éloignées et un angle qui augmente en se rapprochant de l'axe d'impact. Le point important à noter reste que les fissures sont beaucoup plus marquées que pour l'impact à 5J. Les fissures sont beaucoup plus larges, longues et nombreuses avec un impact de 10J qu'un impact de 5J.

L'observation par tomographie par rayons X sur les autres sous-parties plus petites avec une meilleure résolution allant jusqu'à 2,5 µm ne permet pas d'observer d'autres types d'endommagement. L'analyse des autres sous-parties des éprouvettes ne sera donc pas détaillée.

Il est cependant possible d'assembler les sous-parties pour reconstruire les éprouvettes NG-I-5J-05 et NG-I-10J-05 (voir Figure 4.07).

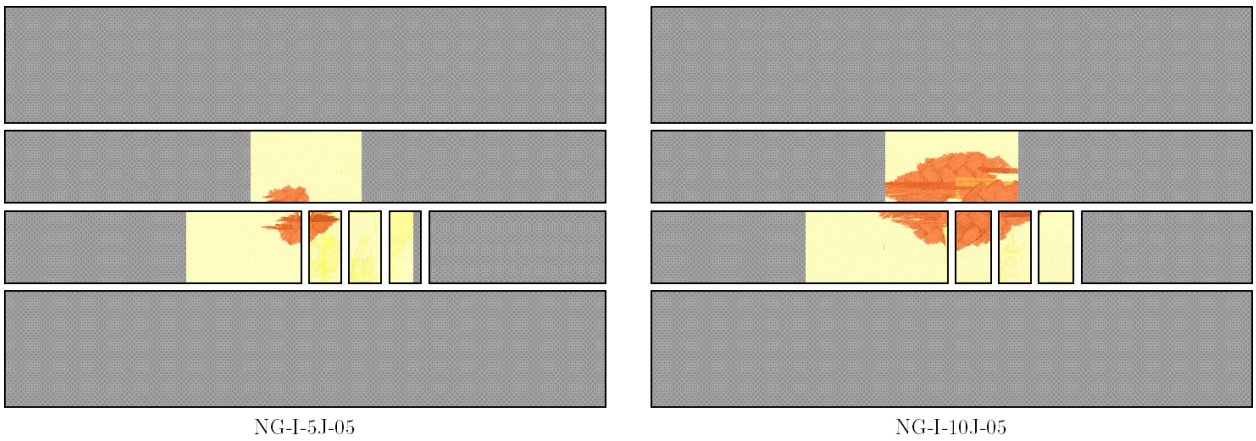


Figure 4.07: Reconstruction des endommagements engendrés par un impact de 5J à gauche et de 10J à droite.

Ces reconstructions permettant alors d'observer l'endommagement global. Il est clair ici que l'éprouvette impactée à 5J a été peu endommagée par rapport à celle impactée à 10J. Les surfaces délaminées sont plus étendues et les fissures matricielles dans les plis UDs plus longues et nombreuses pour les éprouvettes impactées à 10J.

L'objectif principal de l'observation de ces éprouvettes était de voir les différents types d'endommagement engendrés par un impact à basse vitesse. Pour mieux observer l'endommagement dans son ensemble, l'éprouvette NG-I-5J-01 complète a été observée par tomographie sans découpe (voir Figure 4.08).

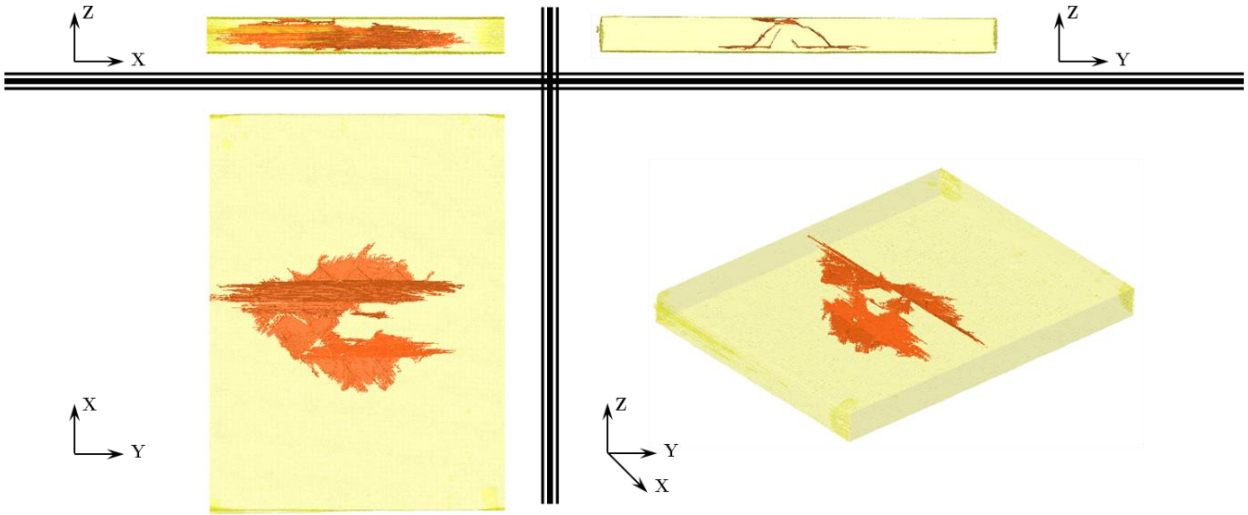


Figure 4.08: Observations de l'endommagement complet engendré par un impact de 5J.

Cette figure permet de mieux comprendre la géométrie de l'ensemble de l'endommagement depuis différents points de vue. La résolution d'un voxel est de 13 µm. La propagation des fissures à 40° donne alors un effet conique dans le plan YZ comme observé dans la littérature.

Après avoir étudié les endommagements causés par un impact à basse vitesse, il a été décidé de générer des défauts artificiels. Cette démarche permet de dissocier ces deux types d'endommagement observés, mais aussi de mieux contrôler la répétabilité, la géométrie et la taille des défauts. En effet, bien que la taille des zones endommagées dans les éprouvettes impactées soit relativement constante, la complexité de leur forme, notamment avec les fissures matricielles le long des fibres, empêche d'assurer une géométrie d'endommagement systématiquement reproductible.

Pour faciliter la comparaison entre éprouvettes avec défauts synthétiques et éprouvettes impactées, il est décidé de limiter les variables en conservant les mêmes dimensions pour les deux types d'échantillons, soit 150 mm x 40 mm. Mais avant de fabriquer ces éprouvettes, il est important de vérifier l'influence de la géométrie sur la tenue en fatigue du matériau.

4.2. Influence de la géométrie d'éprouvettes saines sur la tenue en fatigue

Afin de vérifier l'influence du seul changement de géométrie, des éprouvettes saines mais de dimensions 150 mm x 40 mm, au lieu de 250 mm x 25 mm, sont donc testées dans cette partie.

Dans un premier temps, un essai de fatigue a été réalisé sur éprouvette saine 150 mm x 40 mm (voir Figure 4.09).

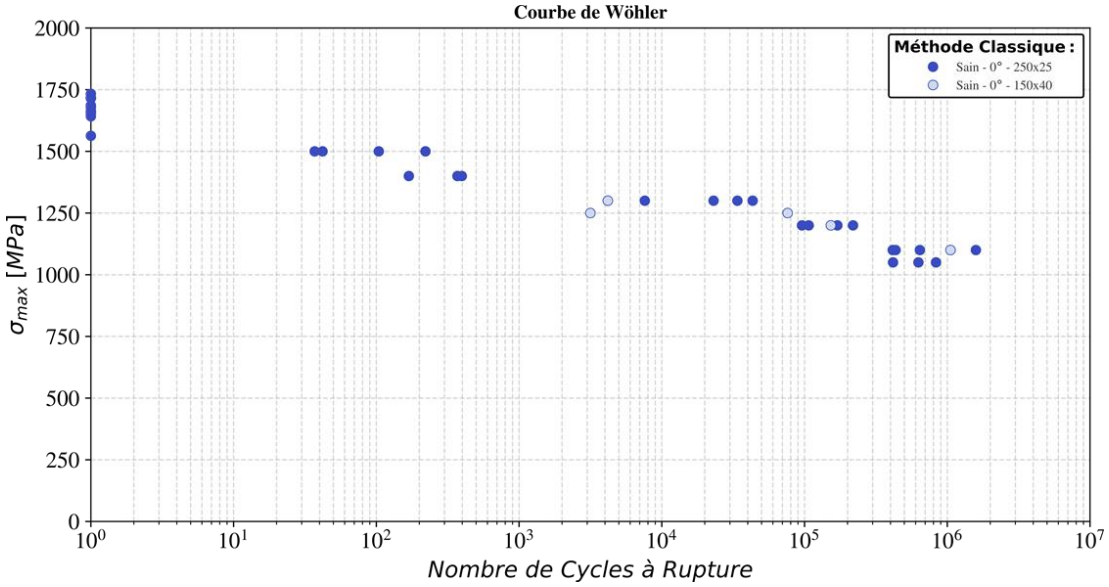


Figure 4.09: Tenue en fatigue d'une éprouvette saine de 150 mm x 40 mm par rapport aux dimensions de la norme.

Ce résultat semble montrer qu'il n'y a pas de différence sur la tenue en fatigue entre des éprouvettes dimensionnées selon la norme en 250 mm x 25 mm et des éprouvettes dimensionnées selon les contraintes de l'étude d'impact en 150 mm x 40 mm

Il a ensuite été vérifié l'influence de ce changement de dimensions d'éprouvette sur les résultats d'auto-échauffement en régime transitoire (voir Figure 4.10).

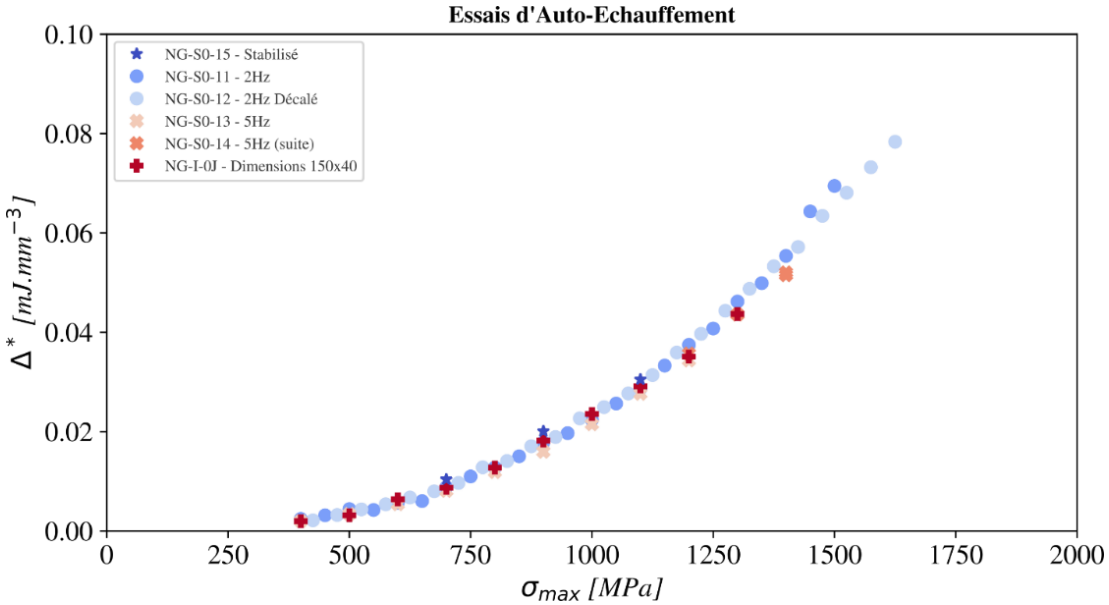


Figure 4.10: Courbe d'auto-échauffement obtenue sur éprouvette saine de 150 mm x 40 mm.

La dissipation intrinsèque calculée à partir d'un essai d'auto-échauffement en régime transitoire sur une éprouvette saine de 150 mm x 40 mm correspond bien à celle obtenue sur une éprouvette de 250 mm x 25 mm.

Le changement de géométrie n'ayant apparemment pas d'effet, la suite du document détaillera le processus de définition et de fabrication des éprouvettes avec défaut synthétique.

Il est important de noter que seule une analyse transitoire du 4e au 16e cycle a été réalisée pour les essais d'auto-échauffement. Nous verrons par la suite que l'analyse complète de l'auto-échauffement, incluant la phase stabilisée et le retour à température ambiante pour déterminer les temps caractéristiques des échanges thermiques, peut s'avérer plus complexe dans le cas des éprouvettes courtes.

4.3. Eprouvettes avec Défauts Synthétiques

Comme expliqué en fin de première partie de ce chapitre, il a été choisi de générer des défauts artificiels afin de pouvoir découpler les types d'endommagements et maîtriser la répétabilité de la taille et de la géométrie des défauts.

Il a été décidé de s'appuyer sur la géométrie des éprouvettes impactées afin de permettre une comparaison directe entre les résultats obtenus sur des éprouvettes avec défauts réels et ceux avec défauts synthétiques. L'utilisation d'éprouvettes à défauts artificiels présente également l'avantage de ne pas être limitée par les contraintes liées à la taille du cadre d'impact de l'arbalète. Cela permet d'envisager, en complément, des éprouvettes de dimensions différentes de celles impactées.

4.3.1. Définition des Défauts Synthétiques

Il est nécessaire dans un premier temps de simplifier les deux types d'endommagement observés par tomographie. D'un côté, les délaminages seront représentés par une surface rectangulaire placée au centre du plan XY de l'éprouvette entre les plis tissés 2D et la partie UD. Aucune distinction n'est réalisée entre délaminage supérieur et délaminage inférieur. Il y a donc une dimension symétrique des délaminages artificiels. De l'autre côté, la fissuration matricielle, aussi appelée « splitting », dans la partie UD et représentée par une surface rectangulaire placée verticalement au centre de l'éprouvette dans le plan XZ au sein des plis UDs uniquement. Ce film (voir 4.3.2) est placé au centre de l'éprouvette en considérant la largeur de l'éprouvette (voir Figure 4.11).

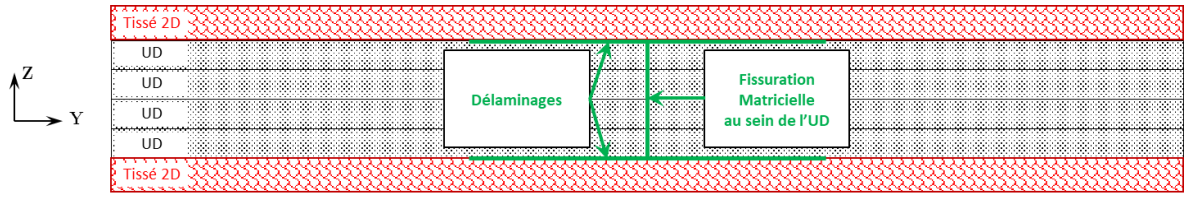


Figure 4.11: Schéma de la représentation des deux types d'endommagements utilisée pour définir les défauts synthétiques.

En utilisant le repère XYZ, un délaminage est alors appelé « XY », car situé ans le plan XY, et une fissuration matricielle dans l'UD est appelée « XZ », car située dans le plan XZ. Puisque les délaminages sont toujours présents par deux, leur présence dans une éprouvettes avec défauts synthétique sera mentionnée par le nom « 2XY », et la présence de la fissuration matricielle de l'UD sera mentionnée par le nom « XZ ».

Pour simplifier la fabrication et réduire le nombre de type d'éprouvettes à étudier, deux catégories d'éprouvettes ont été choisies : un type d'éprouvette représentant uniquement les délaminages « 2XY », et un type d'éprouvette représentant les délaminages et la fissuration matricielle au sein de l'UD « 2XY/XZ ». Ce deuxième type d'éprouvette est une simplification de l'ensemble des endommagements engendrés par un impact. Afin de simplifier la fabrication (voir section 4.3.2) le défaut XZ à la même dimension dans la direction X que le défaut XY.

Afin d'être représentatif de la taille des défauts observés après impact, les endommagements issus d'un impact à 5J sont représentés par deux défauts XY de taille 10 mm x 10 mm (le premier chiffre correspond à la longueur dans la direction Y et le second à la longueur dans la direction X) et un défaut XZ de taille 10 mm (longueur dans la direction X). Les endommagements issus d'un impact à 10J sont eux représentés par deux défauts XY de taille 20 mm x 35 mm et un défaut XZ de taille 35 mm.

Enfin, la question de la géométrie de l'éprouvette se pose. Le but de la thèse est d'étudier les endommagements. L'utilisation des éprouvettes avec défauts synthétiques n'est donc pas une finalité mais un moyen. Comme annoncé précédemment, il a alors été choisi de réaliser des éprouvettes avec défauts synthétiques de 150 mm x 40 mm pour respecter les dimensions des éprouvettes impactées et limiter le nombre de paramètres différents. La zone utile est donc de 40 mm x 50 mm ce qui rend certaines observations délicates. C'est pourquoi, il a été décidé de réaliser des éprouvettes à défauts synthétiques de longueur 250 mm, tout en conservant la largeur de 40 mm, pour investiguer l'effet des distances aux bords de l'éprouvette et aux mors. Dans ce cas, seul un défaut complet 2XY/XY de taille 10 mm x 10 mm a été réalisé.

L'étude comporte donc finalement 8 types d'éprouvettes différentes comme le montre la Figure 4.12.

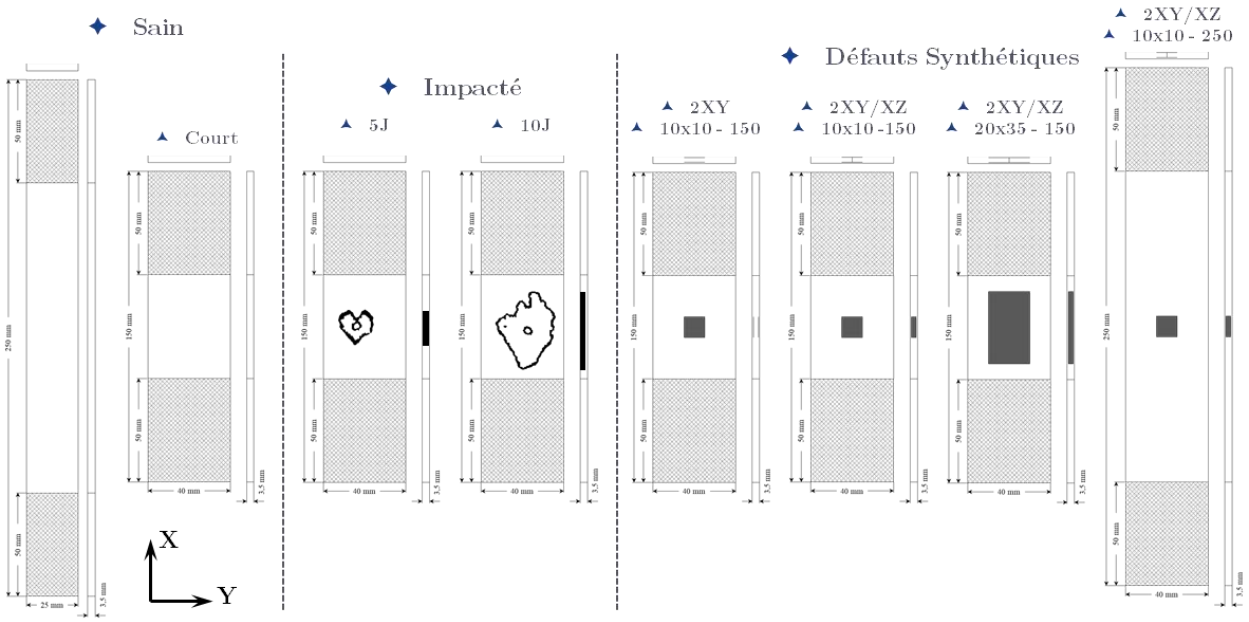


Figure 4.12: Schéma des différents types d'éprouvettes étudiées.

Les éprouvettes comportant des défauts synthétiques sont nommées sous la forme suivante NG-DS-2XY/XZ-10x10-150-1-01 avec :

- NG pour indiquer que ce sont des éprouvettes Naval Group ;
- DS pour indiquer que ce sont des éprouvettes avec Défauts Synthétiques ;
- 2XY/XZ pour indiquer la présence des défauts « 2XY » et du défaut « XZ » ;
- 10x10 pour indiquer la largeur de 10 mm des défauts « 2XY » et la longueur de 10 mm des défauts « 2XY » et « XZ » ;
- 150 pour indiquer la longueur de l'éprouvette ;
- 1 pour indiquer le numéro de la plaque de fabrication ;
- 01 pour indiquer le numéro de l'éprouvette.

Quatre types d'éprouvettes avec défauts synthétiques sont donc définis en plus des éprouvettes impactées pour étudier l'influence d'un endommagement :

a) NG-DS-2XY-10x10-150 ;

b) NG-DS-2XY/XZ-10x10-150 ;

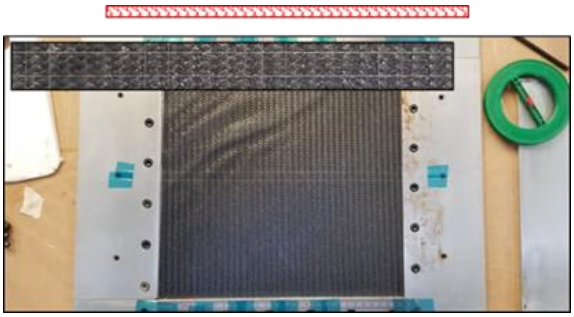
c) NG-DS-2XY/XZ-20x35-150 ;

d) NG-DS-2XY/XZ-10x10-250.

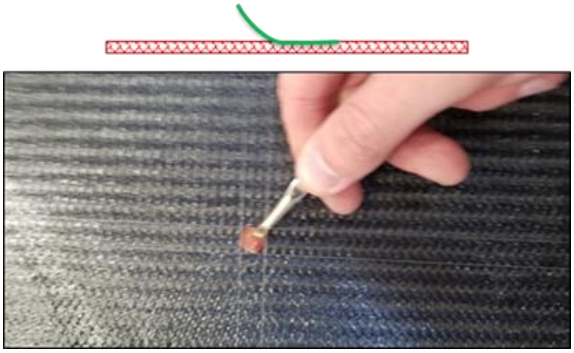
4.3.2. Fabrication des Eprouvettes

L'ensemble des endommagements observés étant de simples fissurations matricielles, soit au sein des UDs, soit représentant le décollement entre les plis UDs et tissés 2D, il a été choisi de les représenter par un film fluoropolymère de 50 µm d'épaisseur. Ce film sera plus simplement désigné par film de téflon dans la suite. A noter que le maintien en place des films téflon lors de la fabrication des plaques a été facilité par l'aspect collant des plis pré-imprégnés lors de l'empilement des plis avant passage en autoclave.

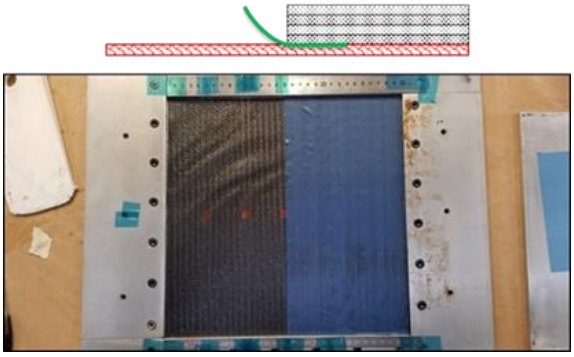
La même procédure de fabrication que pour les éprouvettes saines est utilisée à quelques exceptions près. Un défaut vertical étant placé au centre de l'éprouvette, les plis UDs sont scindés en deux. Plutôt que de simplement placer les plis les uns par-dessus les autres comme pour le matériau sain, il est ici nécessaire de déposer les UDs en deux étapes en plaçant d'abord la partie des UDs situés à droite du défaut, puis ensuite en plaçant la partie gauche des UDs. L'ensemble du processus est illustré dans la Figure 4.13 sur le cas d'un défaut 2XY/XZ - 10x10 réalisé lors d'une campagne de fabrication permettant de mettre en place le processus. Les prises de vues ont été associées à des schémas explicatifs représentant une vue en coupe YZ au centre de l'éprouvette.



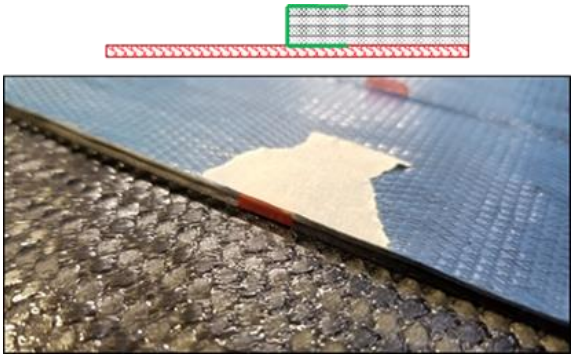
1- Dépôt du pli 1er tissé 2D



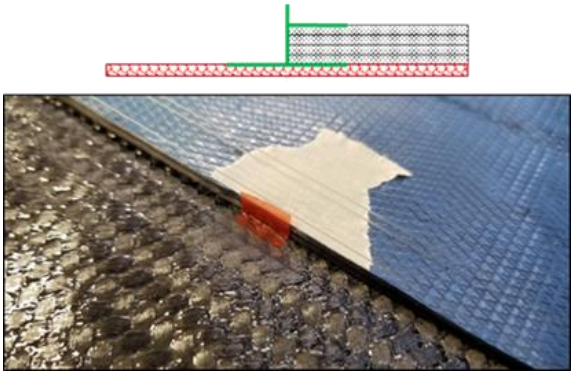
2- Dépôt des défauts synthétiques en téflon



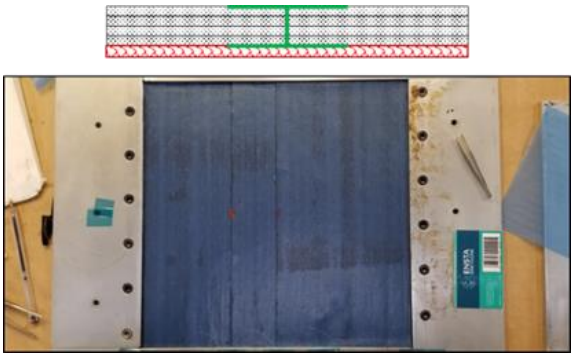
3- Dépôt de la 1ère moitié des UDs



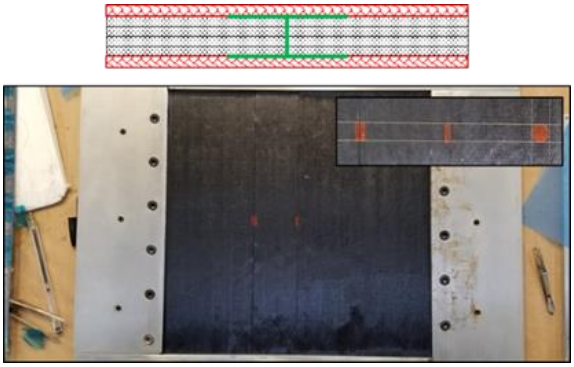
4- Rabat du défaut au-dessus pour représenter le défaut XZ



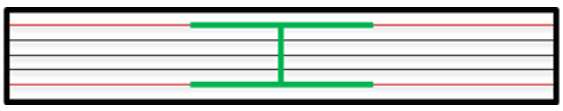
5- Dépôt de la 2e partie du défaut



6- Dépôt de la 2e partie des UDs



7- Dépôt du dernier pli Tissé 2D



8- Vue en coupe dans le plan YZ du défaut 2XY/XZ

Figure 4.13: Illustration des différentes étapes de fabrication d'une éprouvette avec défaut synthétique.

Attention toutefois, lors de la fabrication des éprouvettes de l'étude, une difficulté s'est rajoutée car il a fallu respecter les compactages tous les 2 plis. En résumé, il y a donc eu les étapes suivantes :

1- Pose du tissé 2D, puis pose de la partie droite du Défaut, puis pose de la partie droite du 1er UD, puis pose de la partie gauche du Défaut et enfin pose de la partie gauche du 1er UD ;
2- Compactage sous vide pendant 20 min ;
3- Pose de la partie droite des 2e et 3e UDs, puis pose de la partie gauche des 2e et 3e UDs ;
4- Compactage sous vide pendant 20 min ;
5- Pose de la partie droite du dernier UD, puis pose de la partie gauche du dernier UD et enfin pose du tissé 2D.

Pour chaque type d'éprouvettes avec défaut synthétique, 22 éprouvettes réparties sur 2 plaques ont été générées. Cela représente donc la réalisation de 88 éprouvettes avec défauts synthétiques générées, dans l'objectif d'avoir suffisamment d'éprouvettes pour réaliser des essais de statique, de fatigue et d'auto-échauffement, tout en ayant des éprouvettes supplémentaires en cas de difficulté à mettre en œuvre ces essais. En effet, la section de l'éprouvette augmentant, la force appliquée par la machine sur l'éprouvette augmente aussi, ce qui peut engendrer un certain nombre de complications. Certaines de ces complications sont mentionnées en fin de document dans la partie de la conclusion portant sur les difficultés rencontrées liées aux contraintes expérimentales.

Pour en revenir à la fabrication, alors que la préparation de 9 plaques saines pour passage en autoclave aura nécessité une demi-journée, il a fallu 3 jours de préparation pour les 8 plaques de 11 éprouvettes avec défaut synthétique.

A noter que l'étape n°2 de la Figure 4.13 montre bien que les défauts sont vraiment petits et fins donc difficiles à manipuler. Ceci, ajouté au nombre conséquent d'éprouvettes à générer, explique la nécessité de limiter le nombre de type d'éprouvette avec défaut synthétique différent et de simplifier grandement les géométries de ces défauts synthétiques.

4.4. Résultats des Essais de Statique et de Fatigue

Les résultats des essais obtenus sur les éprouvettes avec défauts synthétiques sollicitées en statique et en fatigue sont présentés dans cette section. Ces résultats sont comparés à la courbe de Wöhler du matériau sain obtenue par l'approche de Sendeckyj.

Il est important de noter que la section de l'éprouvette étant plus importante que pour les éprouvettes saines, la force appliquée par la machine pour une même contrainte appliquée est aussi plus grande. Les limites de la machine MTS 250 kN utilisée au laboratoire sont alors atteintes pour les essais de statique. Les essais statiques affichés sont donc des essais réalisés chez Naval Group, excepté pour les éprouvettes de longueur de 250 mm parmi lesquelles 4 essais ont été concluants au laboratoire. Pour les essais de fatigue, il a également été difficile de réaliser des chargements mécaniques cycliques à des forces élevées pour une fréquence de 2Hz.

Pour rappel, seulement trois éprouvettes impactées à 5J et trois éprouvettes impactées à 10J ont été produites pour les essais statiques et de fatigue. Ces éprouvettes n'ont à l'heure actuelle pas encore été testées.

Il est important de souligner que les contraintes sont calculées en faisant le rapport de la force appliquée par la section de l'éprouvette : $\boldsymbol{\sigma = \frac{F}{S}}$. Ce sont des contraintes moyennes qui ne prennent aucunement en compte les surcontraintes locales liées aux défauts.

4.4.1. Eprouvettes à défaut 2XY

Pour rappel ces éprouvettes ont été réalisées afin de simuler des défauts de type délaminage entre les UDs et les tissés 2D. Les résultats sont reportés sur la Figure 4.14 pour des défauts de taille 10 mm x 10 mm et comparés à la courbe de Wöhler du matériau sain.

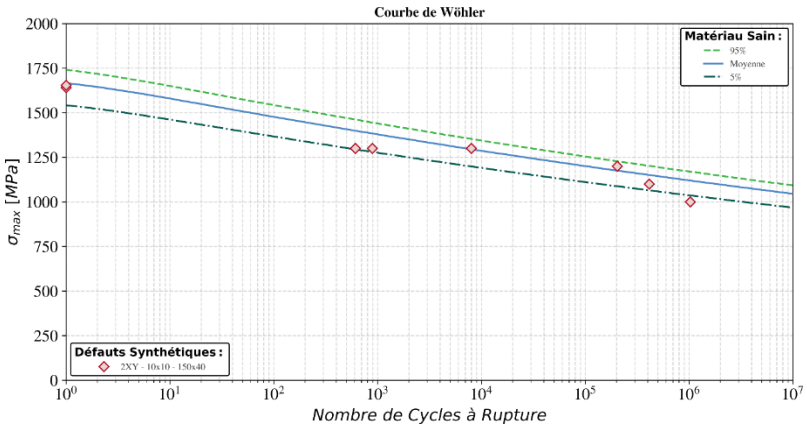


Figure 4.14: Résultats de statique et de fatigue des éprouvettes 2XY-10x10-150 par rapport à la courbe de Wöhler du matériau sain.

Il est intéressant de noter que, pour ce ratio de chargement, l'effet des délaminages en fatigue est assez faible avec des résultats qui restent quasiment dans l'intervalle de confiance de 5% et 95%.

4.4.2. Eprouvettes à défauts complets 2XY/XZ

L'effet d'un ajout d'un défaut de type « splitting » dans l'UD en plus d'un délaminage est illustré sur la Figure 4.15 et sur la Figure 4.16 respectivement, pour des défauts de taille 10x10 et 20x35.

L'introduction du « splitting » semble diminuer légèrement la tenue en fatigue. L'ensemble des résultats obtenus sur des éprouvettes avec ces défauts se situent dans la partie basse de l'intervalle de confiance de 5% et 95% aussi bien pour les tailles 10x10 que 20x35.

Il convient de noter que le nombre d'essais réalisés reste limité. Il serait donc important d'élargir la base de données pour confirmer ces conclusions.

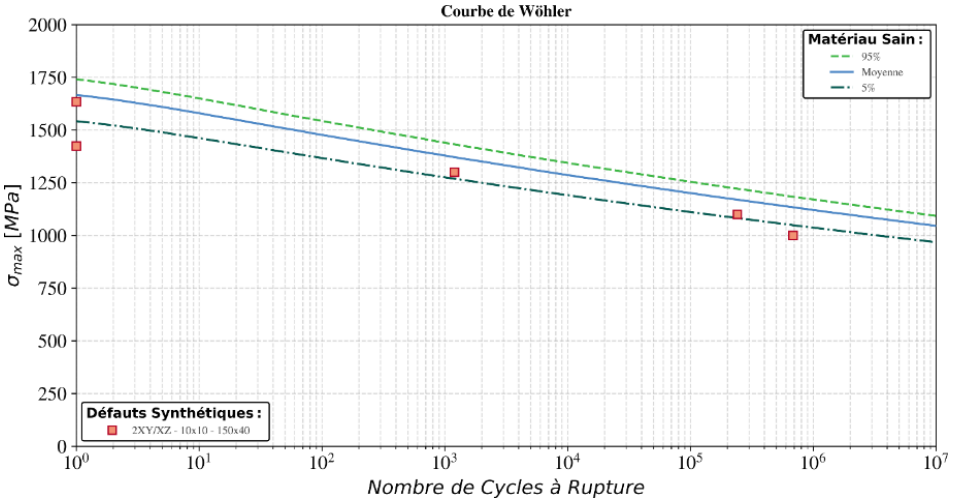


Figure 4.15: Résultats de statique et de fatigue des éprouvettes 2XY/XZ-10x10-150 par rapport à la courbe de Wöhler du matériau sain.

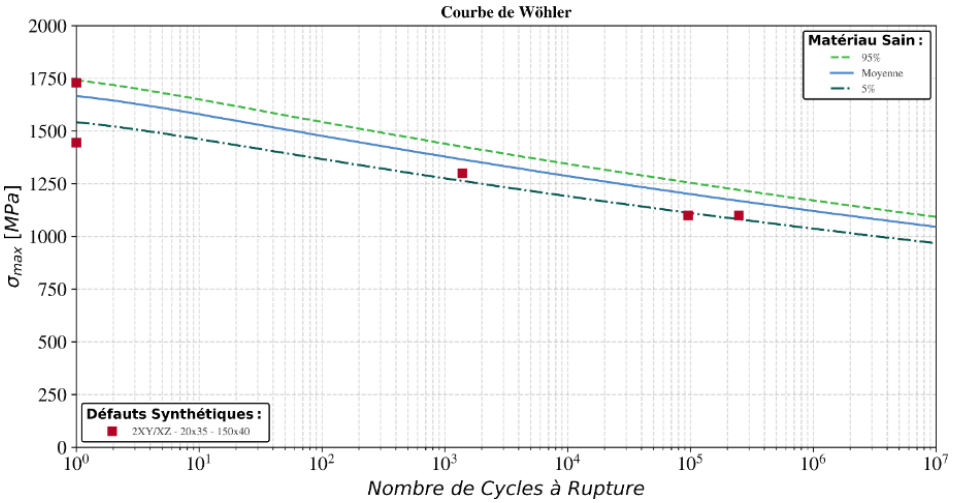


Figure 4.16: Résultats de statique et de fatigue des éprouvettes 2XY/XZ-20x35-150 par rapport à la courbe de Wöhler du matériau sain.

4.4.3. Essais sur éprouvettes de 250 mm

Enfin, des essais sur éprouvettes de 250 mm de long avec un défaut 2XY/XZ de taille 10x10 ont été réalisés afin d'observer l'influence de la distance entre le défaut et la prise dans les mors. Les résultats obtenus sont présentés sur la Figure 4.17. Une zone utile laissant plus de place aux défauts 2XY/XZ - 10x10 - 250 pour propager des fissures ne semble pas avoir d'influence sur la tenue en fatigue par rapport à une zone utile plus restreinte 2XY/XZ - 10x10 - 150. Les résultats sont une nouvelle fois majoritairement en deçà de l'intervalle de confiance de 5% et 95%.

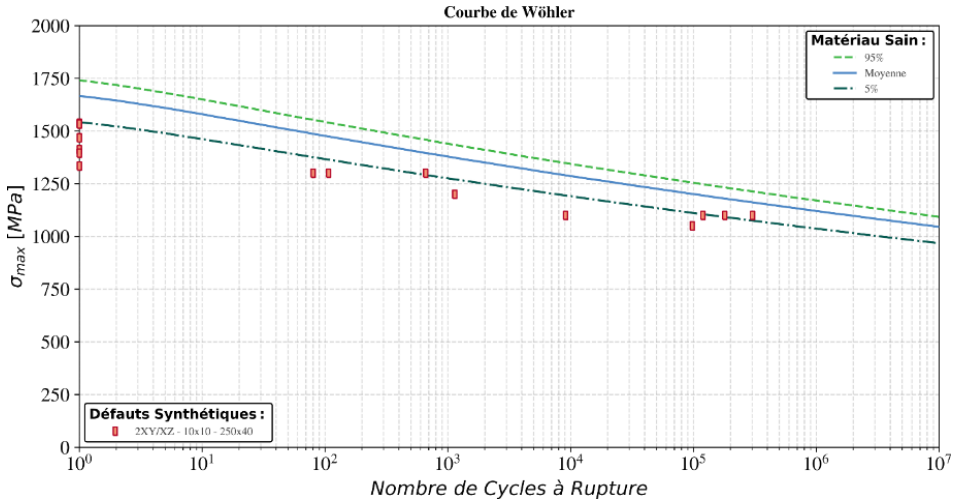


Figure 4.17: Résultats de statique et de fatigue des éprouvettes 2XY/XZ-10x10-250 par rapport à la courbe de Wöhler du matériau sain.

4.4.4. Comparaison de l'ensemble

Afficher l'ensemble des résultats précédents sur un même graphique permet finalement de mieux apprécier les différences de tenue en fatigue en fonction des types d'éprouvettes testées (voir Figure 4.18).

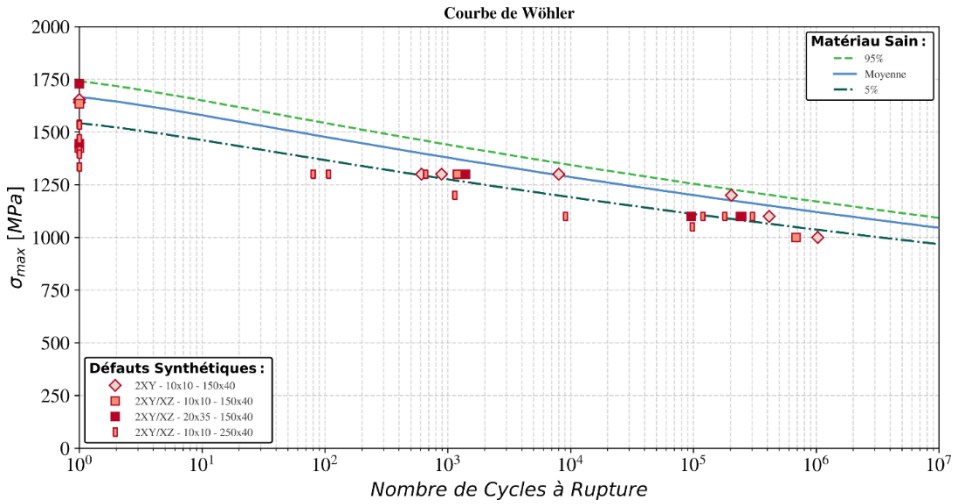


Figure 4.18: Résultats de statique et de fatigue de toutes les éprouvettes avec défaut synthétique par rapport à la courbe de Wöhler du matériau sain.

En résumé, des décollements entre les plis tissés 2D et les plis UDs (défauts XY) semblent ne pas avoir d'influence sur la tenue en fatigue, tandis qu'une fissure matricielle dans le sens des plis UDs (défaut XZ), même centré, réduit légèrement cette tenue en fatigue. Les résultats de fatigue sur éprouvette saine montrent un endommagement fort des plis tissés 2D de surface ainsi qu'un décollement entre ces plis et le pli UD après un nombre de cycle très faible par rapport au nombre de cycle à rupture. Les plis tissés 2D ont un rôle de protection des plis UDs contre l'impact ou l'abrasion dans l'application industrielle et ne participent que faiblement à la tenue mécanique pour des sollicitations de traction. La tenue est principalement assurée par les plis UDs dont un endommagement matriciel induit une réduction de la tenue en fatigue. Cette réduction reste faible en traction et serait probablement plus marquée en compression ou en flexion.

La longueur du défaut XZ semble légèrement influer sur la tenue en fatigue également. Par contre, la distance entre la pointe du défaut XZ et la fin de la zone utile de l'éprouvette, au niveau de la prise dans les mors ; ne semble pas voir d'influence notable sur la tenue en fatigue. En effet, peu de différences ont été observées entre les résultats obtenus sur éprouvettes 150 mm x 40 mm et ceux obtenus sur les éprouvettes 250 mm x 40 mm en fatigue.

4.5. Résultats des Essais d'Auto-Echauffement

Une fois les essais statiques et les essais de fatigue réalisés, des essais d'auto-échauffement sont mis en place sur les éprouvettes impactées et sur les éprouvettes possédant un défaut synthétique.

Il est également important de noter que, comme pour les éprouvettes saines, la face observée par la caméra Infrarouge est toujours la surface « lisse » de l'éprouvette (voir 2.2.3). En l'occurrence, pour les éprouvettes impactées, cette face est également la face qui a été impactée.

4.5.1. Auto-Echauffement en Transitoire sur Eprouvettes Impactées à 5J et 10J

Du fait du peu d'éprouvettes impactées disponibles, une seule éprouvette impactée à 5J et une seule éprouvette impactée à 10J sont testées par auto-échauffement. Ces essais d'auto-échauffement ayant été réalisés avant la campagne de fabrication des éprouvettes avec défaut synthétique pour guider la définition de ces défauts, le but était de récolter un maximum d'informations en peu de temps sur ces éprouvettes, et un essai d'auto-échauffement en régime transitoire a été choisi.

Sur le film infrarouge réalisé au cours de l'essai d'auto-échauffement en régime transitoire sur une éprouvette impacté à 10J, le champ de température apparait clairement hétérogène au cours de la sollicitation mécanique (voir Figure 4.19).

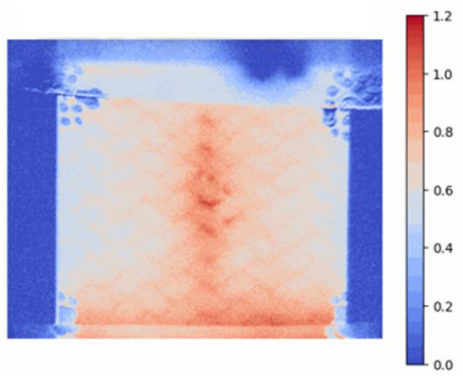


Figure 4.19 : Champ de variation de température en °C de l'éprouvette NG-I-10J-01 lors d'un palier d'auto-échauffement.

L'hétérogénéité du champ de température semble être localisée au niveau de l'endommagement et donc peut-être raisonnablement dû à des effets induits par l'hétérogénéité de l'endommagement.

Malgré l'hétérogénéité, il est possible de réaliser une analyse 0D sur l'ensemble de la zone utile. Pour aller plus loin, il est nécessaire de réaliser une analyse 2D, mais cela nécessiterait de mettre en place un protocole d'analyse plus complexe. Cette analyse pourrait par exemple être basée sur un calcul par éléments finis pour résoudre l'équation de la chaleur à partir d'un champ de dissipation dont il faut définir la forme.

Pour des raisons de temps, l'analyse complète 2D, avec support d'un modèle par éléments finis, ne sera pas utilisée ici mais une analyse basée sur les éléments suivants sera proposée :

- Une identification pixel à pixel de l'amplitude de la première harmonique du signal thermique (lié au terme $\underline{\underline{\alpha}}:\underline{\underline{\sigma}}$) et de la vitesse d'élévation de température (liée à la dissipation à un terme de diffusion près) (voir Figure 4.20) ;
- L'évolution de la température au cours de chaque palier d'un essai d'auto-échauffement en régime stabilisé.

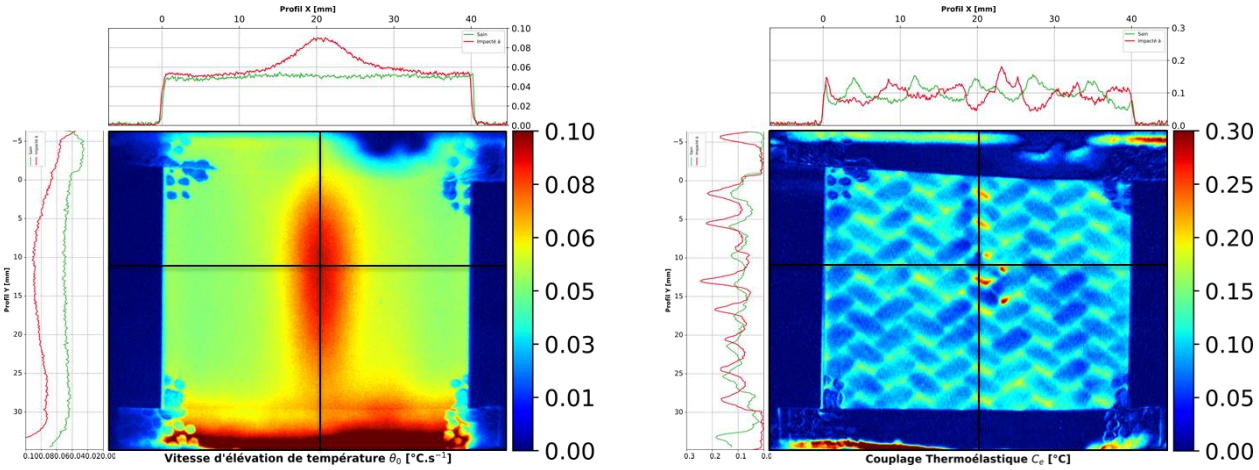


Figure 4.20 : Champs de vitesse d'élévation de température et d'amplitude de la première harmonique sur une éprouvette à 10J sollicité à 1100 MPa avec comparaison des profils avec une éprouvette saine de dimensions 150 mm x 40 mm.

Par l'analyse 0D, il possible de comparer les résultats d'auto-échauffement en régime transitoire entre les éprouvettes impactées et une éprouvette saine en traitant directement la vitesse d'évolution de la température obtenue pour chaque palier entre le 4e et le 16e cycle (voir Figure 4.21).

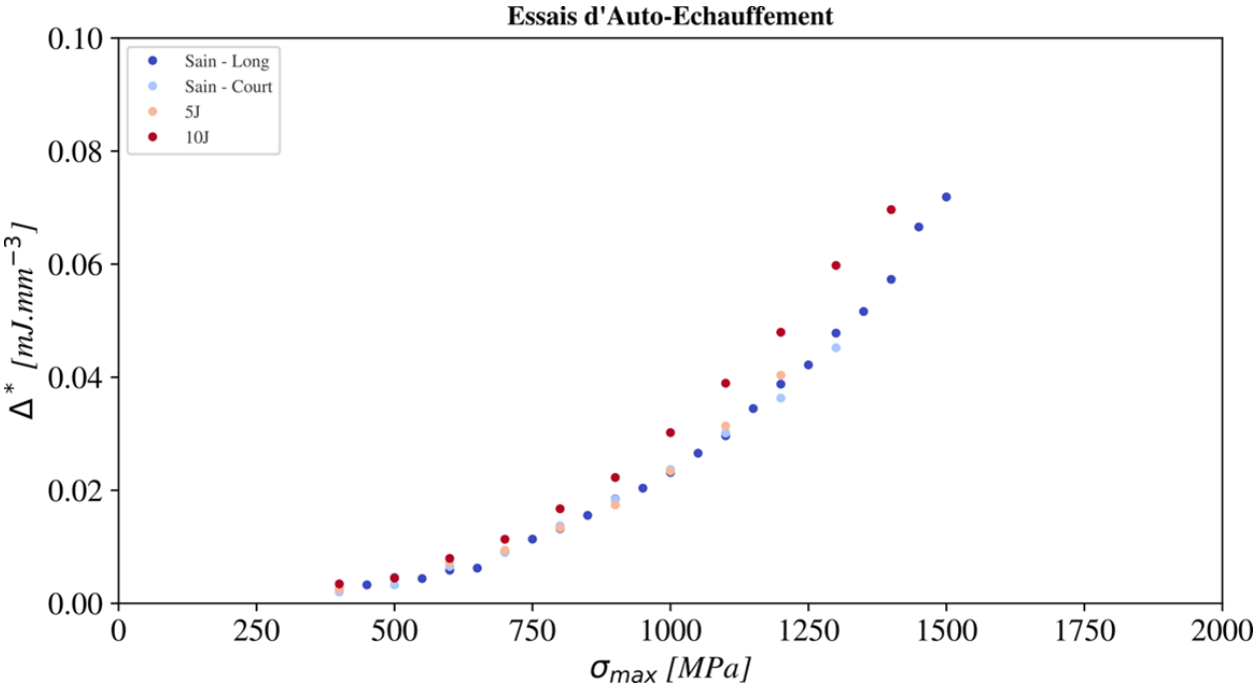


Figure 4.21 : Courbe d'auto-échauffement des éprouvettes impactées par rapport à une éprouvette saine.

La vitesse moyenne d'élévation de la température à la surface d'impact est nettement plus élevée pour l'éprouvette impactée à 10J que pour les éprouvettes non impactées. En revanche, les éprouvettes impactées à 5J présentent un comportement thermique en moyenne 0D similaire à celui des éprouvettes non impactées.

Pourtant, en observant l'évolution de température sur quelques cycles supplémentaires, il est possible d'observer un phénomène qui n'était pas visible sur le matériau sain (voir Figure 4.22).

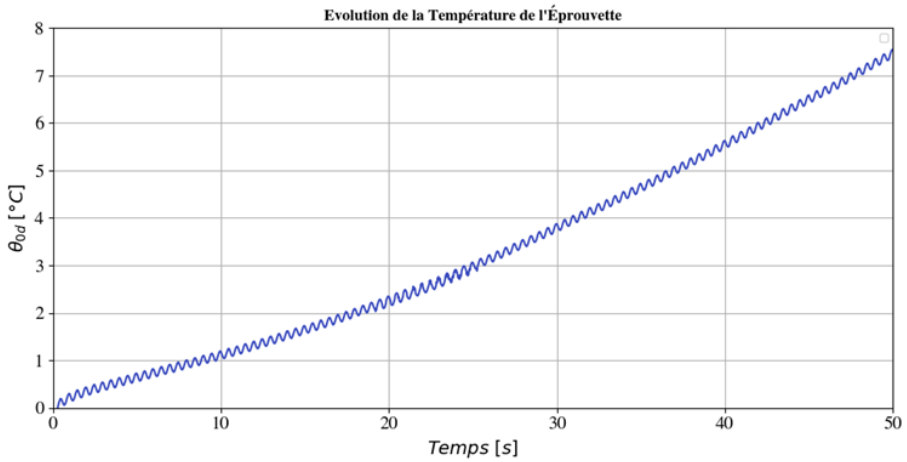


Figure 4.22 : Evolution de température de l'éprouvette impactée à 10J sollicitée cycliquement à 1300 MPa.

En effet, alors que pour le matériau sain, la vitesse d'élévation de température diminue progressivement à cause des échanges avec l'extérieur jusqu'à stabilisation de la température, ici, pour le matériau impacté, la vitesse d'élévation de température augmente progressivement.

Des questions se posent alors sur la cause de cette différence d'évolution de température entre le matériau sain et le matériau impacté. Pour vérifier si cela est dû aux endommagements naturels, qui pourraient par exemple engendrer du frottement entre les fissures lors de la sollicitation, des essais sont réalisés sur les éprouvettes avec défauts synthétiques, mais en régime stabilisé pour observer l'ensemble de l'évolution de la température moyenne du matériau au cours du cyclage.

4.5.2. Auto-Echauffement en Stabilisé sur Eprouvettes avec Défaut Synthétique

Les éprouvettes avec défaut synthétique ont été étudiées par essai d'auto-échauffement stabilisé pour analyser l'évolution de la température moyenne de ces éprouvettes au cours du temps pour un chargement mécanique cyclique donné.

Il est important de rappeler que, pour un champ de source supposé constant au cours de l'essai, la dissipation intrinsèque calculée par essai d'auto-échauffement stabilisé sur des éprouvettes saines s'écrit sous la forme suivante :

$$\Delta^* = \frac{\rho C_p}{f_r} \frac{\overline{\theta}^{0d}_{stab}}{\tau_{equ}} \qquad [4.01]$$

Cette dissipation Δ^* est la dissipation intrinsèque du matériau. C'est donc une dissipation indépendante de la géométrie de l'éprouvette testée. En revanche, le temps caractéristique $\boldsymbol{\tau_{equ}}$ dépend quant à lui de la géométrie de l'éprouvette. La température stabilisée $\overline{\boldsymbol{\theta}}^{\boldsymbol{0d}}_{\boldsymbol{stab}}$ est donc elle aussi dépendante de la géométrie.

Pour pouvoir comparer les évolutions de température entre deux éprouvettes ayant des géométries et des fréquences de sollicitation différentes, il est donc nécessaire de diviser l'évolution de température de l'éprouvette $\overline{\boldsymbol{\theta}}^{\boldsymbol{0d}}(\boldsymbol{t})$ par son temps caractéristique $\boldsymbol{\tau_{equ}}$ et par la fréquence $\boldsymbol{f_r}$. C'est la grandeur que nous avons choisi de représenter qui sera désignée dans la suite par le terme $\overline{\boldsymbol{\theta}}^{\boldsymbol{0d}}_{\boldsymbol{int}}$, avec $\boldsymbol{int}$ pour intrinsèque, et qui a pour unité des °C.

4.5.2.1. Les trois types de défauts synthétiques

Dans un premier temps, les évolutions obtenues sur éprouvette saine sont affichées sur la Figure 4.23, et les évolutions obtenues sur les éprouvettes courtes avec défauts synthétiques sur les Figures 28, Figure 4.25, et 30.

Remarque : Il convient de noter que le 3e palier, le plus élevé, n'est pas toujours le même entre les 4 éprouvettes, mais une couleur unique est associée à chaque palier pour l'ensemble des graphiques.

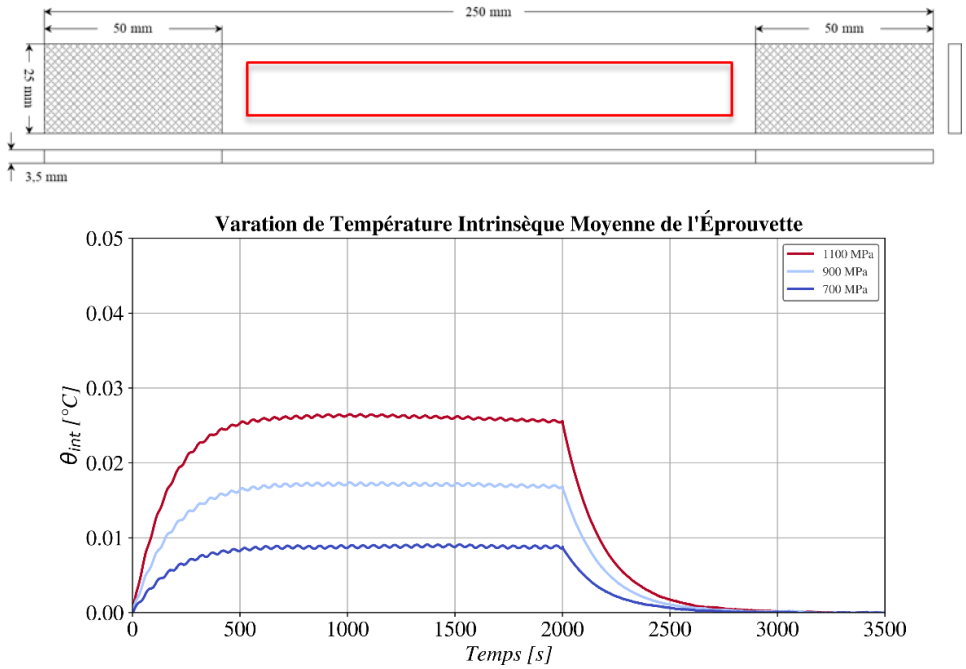


Figure 4.23 : Résultats de l'essai d'auto-échauffement obtenus sur l'éprouvette saine NG-S0-15.

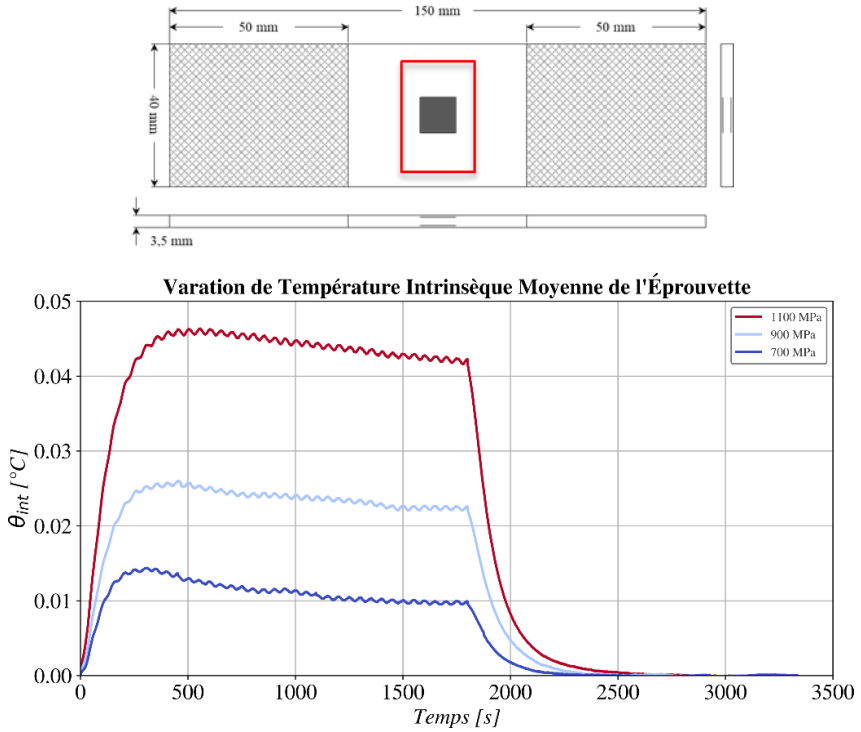


Figure 4.24 : Résultats de l'essai d'auto-échauffement obtenus sur l'éprouvette NG-DS-2XY-10x10-150-1-03.

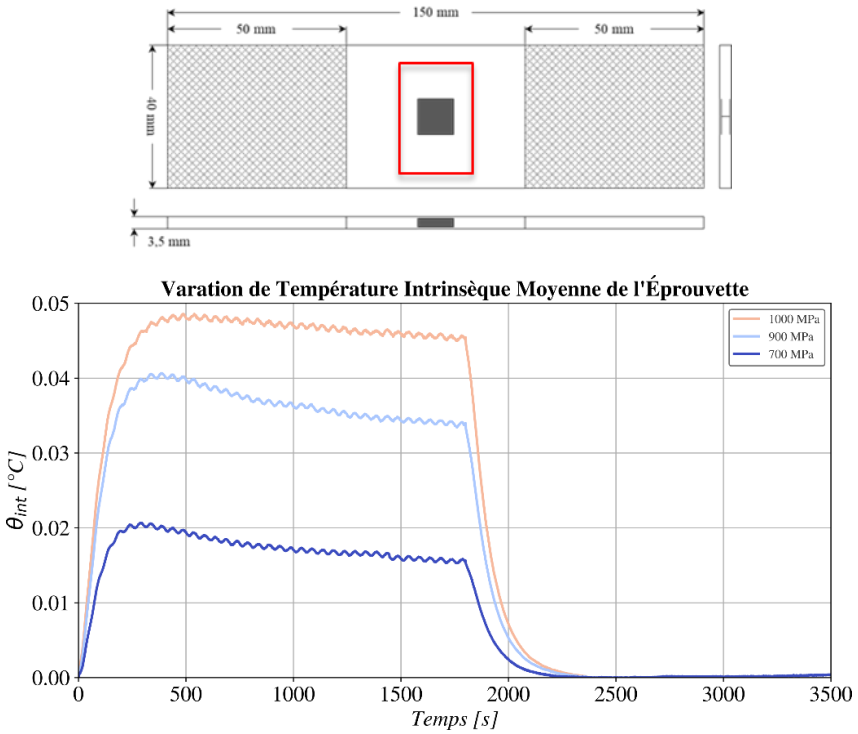


Figure 4.25 : Résultats de l'essai d'auto-échauffement obtenus sur l'éprouvette NG-DS-2XY/XZ-10x10-150-1-10.

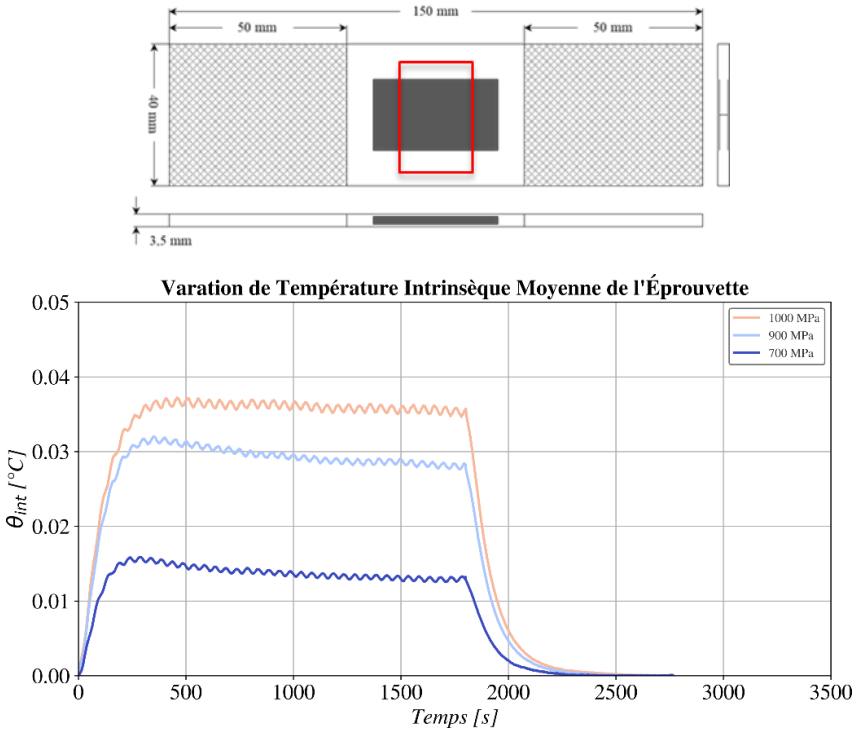


Figure 4.26 : Résultats de l'essai d'auto-échauffement obtenus sur l'éprouvette NG-DS-2XY/XZ-20x35-150-1-09.

Plusieurs points sont à noter lorsque les éprouvettes avec défauts sont comparées à l'éprouvette saine, mais aussi en comparant les éprouvettes à défauts entre elles :

1- Pour les trois types de défauts synthétiques étudiés ici sur éprouvettes de 150 mm de long, il est clair que l'évolution de la température intrinsèque ne suit plus une exponentielle saturante classique comme l'éprouvette saine. Le terme source semble ne plus être constant et il n'est pas possible de calculer une dissipation cyclique moyenne via un régime stabilisé ;
2- L'évolution de la température intrinsèque des éprouvettes à défaut semble passer par un pic avant de redescendre et tendre vers une stabilisation de température ;
3- Le même schéma d'évolution se produit pour les 3 types de défauts, donc même pour les délaminages seuls alors que les résultats de fatigue laissaient à penser que les délaminages n'avaient pas d'influence ;
4- La température intrinsèque stabilisée vers laquelle semble tendre l'évolution est plus élevée que pour l'éprouvette saine à paliers équivalents (éléments de réponse en 4.5.3) ;
5- La température de stabilisation est plus élevée lorsque le défaut « XZ » est ajouté aux défauts « 2XY » ;
6- La température de stabilisation est plus basse lorsque le défaut « 2XY/XZ » est plus étendu ;
7- Le pic de température intrinsèque, autrement dit la différence entre la température maximum et celle en fin de palier, semble toujours plus important pour le premier palier à 700 MPa.

Il est donc important de comprendre l'origine de ce changement d'évolution entre l'éprouvette saine et les trois autres éprouvettes. Plusieurs hypothèses sont étudiées dans la suite, dans l'ordre suivant :

1- Evolution du matériau entre la campagne de fabrication des éprouvettes saines et la campagne de fabrication des éprouvettes avec défauts synthétiques ;
2- Effet du défaut synthétique qui a été implémenté dans ces éprouvettes ;
3- Changement de dimensions de l'éprouvette.

Ces différentes sources possibles sont investiguées dans la suite.

Les plaques desquelles ont été extraites les éprouvettes saines ont été fabriquées 1 an avant la campagne de fabrication des éprouvettes avec défauts synthétiques. Or, les rouleaux de pré-imprégnés se dégradent au cours du temps et ils ont une date limite de conservation. C'est pour cela qu'il est nécessaire de les stocker dans des milieux frigorifiés, pour ralentir cette dégradation. Il est donc possible que la différence d'évolution obtenue provienne de cette dégradation du matériau. Le but, dans la suite de l'étude, est de vérifier cela même si les rouleaux étaient stockés dans les conditions préconisées par le fournisseur et loin de la date de péremption lors de la fabrication.

4.5.2.2. Eprouvette saine de la 2e campagne de fabrication

Une éprouvette de 250 mm x 25 mm a été extraite du reste d'une plaque dans laquelle ont été fabriquées les éprouvettes NG-DS-2XY/XZ-10x10-250. Cette éprouvette a ensuite été testée par sollicitation cyclique à 700 MPa car c'est le palier où le pic semble le plus prononcé.

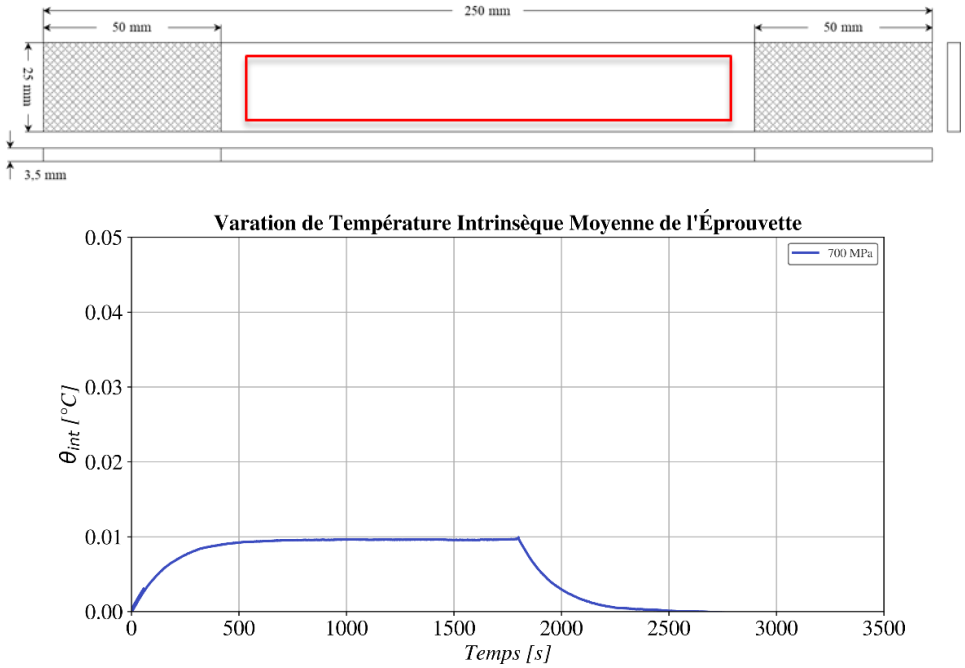


Figure 4.27 : Résultats d'un palier d'auto-échauffement obtenus sur éprouvette saine de la 2e campagne de fabrication.

Une évolution exponentielle classique est retrouvée comme sur l'éprouvette saine issue de la première campagne de fabrication. Le terme source est donc constant pour cette éprouvette et la température stabilisée est proche de celle observée sur les éprouvettes saines issues de la première campagne de fabrication.

De plus, en se concentrant sur les premiers cycles de l'essai, une évolution classique de température est observée avec une vitesse d'élévation de température qui diminue progressivement à cause des échanges entre l'éprouvette et l'extérieur (voir Figure 4.28).

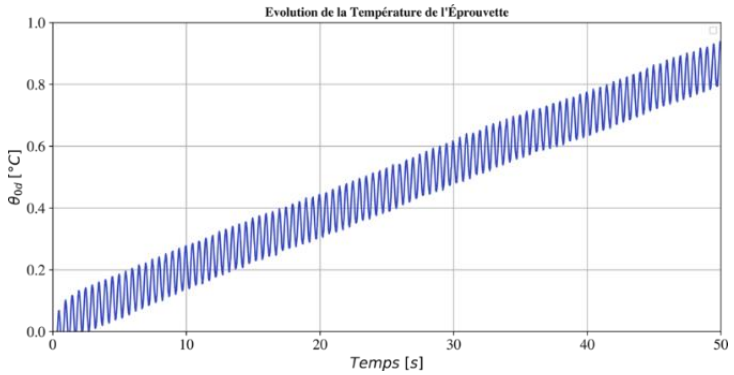


Figure 4.28 : Evolution de température d'une éprouvette saine de la 2e campagne de fabrication sollicitée à 700 MPa.

L'évolution du matériau n'explique donc pas le changement d'évolution découvert précédemment.

4.5.2.3. Eprouvette NG-DS-2XY/XZ-10x10-250

Pour vérifier si cet effet peut être dû aux défauts synthétiques implémentés, il est possible d'étudier l'éprouvette avec défaut synthétique dont la longueur est de 250 mm comme pour les éprouvettes saines.

Un essai d'auto-échauffement stabilisé est donc réalisé sur ce type d'éprouvette, à nouveau en 3 paliers consécutifs (voir Figure 4.29).

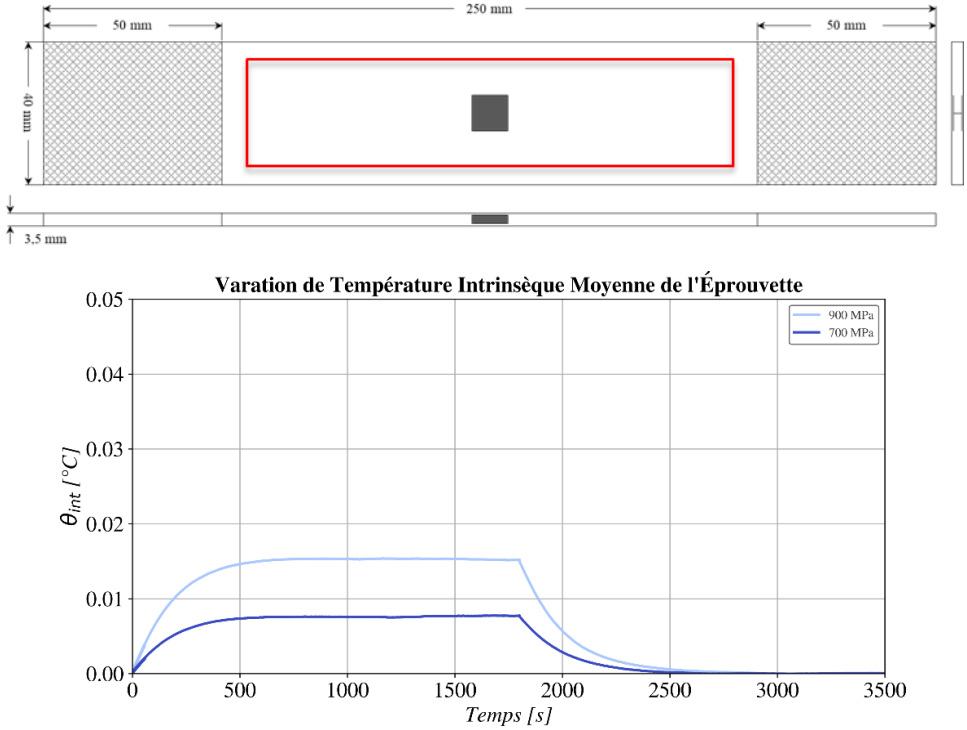


Figure 4.29 : Résultats de l'essai d'auto-échauffement obtenue sur l'éprouvette NG-DS-2XY/XZ-10x10-250-2-06.

Encore une fois, c'est une évolution exponentielle similaire aux résultats obtenus sur éprouvette saine qui apparait. Pourtant, un défaut complet est présent dans l'éprouvette. Donc le pic de température n'est pas dû à la présence d'un défaut comme soupçonné initialement.

Si l'évolution de température semblable à ce qu'il y aurait avec un terme source non constant n'est pas dû au défaut, alors cela peut être dû à la géométrie de l'éprouvette.

4.5.2.4. Eprouvette saine de dimension 150 mm x 40 mm

Pour vérifier l'influence de la géométrie de l'éprouvette, une éprouvette saine aux dimensions 150 mm x 40 mm est découpée et testée en régime stabilisé comme les éprouvettes précédentes (voir Figure 4.30).

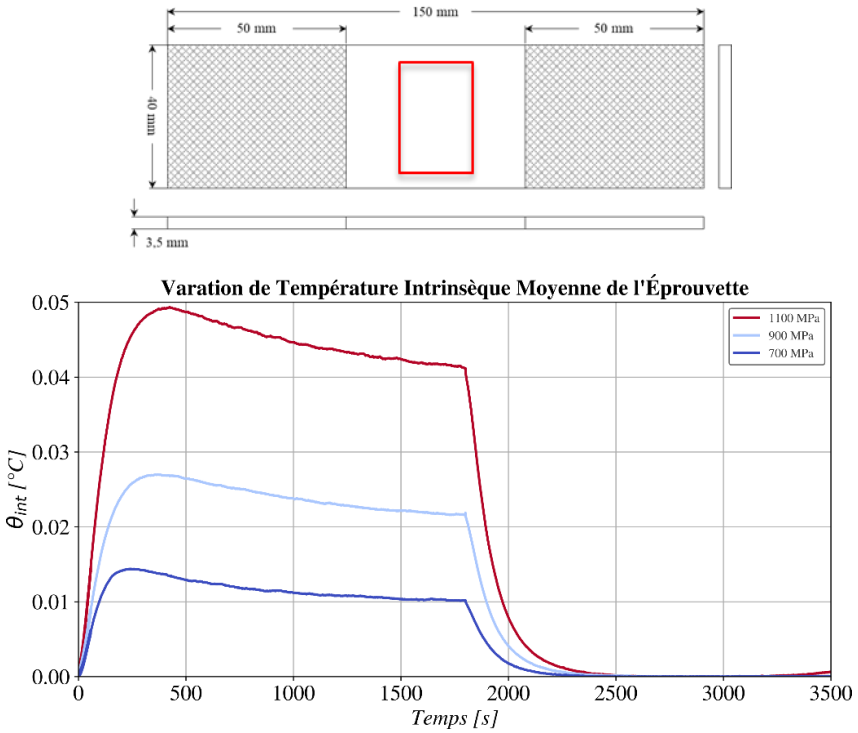


Figure 4.30 : Résultats de l'essai d'auto-échauffement obtenue sur l'éprouvette saine courte NG-S0-40.

Ici, l'évolution de température est semblable à la configuration observée pour les éprouvettes courtes avec défauts. De plus, en observant le début de la courbe, donc le régime transitoire, on peut observer encore une fois le phénomène de 'double pente' (voir Figure 4.31) où la vitesse d'élévation de température augmente plutôt que de chuter progressivement à cause des échanges avec l'extérieur, au contraire des éprouvettes saines de la norme, que nous qualifierons dans la suite de 'longues'.

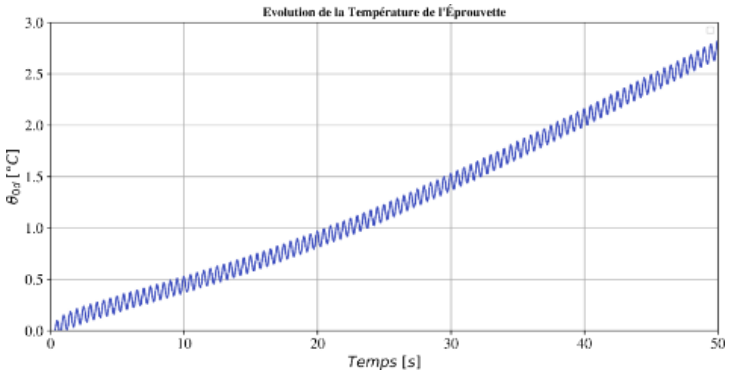


Figure 4.31 : Evolution de température de l'éprouvette impactée à 10J sollicitée cycliquement à 1300 MPa.

En conclusion, l'évolution de température atypique des éprouvettes courtes avec défauts est bien dû à la géométrie de l'éprouvette et non au défaut synthétique ou à l'endommagement. La seule solution pour éviter ces difficultés est de travailler sur des éprouvettes 'longues' de 250 mm pour avoir des mors suffisamment éloignés de la zone d'acquisition.

4.5.3. Pour aller plus loin sur l'évolution de température d'une éprouvette courte

Pour comprendre un peu mieux cette évolution de la température moyenne d'une éprouvette courte soumise à une sollicitation cyclique, une éprouvette 2XY – 10x10 – 150 a été sollicitée à 700 MPa par blocs de centaines de cycles. Il est attendu que la température soit stabilisée pendant le refroidissement entre chaque bloc. Une caméra infrarouge mesure la température en surface de l'éprouvette sur les 100 premiers cycles de chaque bloc. Le protocole de sollicitation et d'acquisition est affiché sur la Figure 4.32.

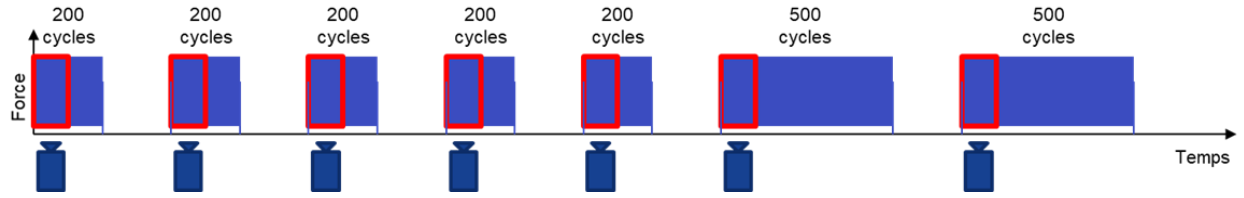


Figure 4.32 : Protocole de sollicitation mécanique et d'acquisition thermique pour de la fatigue séquencée.

L'objectif est d'observer si le phénomène de 'double pente' évolue de palier en palier. Les évolutions de températures de chacun de ces paliers sont affichées sur la Figure 4.33.

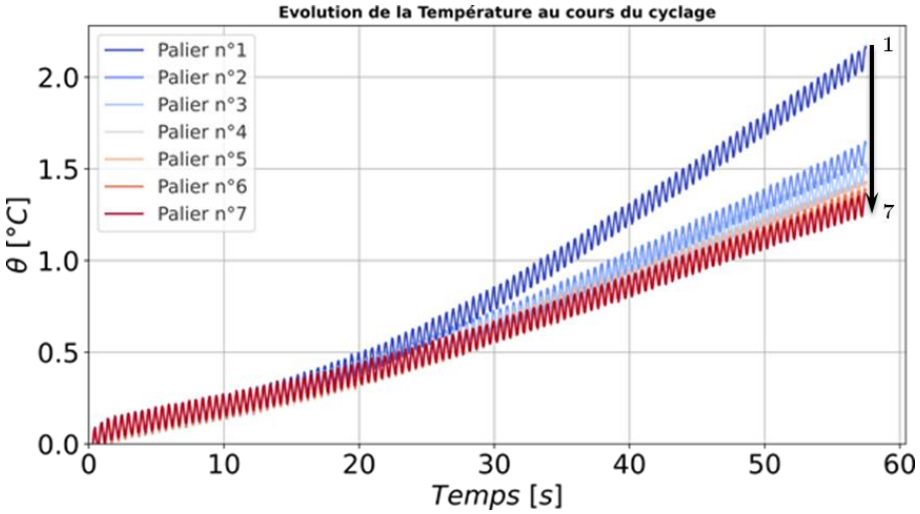


Figure 4.33 : Evolution de température de l'éprouvette au cours de différents paliers à 700 MPa.

Tout d'abord, il est important de noter que l'évolution de température reste strictement identique de palier en palier sur les premiers cycles, dans la première pente. Ensuite, la deuxième pente s'emble diminuer de palier en palier. La valeur de la 2e pente est calculée pour chaque palier sur la fenêtre temporelle donnée par la Figure 4.34.

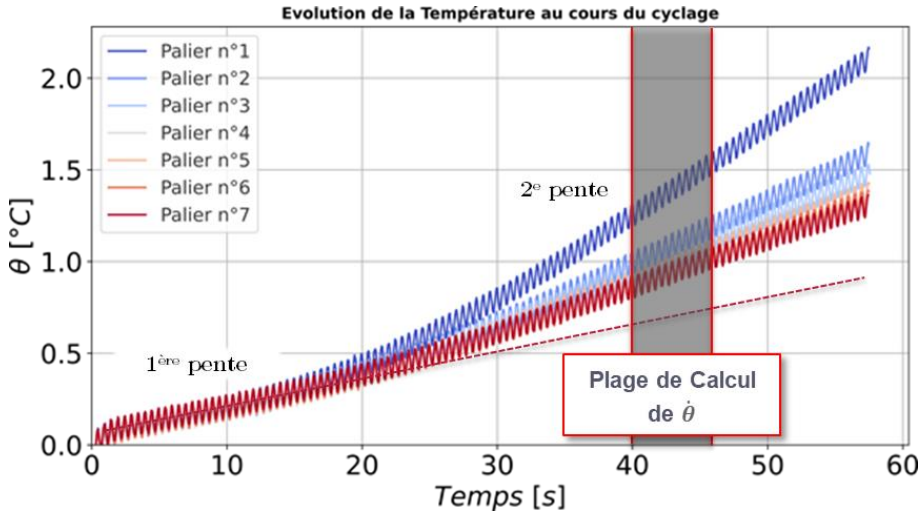


Figure 4.34 : Identification de la deuxième pente.

Il est également possible de se baser sur une analyse du régime stabilisé pour évaluer l'évolution du terme source d'une éprouvette 2XY – 10x10 – 150 en utilisant l'équation suivante :

$$\dot{\overline{\boldsymbol{\theta}}}^{\boldsymbol{0d}} + \frac{\overline{\boldsymbol{\theta}}^{\boldsymbol{0d}}}{\boldsymbol{\tau_{equ}}} = \frac{\overline{\Delta}_{\boldsymbol{int}}^{\boldsymbol{0d}}}{\boldsymbol{\rho C_p}} \qquad [4.02]$$

La dérivée de la température $\dot{\overline{\boldsymbol{\theta}}}^{\boldsymbol{0d}}$ est simplement obtenue en dérivant le signal de température et le temps caractéristique $\boldsymbol{\tau_{equ}}$ est obtenu, en se basant sur le palier de refroidissement et en utilisant la relation entre $\overline{\boldsymbol{\theta}}^{\boldsymbol{0d}}$ et $\dot{\overline{\boldsymbol{\theta}}}^{\boldsymbol{0d}}$, comme expliqué dans le chapitre 3 (voir Figure 4.35).

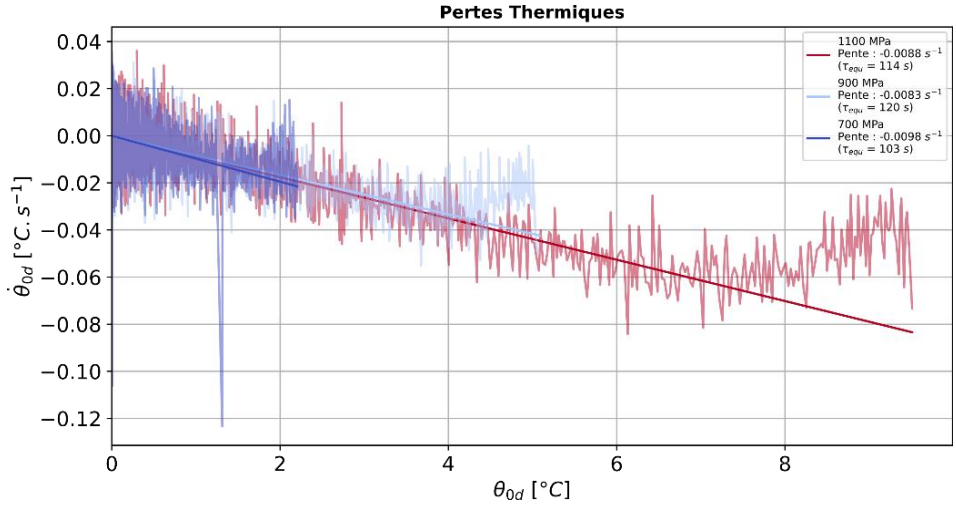


Figure 4.35 : Calcul du temps caractéristique en se basant sur les pertes thermiques.

Puisque les pertes ne sont pas linéaires tout au long du cyclage mais qu'elles le sont à partir de quelques dizaines de secondes, le temps caractéristique est calculé à partir de 50s. A noter que cela veut dire que les fuites sont linéaires une fois le coude entre la première pente et la deuxième pente passé.

Il est donc possible d'afficher l'évolution du terme source au cours du temps pour un palier de chargement, ici 700 MPa, et de la comparer à celui calculé sur le régime transitoire (en utilisant la première ou la deuxième pente) (voir Figure 4.36), pour chacun des blocs de cycles.

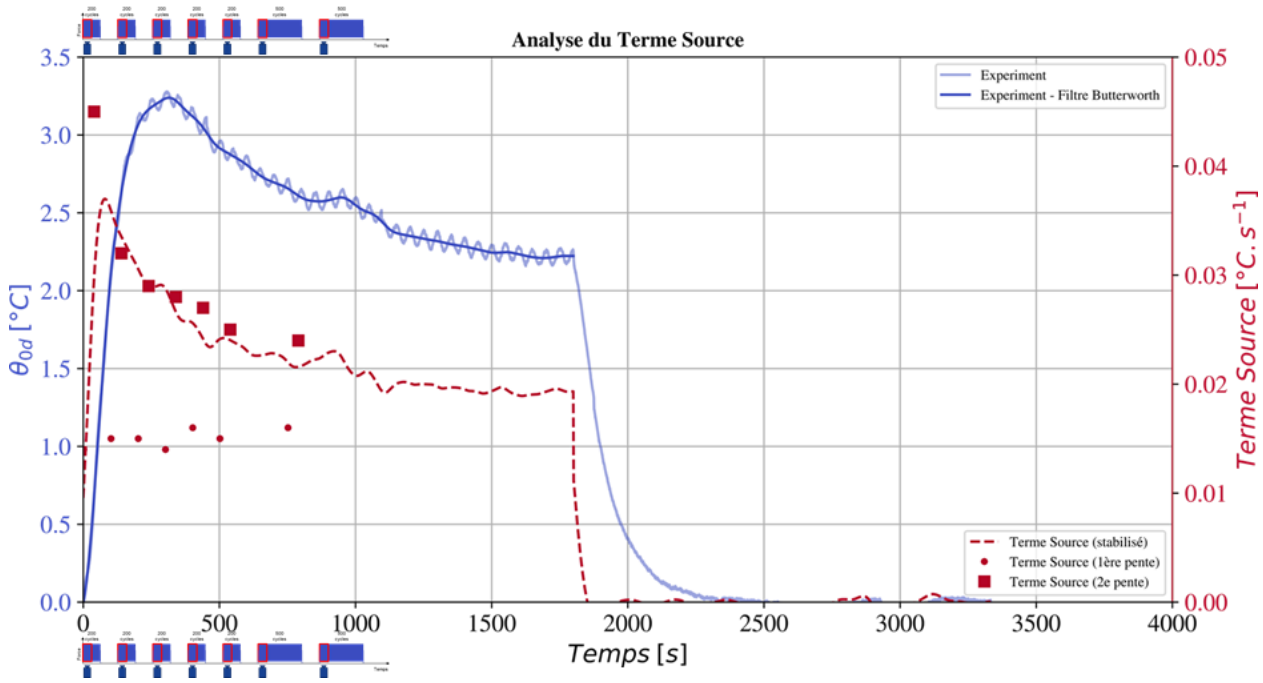


Figure 4.36 : Evolution de température de l'éprouvette impactée à 10J sollicitée cycliquement à 1300 MPa.

Cette figure montre que l'évolution du terme source basé sur la 2e pente est en accord avec celle basée sur l'évolution de la température stabilisée. A noter que cette deuxième pente est sensible à l'histoire du chargement puisqu'elle évolue de palier en palier pour une même contrainte appliquée, donc l'évolution de la température en régime stabilisé est aussi certainement sensible à l'histoire du chargement pour les éprouvettes courtes.

La dissipation calculée à partir de la première pente reste, elle, constante au cours des blocs de cycles. Pour comprendre la signification de cette dissipation sur éprouvette courte, la Figure 4.36 la compare, pour une éprouvette saine, avec la dissipation obtenue sur éprouvette saine longue (utilisée au chapitre précédent).

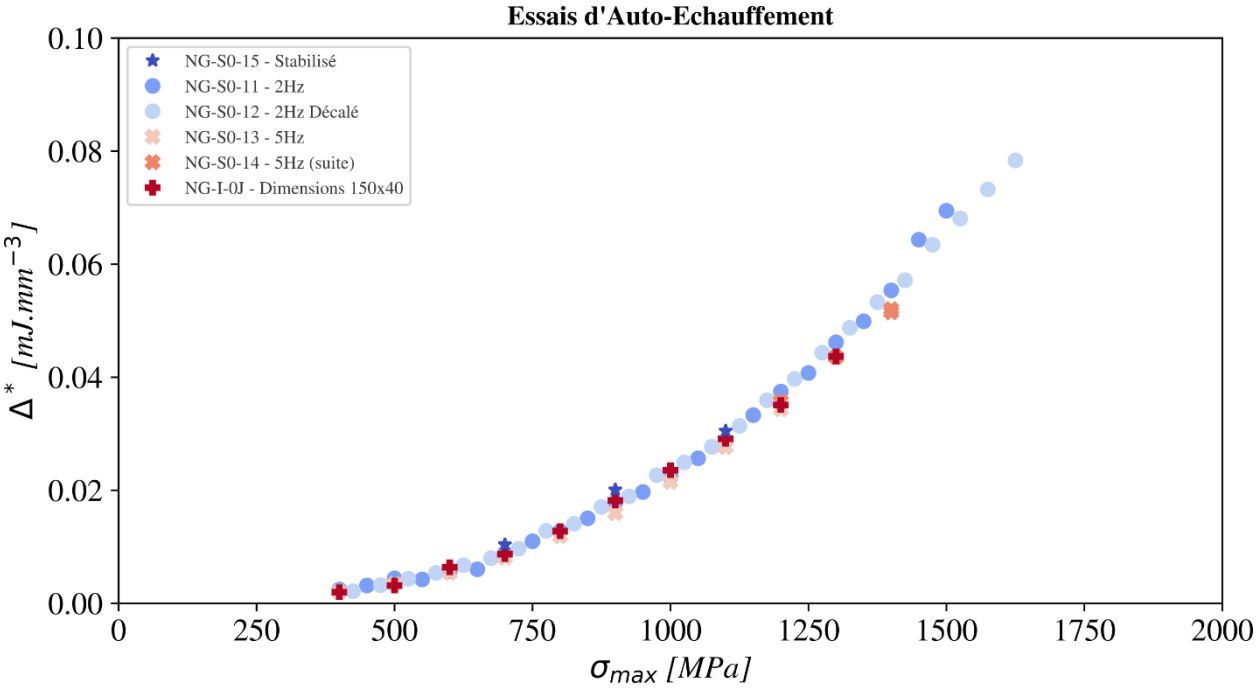


Figure 4.37: Courbes d'auto-échauffement obtenue sur les éprouvettes saines.

Cette figure montre que les résultats obtenus sont très proches.

Il semble donc que cette première pente permette de caractériser la réponse intrinsèque des éprouvettes courtes.

4.5.4. Conclusion sur le calcul de dissipation des éprouvettes à défaut synthétique

Dans la suite, il a donc été décidé de calculer la dissipation des éprouvettes 'courtes' en suivant le protocole de dépouillement du régime transitoire développé dans le chapitre 3 portant sur le matériau sain, c'est-à-dire d'utiliser la 1ère pente. Les courbes d'auto-échauffement ainsi déterminées pourront alors être analysées dans la suite pour réaliser un lien vers la fatigue.

4.6. Lien vers la Fatigue

Pour réaliser le lien avec la fatigue, un modèle reprenant le principe de l'identification des paramètres matériaux des modèles viscoélastiques linéaires et non-linéaire est utilisé (voir 3.6.2) [Demilly et al., 2024].

Le modèle proposé est le modèle à 2 régimes suivant :

$$\Delta^* = \boldsymbol{a}.\boldsymbol{\sigma_{max}}^{\mathbf{2}} + \boldsymbol{b}.\boldsymbol{\sigma_{max}}^{\mathbf{2+n}} \qquad [4.03]$$

La partie $\boldsymbol{a}.\boldsymbol{\sigma_{max}}^{\mathbf{2}}$ représente la partie linéaire du modèle viscoélastique et la partie $\boldsymbol{b}.\boldsymbol{\sigma_{max}}^{\mathbf{2+n}}$ représente les autres mécanismes dissipatifs. Ce modèle à deux termes en puissance peut être vu comme une simplification du modèle viscoélastique et permet une identification des régimes plus rapide.

Une fois les deux régimes identifiés, il est estimé que le deuxième régime a un impact sur le comportement thermomécanique du matériau à partir du moment où sa valeur dépasse la valeur d'incertitude de mesure moyennée sur la région d'intérêt, soit 10^{-3} °C, comme déjà évoqué dans le chapitre précédent.

Comme pour le modèle viscoélastique, ce seuil est alors estimé comme constituant une limite d'endurance 'infinie' du matériau.

Notons que le modèle « Viscoélastique » est un modèle basé sur des lois de comportement, donc permet d'avoir une explication physique du lien entre auto-échauffement et fatigue, tandis que le modèle « Puissances » est plus rapide et simple à identifier mais il n'est que purement numérique et ne se base pas directement sur la physique.

4.6.1. Sur le matériau sain

Sur le matériau sain, l'identification des deux régimes est présentée sur la Figure 4.38.

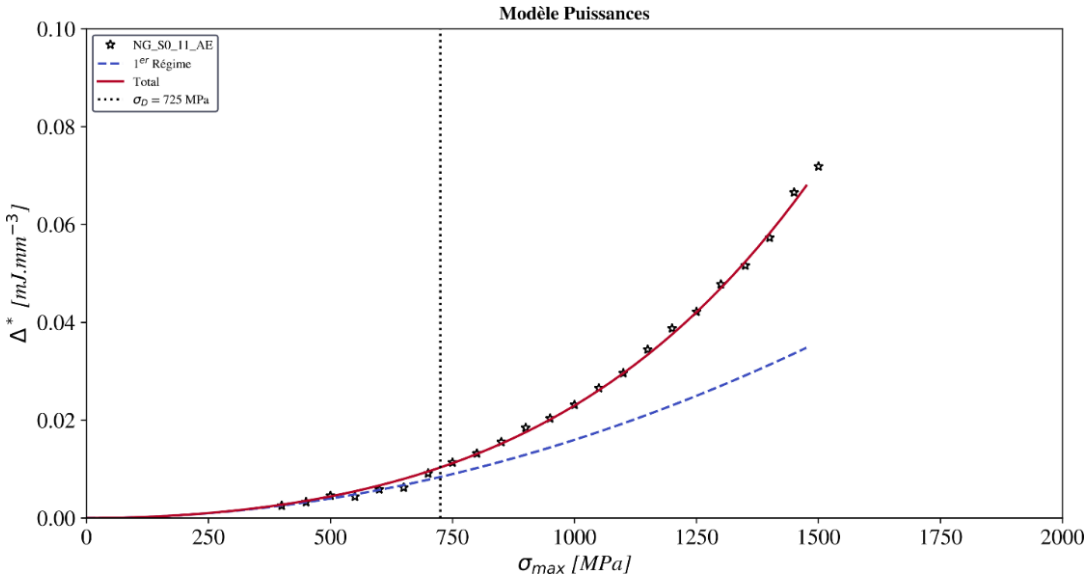


Figure 4.38 : Identification de la limite d'endurance des éprouvettes saines.

Une limite d'endurance de 725 MPa est ainsi obtenue comme avec le modèle viscoélastique. Le modèle « Puissances » permet donc de retrouver une limite d'endurance cohérente avec celle trouvée via le modèle « Viscoélastique ».

Des résultats cohérents sont donc obtenus par rapport aux méthodes proposées dans le chapitre précédent traitant du matériau sain, comme le montre la Figure 4.39.

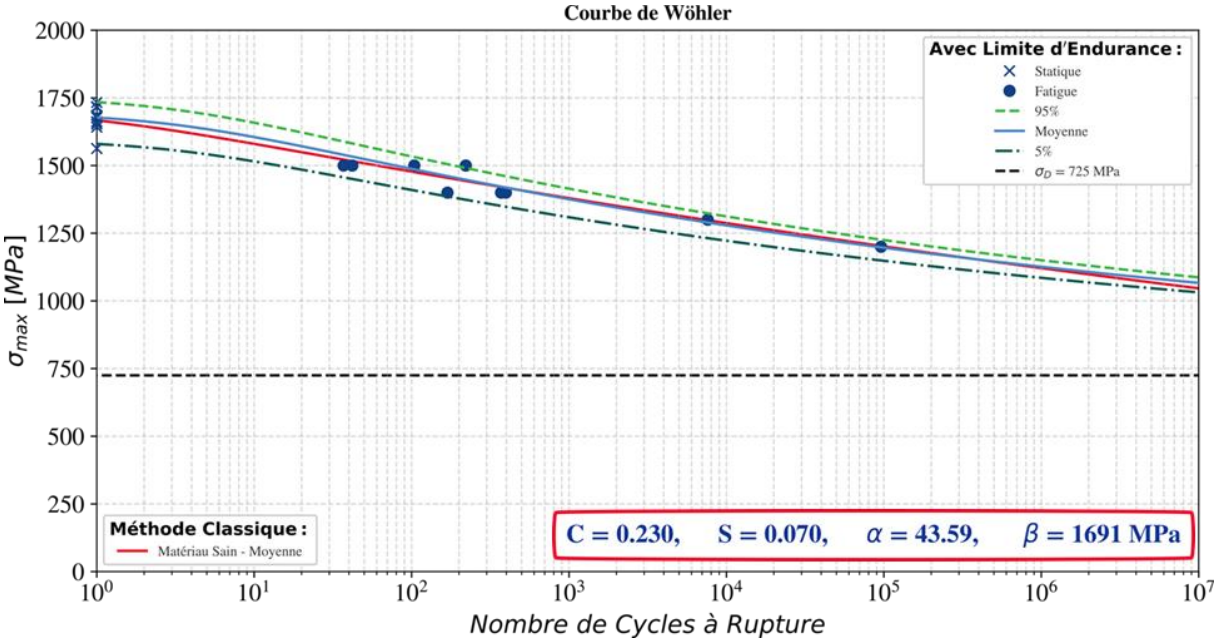


Figure 4.39 : Comparaison de l'approche de Sendeckyj avec et sans limite d'endurance sur le matériau sain.

Maintenant que le lien entre auto-échauffement et fatigue est établi sur le matériau sain avec le modèle « Puissances », il est possible de l'utiliser sur les éprouvettes courtes.

4.6.2. Sur les défauts synthétiques 2XY – 10x10, 2XY/XZ – 10x10 et 2XY/XZ – 20x35

Dans un premier temps, le modèle « Puissances » est appliqué aux trois types d'éprouvettes courtes avec défauts synthétiques.

L'identification des paramètres du modèle sur une éprouvette 2XY – 10x10 – 150 est d'abord illustré sur la Figure 4.40.

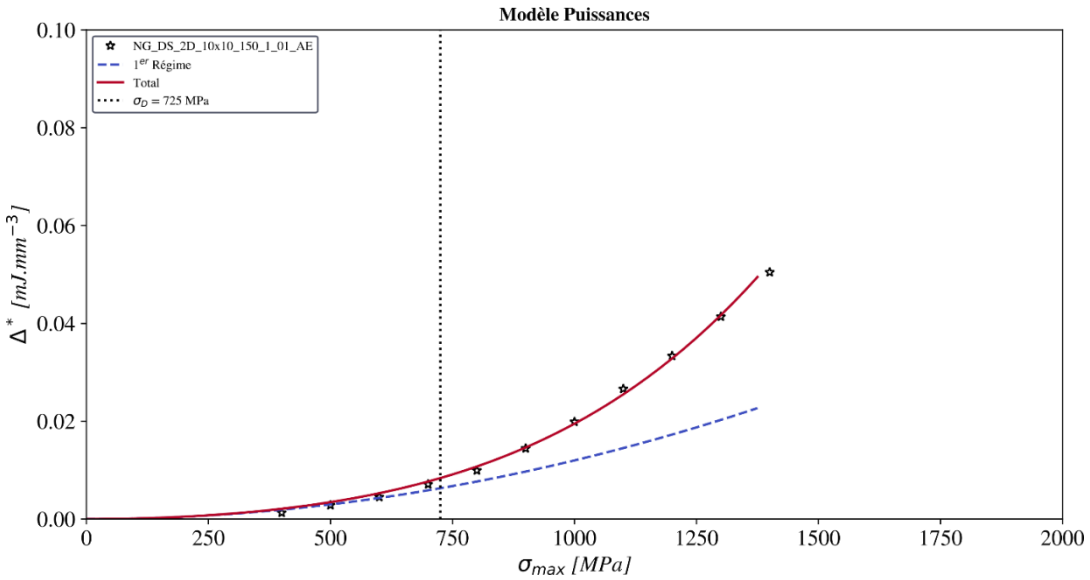


Figure 4.40 : Identification de la limite d'endurance des éprouvettes 2XY – 10x10 – 150.

Une limite d'endurance de 725 MPa est trouvée pour le défaut 2XY – 10x10.

Les résultats de fatigue obtenus sur ce défaut sont présentés sur la Figure 4.14 en début de chapitre et montrent que ce défaut ne semble pas avoir d'influence sur la tenue en fatigue du matériau. Il est donc cohérent que la limite d'endurance obtenue par le modèle « Puissances » soit identique entre le matériau sain et le défaut 2XY – 10x10.

Ce défaut ne comporte que des délaminages entre les plis tissés 2D et les plis UDs. La détermination de la limite d'endurance par l'analyse du comportement thermomécanique moyen du matériau semble donc confirmer que les délaminages n'ont pas d'influence sur la tenue à la fatigue du matériau.

L'identification des paramètres du modèle sur une éprouvette 2XY/XZ – 10x10 – 150 est d'abord montré sur la Figure 4.41.

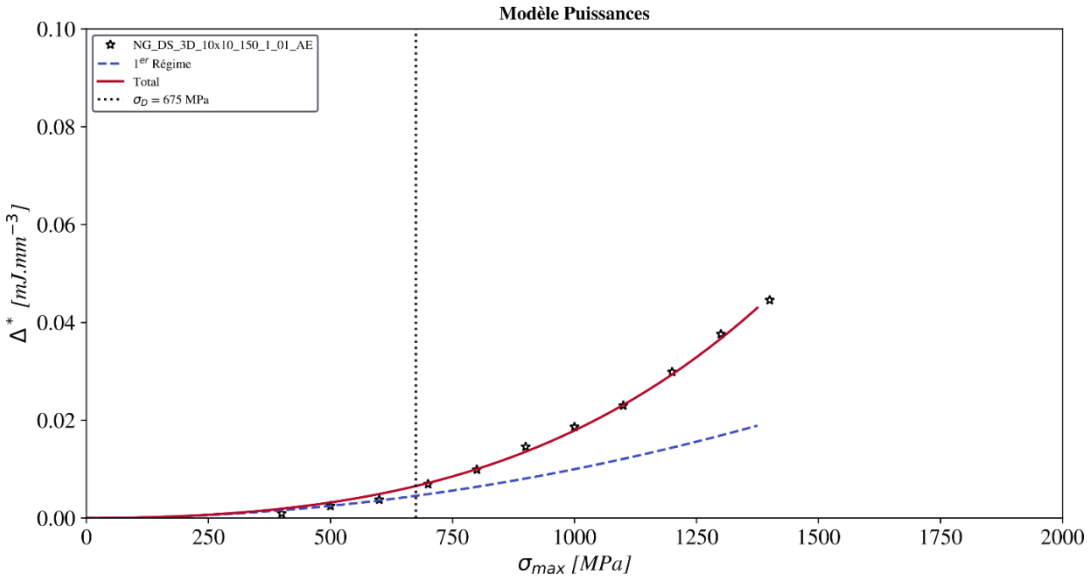


Figure 4.41 : Identification de la limite d'endurance des éprouvettes 2XY/XZ – 10x10 – 150.

L'identification des paramètres du modèle sur une éprouvette 2XY/XZ – 20x35 – 150 est d'abord montré sur la Figure 4.42.

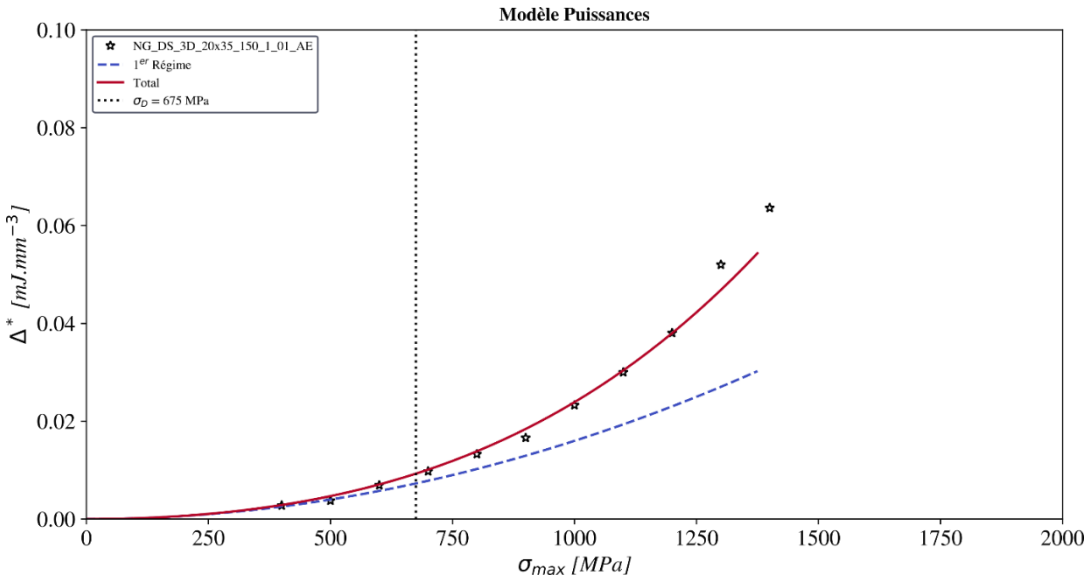


Figure 4.42 : Identification de la limite d'endurance des éprouvettes 2XY/XZ – 20x35 – 150.

Une même limite d'endurance de 675 MPa est trouvée pour les deux types d'éprouvettes 2XY/XZ – 10x10 et 2XY/XZ – 20x35.

Les résultats de fatigue obtenus sur ces défauts sont affichés sur la Figure 4.15 et Figure 4.16 en début de chapitre et montrent que ces défauts semblent réduire légèrement la tenue en fatigue du matériau. Il est donc cohérent que la limite d'endurance de 675 MPa obtenue par le modèle « Puissances » pour ces défauts soit plus faible que celle de 725 MPa obtenue pour le matériau sain.

Ces défauts comportent des fissurations dans la matrice des plis UDs en plus des délaminages. La détermination de la limite d'endurance par l'analyse du comportement thermomécanique moyen du matériau semble donc confirmer que les fissurations matricielles dans les UDs réduisent la tenue en fatigue du matériau.

La base de données sur les défauts synthétiques est peu conséquente. De plus, les éprouvettes 2XY ne comportant que les délaminages n'ont pas d'influence sur la tenue en fatigue et ont des durées de vie similaires aux éprouvette saines. Ces éprouvettes sont donc mises de côté.

Restent alors les défauts 2XY/XZ, que ce soit en dimension 10 mm x 10 mm avec des longueurs d'éprouvettes de 150 mm ou 250 mm, ou encore en dimension de 20 mm x 35 mm avec des longueurs d'éprouvettes de 150 mm. Tous ces types d'éprouvettes avec défaut synthétique présentent des résultats en fatigue similaires, plus basses que le matériau sain, et une limite d'endurance estimée par AE plus basse que celle estimée pour le matériau sain. Il a donc été choisi de rassembler les résultats de ces éprouvettes comportant le défaut 2XY/XZ pour utiliser l'approche de Sendeckyj avec une limite d'endurance infinie de 675 MPa (voir Figure 4.43).

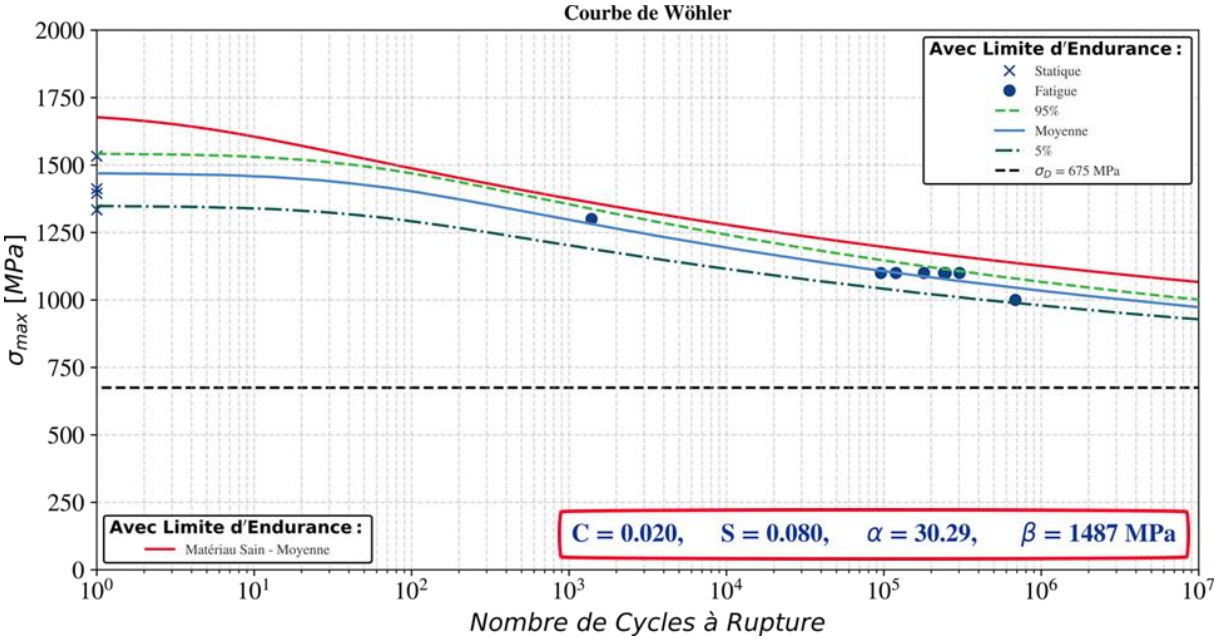


Figure 4.43 : Courbe de Wöhler obtenue par Sendeckyj avec limite d'endurance sur les défauts synthétiques.

Il est également possible d'utiliser l'approche de Sendeckyj classique sans limite d'endurance et de la comparer à la courbe de Wöhler du matériau sain obtenue avec cette même approche (voir Figure 4.44).

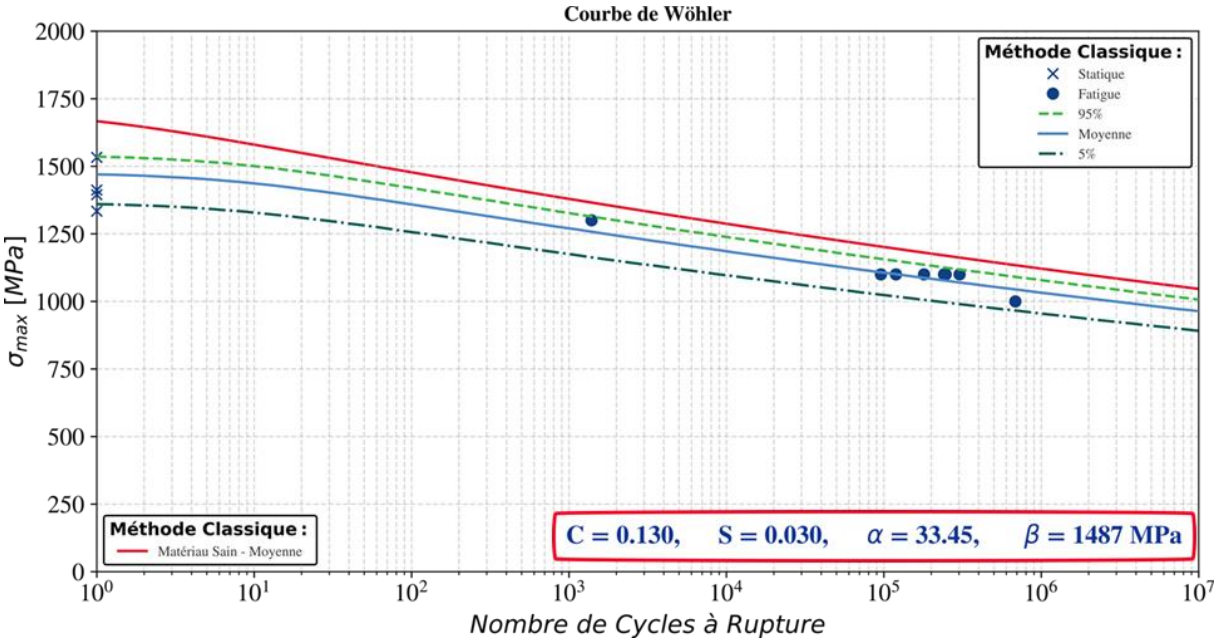


Figure 4.44 : Courbe de Wöhler obtenue par Sendeckyj sans limite d'endurance sur les défauts synthétiques.

De même qu'avec limite d'endurance, la courbe de Wöhler obtenue avec l'approche de Sendeckyj sans limite d'endurance est cohérente entre matériau sain et éprouvettes avec défauts synthétiques.

Puisque l'approche par auto-échauffement donne accès à une évaluation raisonnable des résultats en fatigue pour le matériau sain et le matériau avec défauts synthétiques, elle va aussi être utilisée dans la suite pour estimer la limite d'endurance associées aux matériaux impactés.

4.6.3. Sur les matériaux impactés à 5J et à 10J

L'identification des paramètres du modèle sur une éprouvette impactée à 5J est d'abord montrée sur la Figure 4.45.

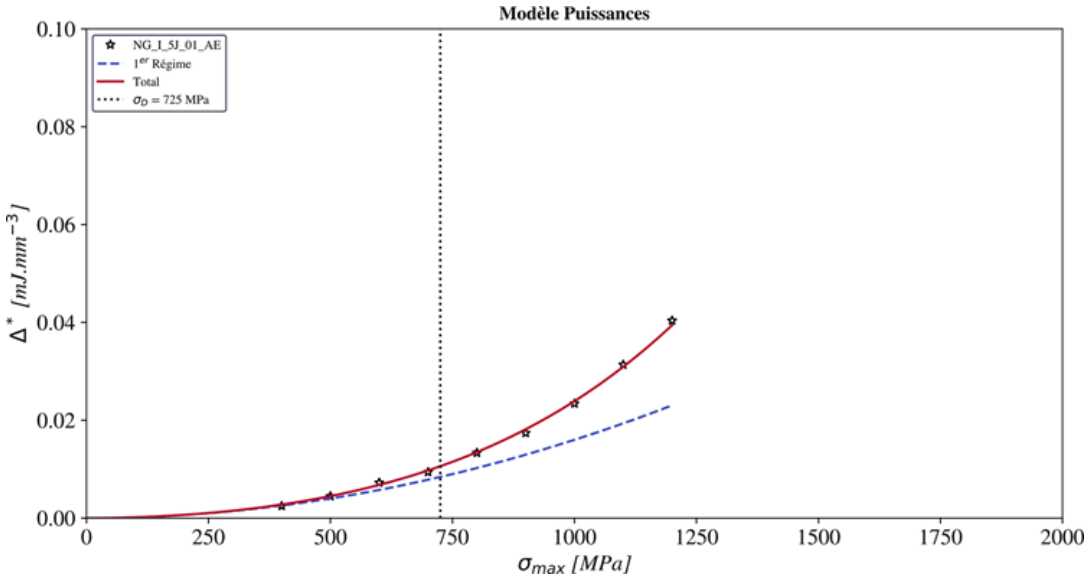


Figure 4.45 : Identification de la limite d'endurance des éprouvettes impactées à 5J.

Une limite d'endurance de 725 MPa a été évaluée par les essais d'auto-échauffement pour l'éprouvette impactée à 5 J, identique à celle du matériau non endommagé. Ce résultat est cohérent avec la courbe d'auto-échauffement qui est similaire à celle du matériau sain obtenue précédemment. Il est probable que l'impact n'ait généré qu'un nombre insuffisant de fissures dans la direction UD pour affecter significativement la résistance à la fatigue.

L'identification des paramètres du modèle sur une éprouvette impactée à 10J est montrée sur la Figure 4.46.

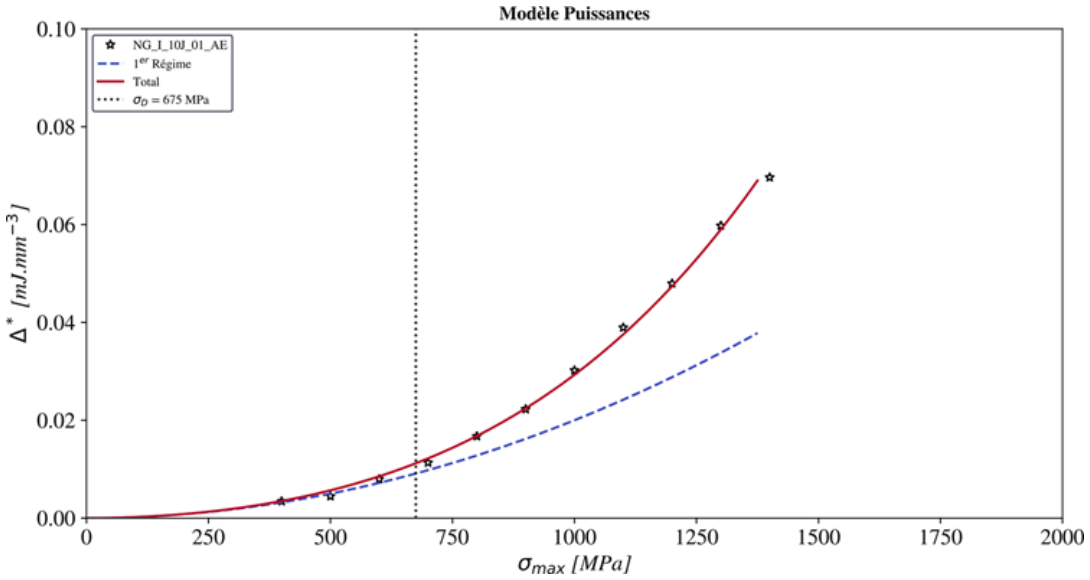


Figure 4.46 : Identification de la limite d'endurance des éprouvettes impactées à 10J.

Une limite d'endurance de 675 MPa a été mesurée pour l'éprouvette impactée à 10 J, similaire à celle des éprouvettes présentant un défaut synthétique 2XY/XZ, caractérisées par des fissures dans la direction UD. Ce résultat est cohérent avec l'importante augmentation de la dissipation observée suite à l'impact de 10 J, par rapport au matériau sain. Les fissures générées dans la direction UD semblent suffisamment nombreuses pour influencer de manière notable la résistance à la fatigue.

4.7. Conclusions sur la Fatigue d'Eprouvettes avec Défauts

Ce chapitre constitue le cœur de cette thèse, dont l'objectif principal est d'analyser l'influence d'un endommagement initial sur la tenue en fatigue du matériau. Il aborde en détails la tenue en fatigue des éprouvettes ayant subi des impacts ou comportant des défauts synthétiques, en les comparant à celles du matériau sain étudié dans le chapitre précédent.

La tenue en fatigue des matériaux impactés a été étudiée au travers d'éprouvettes avec défaut synthétique pour plusieurs raisons. Cela permet notamment de pouvoir découpler les différents types d'endommagements engendrés par l'impact et le fait d'être libre de choisir les dimensions de l'éprouvette.

Pour simplifier les comparaisons entre les résultats obtenus sur des matériaux avec défauts synthétiques et le matériau d'intérêt ayant subi un impact, il a été choisi de garder en tant que référence des dimensions d'éprouvettes de 150 mm x 40 mm, très différentes de la norme de 250 mm x 25 mm qui avait été utilisée pour le matériau sain.

Ces contraintes de dimensions, issues de l'utilisation d'essai d'impact normé sur panneau composite de 150 mm x 100 mm, ont engendré différentes difficultés, la principale étant une évolution de température semblable à ce qu'il y aurait avec un terme source non constant dans les essais d'auto-échauffement ou nécessitant une analyse et une simulation numérique thermique avancée. L'analyse 0D n'est alors pas possible en régime stabilisé pour des éprouvettes courtes de longueur 150 mm.

Il a toutefois été possible de calculer la dissipation par analyse 0D en régime transitoire puisque la condition d'adiabaticité est valide pour tous les types d'éprouvettes étudiées. Cette condition est assurée car la fin temporelle de la fenêtre d'analyse est largement antérieure au temps caractéristique des échanges avec l'extérieur. Il a notamment été vérifié que la même dissipation intrinsèque était obtenue sur des éprouvettes saines de différentes dimensions.

Les courbes d'auto-échauffement ont été analysé par un modèle « Puissances » à 2 régimes. Ce modèle simplifie l'analyse basée sur le modèle « Viscoélastique » proposé dans le chapitre 3. Il a ainsi permis d'estimer des limites d'endurance pour tous les types d'éprouvettes. Des résultats identiques ont été obtenus entre les 2 modèles utilisés sur la courbe d'auto-échauffement du matériau sain. Les estimations de la limite d'endurance obtenues sont cohérentes par rapport aux essais de fatigue réalisés classiquement.

Il ressort des résultats expérimentaux que les délaminages seuls n'ont aucune influence visible sur la tenue en fatigue. Cela a été corroboré par l'estimation de la limite d'endurance de ce type d'éprouvette qui était de 725 MPa, comme la limite d'endurance estimée pour le matériau sain. L'apparition uniquement de délaminage peut alors ne pas être pris en compte par l'industriel pour des sollicitations en traction avec un ratio de 0.1.

Dans le cas où une fissuration matricielle dans les plis UDs est ajoutée aux délaminages, peu importe la taille de la fissuration et la longueur de l'éprouvette, un abaissement similaire

de la tenue en fatigue est observé. Une limite d'endurance de 675 MPa, plus basse que celle du matériau sain, est par ailleurs estimée par AE. C'est donc la fissuration matricielle dans l'UD qui semble critique pour la tenue en fatigue du matériau dans le cadre des sollicitations de cette étude.

Une approche de Sendeckyj avec et sans limite d'endurance a alors pu être utilisée en comparaison à ce qui a été obtenu respectivement pour le matériau sain.

Ces courbes de Wöhler obtenues montrent que la tenue en fatigue des éprouvettes à défauts naturels ou artificiels, comportant de la fissuration matricielle, peut être bien décrite par une approche de Sendeckyj classique, c'est-à-dire sans AE, ou combiné à l'apport de la limite d'endurance obtenue par analyse d'une courbe d'auto-échauffement.

Les résultats expérimentaux montrent également qu'un facteur d'abattement de la courbe de Wöhler du matériau sain pourrait simplement être utilisé.

Par ailleurs, et de manière pragmatique pour un bureau d'études, l'utilisation d'un simple facteur d'abattement de 10 sur la durée de vie du matériau sain permet de retrouver une tenue en fatigue très proche de ce qui a été déterminé sur les bases de données expérimentales des défauts synthétiques, que ce soit via les essais classiques de statique et de fatigue seuls, ou via les essais d'auto-échauffement pour déterminer la limite d'endurance (voir Figure 4.47).

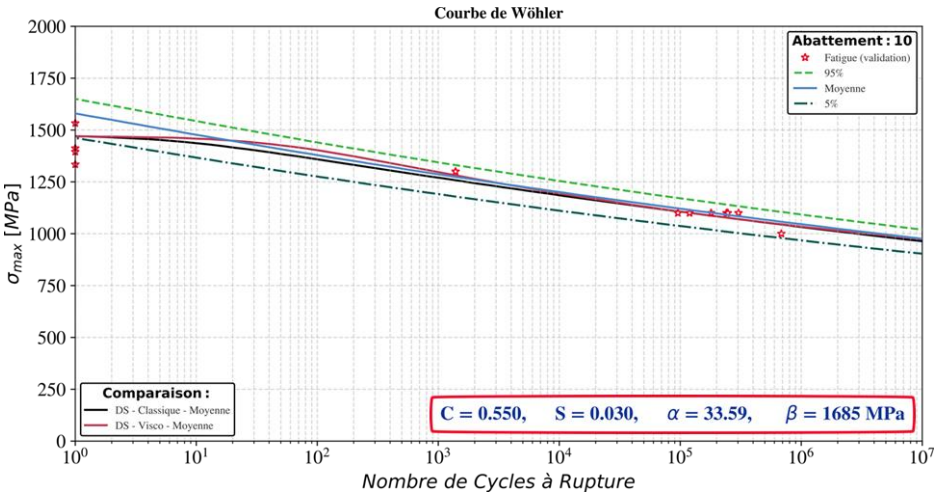


Figure 4.47 : Comparaison des Courbe de Wöhler obtenues par abattement de la courbe de Wöhler du matériau sain et par l'approche de Sendeckyj sans et avec limite d'endurance sur les défauts synthétiques.

Enfin, concernant les éprouvettes impactées, la limite d'endurance estimée pour l'éprouvette impactée à 5J est identique à celle estimée pour le matériau sain. Au contraire, la limite d'endurance de l'éprouvette impactée à 10J a été estimée à 675 MPa comme pour les éprouvettes avec fissuration matricielle dans l'UD. Il a également été observé que l'impact à 10J a engendré des fissures bien plus larges, longues et nombreuses que l'impact à 5J.

Il est intéressant de noter que les efforts fournis pour générer des défauts contrôlés ont payé car ces défauts semblent pertinents et représentatifs de défauts de type impact.

Conclusion et Perspectives

Conclusions **186**

Difficultés Rencontrées **188**

Les impératifs industriels 189

Les contraintes expérimentales 190

Perspectives **192**

Conclusions

L'objectif principal de cette thèse était d'étudier l'influence d'un endommagement initial sur la tenue en fatigue des matériaux composites stratifiés. Le matériau étudié est représentatif du sous-ensemble d'une stratification plus épaisse d'une structure composite industrielle. La démarche choisie a consisté à estimer le facteur d'abattement dû à la présence de défauts à appliquer sur la durée vie du matériau sain.

Pour estimer la durée de vie du matériau en décrivant la dispersion intrinsèque des essais de fatigue, l'approche proposée par Sendeckyj s'est révélée particulièrement pertinente. Cette méthode présente l'avantage non seulement de prédire la tenue en fatigue à long terme, mais également d'intégrer des données statiques[1]. Ainsi, elle permet une évaluation complète de la résistance du matériau, depuis la partie statique jusqu'aux très grands nombres de cycles à rupture. Pour évaluer la dispersion associée à un matériau, une base de données étendue est généralement requise. En utilisant cette approche, l'utilisation d'essais statiques permet de substituer une partie des données de fatigue, ce qui réduit la durée des essais nécessaires tout en maintenant une quantité de données suffisante. Cette approche s'est finalement montrée efficace pour établir raisonnablement la courbe moyenne de Wöhler, même lorsque les données disponibles sont limitées. Elle a été appliquée avec succès tant pour le matériau sain que pour les éprouvettes présentant un défaut synthétique (voir Figure 4.44).

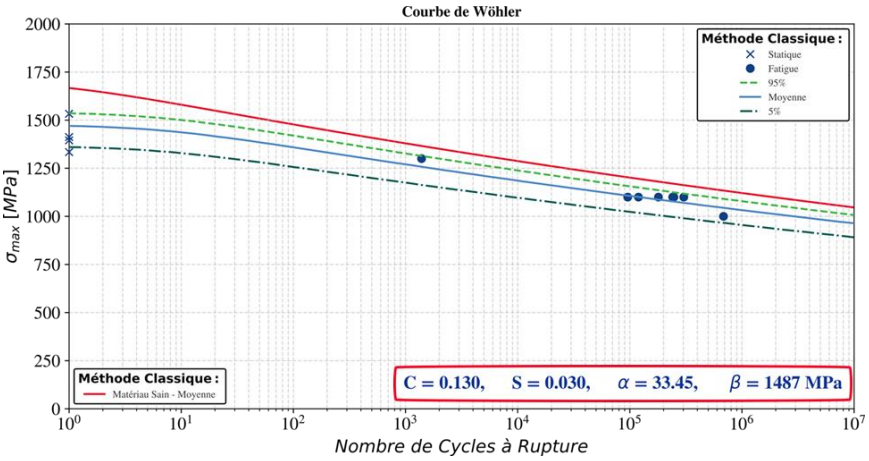


Figure 4.48 : Courbe de Wöhler obtenue via l'approche de Sendeckyj sans limite d'endurance sur les défauts synthétiques.

Toutefois, l'identification de la courbe de fatigue nécessite des essais longs notamment lorsqu'un critère avec limite d'endurance est utilisé. Dans cet objectif d'accélérer l'identification, l'auto-échauffement s'avère un outil très pertinent. Au-delà de la proposition d'un protocole, qu'il a été nécessaire d'adapter à la nature du matériau de l'étude (peaux en tissés 2D et cœur constitué d'une forte épaisseur d'UD orienté à 0°), l'un des apports de ce

[1] *Afin de pouvoir utiliser cette approche de Sendeckyj, il est nécessaire que les mécanismes d'endommagement menant à la rupture du matériau et donc responsables de la dispersion des essais soient les même en statique et en fatigue.*

travail réside dans l'exploitation des courbes d'auto-échauffement. Plusieurs pistes ont été explorées dans un cadre d'analyse en moyenne, dit analyse « 0D ».

La première piste consistait à appliquer l'approche couramment utilisée dans les études antérieures à cette recherche. Cette approche repose sur la décomposition de la courbe en trois parties approximées par des régimes linéaires. Chacune de ces parties correspond, dans l'ordre croissant de contrainte appliquée et de dissipation intrinsèque, aux très grands nombres de cycles à rupture, aux grands nombres de cycles à rupture, puis aux faibles nombres de cycles à rupture. Il est considéré qu'un nouveau régime apparaît lorsque de nouveaux mécanismes dissipatifs irréversibles, et donc liés à un endommagement progressif amenant à une rupture en fatigue, apparaissent. Cette méthode permet d'estimer un point de fatigue correspondant à 10^6 cycles pouvant également être utilisé afin d'identifier le critère de fatigue choisi.

Une autre méthode proposée consistait à modéliser les phénomènes dissipatifs définis à travers la courbe d'auto-échauffement par un modèle viscoélastique non linéaire. La contrainte à laquelle les mécanismes non-linéaires deviennent prépondérants sur la signature énergétique peut être associée à un changement de régime en deçà duquel la durée de vie est infinie, soit une limite d'endurance. Cette approche permet de déterminer la limite d'endurance du matériau pouvant être intégrée à l'approche de Sendeckyj. L'avantage du modèle viscoélastique réside dans son fondement sur des lois de comportement physiques et des paramètres intrinsèques du matériau, permettant une description plus fidèle de son comportement.

Une version simplifiée de cette approche a aussi été proposée. Elle consiste à approximer la dissipation viscoélastique linéaire par une fonction de la forme $\boldsymbol{a.x^2}$. Lorsque des mécanismes dissipatifs autres que la viscoélasticité linéaire sont mis en jeu, la dissipation est exprimée par $\boldsymbol{a.x^2 + b.x^{2+n}}$. Cette méthode permet de déterminer une limite d'endurance tout en se passant des paramètres matériaux, ce qui en fait une approche plus flexible et moins coûteuse en essais de caractérisation. Le modèle 'Puissances', associé à l'approche de Sendeckyj avec limite d'endurance, a pu être appliqué avec succès à tous les types de matériaux étudiés dans cette thèse (voir Figure 4.43).

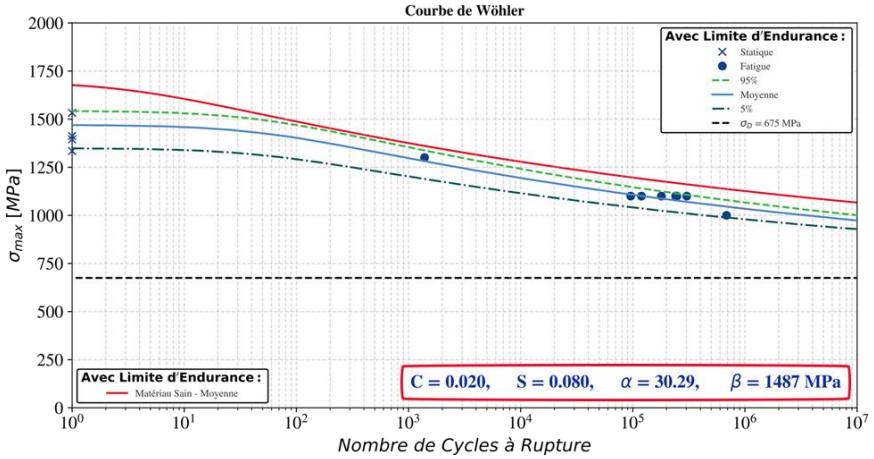


Figure 4.49 : Courbe de Wöhler obtenue via l'approche de Sendeckyj avec limite d'endurance sur les défauts synthétiques.

Cette approche a été validée sur le matériau sain et a été appliquée ensuite sur les éprouvettes à défaut. La comparaison des courbes de Wöhler obtenues pour les différents matériaux, ainsi que l'analyse des limites d'endurance des divers types d'éprouvettes, ont révélé que les fissurations matricielles dans les plis UD, orientées dans le sens des fibres, exercent une influence significative sur la tenue à la fatigue. En effet, les fissures observées dans les éprouvettes étudiées, si elles sont suffisamment épaisses (cf. la différence entre éprouvettes après impact à 5J et à 10J), semblent réduire la durée de vie du matériau d'un facteur dix. En revanche, les délaminages semblent ne pas avoir d'impact sur la tenue à la fatigue pour une sollicitation en traction à un ratio de 0,1. De manière très pragmatique, un simple facteur d'abattement de la courbe de Wöhler du matériau sain peut être utilisé pour dimensionner les éprouvettes présentant des défauts de fissuration matricielle dans les UDs (voir Figure 4.47).

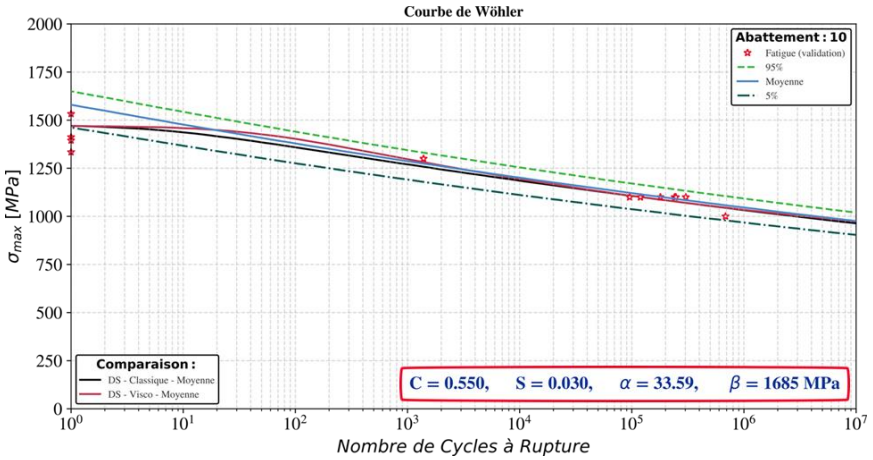


Figure 4.50 : Comparaison des courbes de Wöhler obtenues par abattement de la courbe de Wöhler du matériau sain et via l'approche de Sendeckyj sans et avec limite d'endurance sur les défauts synthétiques.

Bien que les résultats obtenus apportent des éclairages significatifs sur l'influence d'un endommagement initial sur la tenue à la fatigue du matériau, la réalisation de cette étude a nécessité de lever un certain nombre de difficultés. Dans la section suivante, nous aborderons les principales difficultés rencontrées durant cette thèse, ainsi que les solutions mises en œuvre ou possibles à l'avenir pour les surmonter.

Difficultés Rencontrées

Au cours de cette étude, plusieurs défis majeurs ont été rencontrés. Ces difficultés peuvent être regroupées en deux catégories : les impératifs industriels et les contraintes expérimentales.

Les impératifs industriels

Ces impératifs sont liés au cas d'application industriel.

L'une des premières difficultés réside dans le matériau étudié. L'empilement de plis tissés 2D et de plis UD a été conçu pour répondre à des besoins industriels spécifiques, ce qui en fait un matériau atypique. Sa résistance mécanique est essentiellement déterminée par les plis UD, qui représentent les deux tiers de l'épaisseur totale. Ainsi, ce travail s'apparente à une étude sur des éprouvettes quasi-UD. Cependant, la littérature est peu fournie en données sur les éprouvettes UD pures, car ce matériau est très spécifique et rarement étudié.

De plus, bien qu'il soit presque équivalent à un UD pur, ce matériau n'en est pas véritablement un. Il a donc été décidé de conserver les dimensions de la norme pour des éprouvettes stratifiées, plutôt que pour un UD pur. Cette décision implique l'utilisation d'éprouvettes larges de 25 mm, contre 15 mm pour un UD pur, nécessitant une force accrue pour provoquer la rupture, ce qui demande des capacités de machine élevées. Seule une machine de traction du laboratoire était capable de réaliser les essais de cette étude, impliquant des difficultés calendaires et de disponibilités.

Par ailleurs, le travail sur des UD purs exige une attention particulière lors de la fabrication et la découpe des éprouvettes afin de minimiser la désorientation des fibres. Il est donc aussi essentiel d'assurer un alignement précis des mors avec l'éprouvette. Les choix possibles de géométries d'éprouvette sont limités pour ces mêmes raisons. L'utilisation d'éprouvettes en forme de dog-bone n'est par exemple pas envisageable car cela entraînerait une coupe de fibres UD.

La présence de plis tissés 2D orientés à 45° en surface de chaque côté de l'éprouvette implique deux autres complications. En effet, bien que ces plis tissés dissipent une quantité d'énergie beaucoup plus importante que les plis UD, ce sont pourtant les plis UD qui assurent principalement la résistance mécanique du matériau. Dans le cadre des essais d'auto-échauffement, l'objectif est de calculer la dissipation du matériau à partir de l'évolution de la température moyenne relevée en surface. L'analyse se base donc sur des mesures de surface alors que le champ de source est hétérogène dans l'épaisseur. De plus, cette dissipation calculée à partir de la température des plis tissés 2D doit ensuite être mise en relation avec la tenue en fatigue du matériau, dont la résistance mécanique est principalement déterminée par les plis UD. Il a donc été essentiel d'être vigilant en appliquant l'analyse 0D pour effectuer ces évaluations et avoir du recul sur les résultats obtenus.

De plus, la présence de plis tissés en 2D complique la fabrication des éprouvettes présentant des défauts synthétiques. En effet, les fissurations au sein des plis UD sont prépondérantes dans cette étude et la localisation des défauts entre les plis tissés 2D signifie que ces défauts ne peuvent être intégrés qu'au moment de la fabrication car l'éprouvette ne peut plus être modifiée après sa création. En revanche, une étude sur une éprouvette UD pure

aurait permis d'explorer d'autres possibilités pour introduire des défauts, notamment la possibilité d'entailler l'éprouvette dans le sens de la longueur.

L'impératif industriel d'utiliser des fibres de carbone complique également l'observation de la propagation des endommagements par tomographie. L'emploi de fibres de verre permettrait de faciliter cette observation dans des études futures.

Enfin, pour conclure sur les contraintes liées au cas d'usage industriel, l'industriel a choisi dans cette étude de traiter exclusivement le cas d'une sollicitation en traction-traction appliquée au matériau. Cependant, ce type de sollicitation tend à refermer les défauts étudiés, rendant leur analyse difficile, tant du point de vue de l'observation que de l'évaluation de leurs effets sur la tenue en fatigue.

Les contraintes expérimentales

Des contraintes expérimentales se sont également manifestées. Tout d'abord, il s'agissait d'une des premières études sur les matériaux stratifiés d'UD menée au laboratoire à la fois sur la fatigue et l'auto-échauffement. C'est pourquoi, un temps important a été nécessaire pour adapter les protocoles expérimentaux au matériau de l'étude.

Pour des raisons de reproductibilité des résultats et de disponibilité des moyens, il a été choisi de respecter les normes d'essais d'impact. Ceci a donc nécessité l'utilisation d'une machine d'impact sur des panneaux composites de 150 mm x 100 mm, réduisant ainsi la longueur des éprouvettes extraites à 150 mm au lieu des 250 mm standards. De plus, afin d'éviter que les endommagements ne soient traversant dans la largeur de l'éprouvette, il a été décidé d'extraire des éprouvettes d'une largeur de 40 mm au lieu de 25 mm. Les dimensions des éprouvettes avec défauts synthétiques ont été choisies de manière identique à celles des éprouvettes impactées pour faciliter les comparaisons. Ces choix ont entraîné plusieurs difficultés expérimentales lors des essais statiques et de fatigue, notamment :

- Une longue investigation a été nécessaire pour identifier les talons et la colle appropriés ;
- En statique, les forces à appliquer étant encore plus élevées que pour les éprouvettes de 25 mm, les limites des capacités de la machine de traction la plus puissante du laboratoire ont été atteintes ;
- En fatigue, pour des essais à faible nombre de cycles à rupture, il est nécessaire d'appliquer une force proche de celle requise pour rompre l'éprouvette en statique. Cependant, en fatigue, la sollicitation est cyclique plutôt que monotone, et la machine peine à suivre cette charge élevée à une fréquence de 2 Hz, étant proche de ses limites. Un serrage des mors plus important aidait la machine à suivre la consigne, mais cela augmentait le risque de rupture dans les mors. Il a donc été nécessaire de réduire progressivement la force appliquée en fatigue jusqu'à trouver un compromis : une force suffisamment basse pour que la machine suive

correctement la consigne tout en maintenant une pression dans les mors assez faible pour éviter la rupture prématurée dans cette zone. Des essais à faible nombre de cycles n'ont donc pu être réalisés sur éprouvettes courtes ;

- Des évolutions de température inattendues ont été observées lors des essais d'auto-échauffement en régime stabilisé, comme mentionné précédemment. Ces variations, par rapport aux éprouvettes aux dimensions standard, sont apparues dès une cinquantaine de cycles avec le phénomène 'double pente' évoqué dans le dernier chapitre.

Une solution pour résoudre ces problèmes serait de modifier la méthode de génération des endommagements sur les éprouvettes impactées, afin de respecter les dimensions suggérées par la norme des essais de statique et de fatigue, à savoir 250 mm x 25 mm, comme pour les éprouvettes saines. Concernant les éprouvettes avec défauts synthétiques, il serait également nécessaire de définir de nouvelles dimensions conformes à ces normes.

Pour rappel, ces éprouvettes à défauts synthétiques ont été générées en raison du nombre limité d'éprouvettes impactées disponibles, ainsi que pour offrir une plus grande liberté dans le contrôle des défauts, permettant notamment de dissocier les différents types d'endommagements et de choisir les dimensions des éprouvettes. Cela a toutefois engendré un certain nombre de difficultés et de choix à prendre en compte, comme par exemple :

- Une réflexion sur la définition des types d'éprouvettes avec défauts en fonction des objectifs recherchés tout en essayant de limiter le nombre de type d'éprouvettes différentes générées pour limiter le nombre total d'éprouvette à tester ;
- Le choix du matériau utilisé pour générer les défauts synthétiques ;
- La méthode de fabrication des éprouvettes.

Enfin, les résultats montrent que c'est la fissuration matricielle dans les plis UD qui a le plus d'influence sur la tenue à la fatigue pour une sollicitation avec un ratio de 0,1 en traction, bien que peu d'études se concentrent spécifiquement sur ce type d'endommagement. Pour approfondir l'étude de ces fissures, il pourrait être pertinent de réaliser des éprouvettes purement UD et d'explorer différentes méthodes pour générer de manière contrôlée ces fissurations, afin de mieux comprendre leur impact sur le comportement en fatigue du matériau.

Malgré les divers impératifs industriels et les diverses contraintes expérimentales rencontrées au cours de cette étude, ceux-ci ont permis d'affiner la méthodologie et de mieux cerner les limites de certains choix techniques. Elles ouvrent également des pistes de réflexion et des opportunités d'amélioration pour les travaux futurs.

Perspectives

Plusieurs aspects de cette étude pourraient être approfondis ou améliorés, que ce soit des questions non résolues ou des pistes de recherche pour affiner les résultats obtenus et mieux comprendre certains phénomènes observés.

Dans un premier temps, bien que l'évolution de température non-conventionnelle observée sur les éprouvettes courtes en régime stabilisé n'ait pas empêché l'obtention de courbes d'auto-échauffement ni l'établissement d'un lien entre dissipation et fatigue, il serait pertinent d'approfondir l'étude des causes de cette évolution.

Pour atteindre cet objectif, il est impératif de modéliser les champs de dissipation source et l'ensemble des échanges thermiques entre l'éprouvettes et l'environnement (y compris les mors). Les premières pistes investiguées semblent indiquer que l'interaction (à la fois mécanique et thermique) entre les mors et l'éprouvettes ainsi que la faible distance entre les mors et la zone utile puisse expliquer en partie les observations faites sur éprouvettes courtes.

Une fois cette évolution de température analysée, il serait pertinent d'approfondir l'étude du lien entre auto-échauffement et tenue à la fatigue pour des éprouvettes comportant des défauts. Actuellement, l'approche 0D, qui permet de déterminer la dissipation moyenne dans la zone étudiée, montre ses limites. Une approche 1D, voire 2D, s'avère probablement plus adaptée pour tenir compte de l'hétérogénéité spatiale des champs de dissipation, que ce soit dans le plan ou à travers l'épaisseur. Cette hétérogénéité est principalement induite par la nature stratifiée du matériau et la présence de défauts comme l'illustre la Figure 4.51.

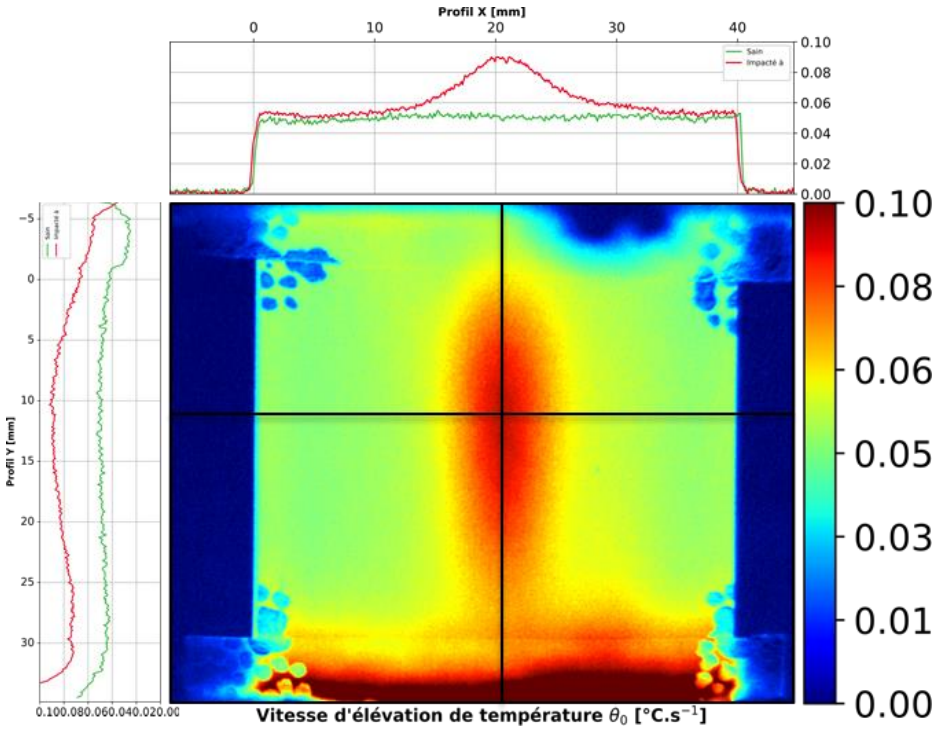


Figure 4.51 : Champ de vitesse d'élévation de température d'une éprouvette impactée à 10J avec comparaison des profils avec une éprouvette saine.

Une méthodologie couplant observations expérimentales (champs de déformation, champs de température) et modélisation (mécanique pour les champs sources et thermique pour les champs de température) est indispensable. Une fois les champs sources identifiés, l'étude pourra se focaliser sur l'application d'un critère de fatigue, en prenant en compte l'hétérogénéité des champs de contrainte et de dissipation dans le plan.

Dans le cadre de ce travail de thèse, afin de proposer une approche cohérente pour l'étude de la fatigue du matériau sain et de celui avec défaut, il a été choisi de se baser sur un critère écrit en contraintes dont l'identification peut tirer parti de l'auto-échauffement, notamment pour déterminer la limite d'endurance.

L'étude de l'influence d'un défaut sur la tenue en fatigue peut aussi se faire au travers d'une approche basée sur la propagation des fissures. Des essais séquentiels de fatigue, similaires à ceux présentés en Figure 31 du Chapitre 4, pourraient ainsi être menés pour analyser des paramètres tels que les champs de température, de vitesse d'élévation de température, d'amplitude de la première harmonique, ou encore de détection d'événements thermiques. Ces observations permettraient de mieux comprendre l'évolution de l'endommagement et son impact sur la durée de vie du matériau afin de servir de base à l'identification d'un critère de durée de vie résiduelle.

Enfin comme cela a été souligné dans la partie précédente, la sollicitation de fatigue en traction/traction a rendue l'exploitation des résultats difficile. Une sollicitation en compression, voire en flexion, permettrait d'ouvrir les fissures, facilitant ainsi l'observation de leur propagation et offrant une meilleure compréhension de leur influence sur la tenue à la fatigue.

Comme il a été évoqué dans le Chapitre 1 dans la bibliographie, des modèles de compréhension de l'endommagement en fatigue du matériau peuvent également être utilisés. Par exemple, un modèle probabiliste de rupture de fibres d'un composite UD a commencé à être développé dans cette étude mais n'a pu être développé jusqu'au bout. Le modèle développé se base sur les travaux de Swolfs et Fazlali pour la partie statique [Swolfs, 2015 ; Fazlali, 2021], puis le modèle d'allongement de la décohésion fibre/matrice de Sørensen est ajouté pour la partie fatigue [Sørensen, 2021]. Ce dernier volet constitue une perspective immédiate de ces travaux de thèse.

Annexe A – Recommandations de DNV

C.2 Static tests for laminates

C.2.1 In-plane tensile tests

C.2.1.1 Tensile tests can be performed on straight specimens with or without tabs or on specimens with reduced cross-sections in the middle (dogbone or dumbbell tests).

C.2.1.2 The recommended test procedure for straight specimens is ISO 527 or ASTM D3039. Some preliminary testing may be needed to find the best tab arrangements and gripping fixtures.

C.2.1.3 The recommended test procedure for dogbone shape specimens is ISO 527 or ASTM D638M. The curvature of the shoulder specified by the standards is often too sharp to obtain good results. It is recommended to use specimens with smaller curvatures or straight specimens (see [C.2.1.2]).

Guidance note:

The Young's modulus can be measured well with all test arrangements. Measuring strength and strain to failure can be more complicated, because stress concentrations at the grips or shoulder may cause premature failure. However, choosing a non-optimised test method gives conservative results for static tests.

---e-n-d---of---G-u-i-d-a-n-c-e---n-o-t-e---

C.2.2 In-plane compression tests

C.2.2.1 Compressive tests can be performed on straight specimens with or without tabs or on specimens with reduced cross-sections in the middle (dogbone or dumbbell tests). An anti-buckling devise should be used in most cases.

C.2.2.2 The recommended test procedure is ASTM D3410 using the Celanese test fixture.

C.2.2.3 It should be ensured that test specimens do not buckle in the test fixture.

Guidance note:

One way to ensure that a specimen does not buckle is to place at least one strain gauge or extensometer at each side to ensure that the specimen does not buckle. Strain readings should not deviate by more than 10%.

---e-n-d---of---G-u-i-d-a-n-c-e---n-o-t-e---

C.2.3 In-plane shear tests

C.2.3.1 In-plane shear tests tend to show non-linear stress vs. strain curves and the interpretation of the results is often difficult.

C.2.3.2 Recommended test procedures are the 2-rail shear test ASTM D4255 or a tensile or compressive test on a laminate with $(\pm 45)_s$ reinforcement.

C.2.3.3 Test results from axial tests on $(\pm 45)_s$ laminates must be converted into ply properties using laminate theory. The following formulas shall be used to convert measurements of laminate stress in load direction $\boldsymbol{\sigma_x}$, laminate strain in load direction $\boldsymbol{\varepsilon_x}$ and laminate strain perpendicular to the load direction $\boldsymbol{\varepsilon_y}$ into ply shear stress $\boldsymbol{\tau_{12}}$ and strain $\boldsymbol{\gamma_{12}}$:

$$\boldsymbol{\tau_{12} = \sigma_x/2} \text{ and } \boldsymbol{\gamma_{12} = -(\varepsilon_x - \varepsilon_y)}$$

C.2.3.4 The non-linear stress vs. strain curve looks usually like a ductile curve, see [C.6.3]. The results shall be analysed accordingly.

C.2.4 Through thickness tensile tests

C.2.4.1 Test can be performed on straight, cylindrical or dogbone specimens.

C.2.4.2 To increase the length of the specimens, sections of laminates may be glued together. However, care shall be taken that in such case the adhesive properties do not influence the results. If the adhesive fails, the test values may be used as a conservative estimate of the laminate properties.

C.2.4.3 A widely used test is ASTM C297.

C.2.5 Through thickness compressive tests

C.2.5.1 Tests are usually performed on straight or cylindrical specimens. ASTM D1621 could be used for these tests.

C.2.5.2 An anti-buckling devise is usually not required, provided the specimen is not too slender.

C.2.5.3 Specimens should not be too short. Short specimens may show wrong stress distributions if the crosssectional surfaces are not totally parallel. In addition, the surfaces touching the test fixture cannot widen due to friction like the rest of the specimen. Due to this effect a too high modulus can be measured if the specimen is too short.

C.2.5.4 To increase the length of the specimens, sections of laminates may be glued together.

C.2.6 Interlaminar shear tests (through thickness)

C.2.6.1 The recommended test method is the interlaminar shear test (ILSS) according to ISO 4585 or ASTM D2344.

C.2.6.2 The ILSS test is not a pure shear test and the results are, therefore, not ideal for use in design. Other tests may be used if better results can be obtained with them.

C.2.7 In-plane fracture toughness tests

C.2.7.1 In-plane fracture toughness of laminates can be described by the point stress criterion, see Sec.6 [3.6].

C.2.7.2 The point stress criterion needs a critical distance that is a material parameter. The critical distance can be measured on specimens with different crack length or hole sizes. At least three different crack or hole sizes should be measured.

C.2.7.3 The critical distance for cracked specimens may differ from the critical distance for specimens with holes. The two tests should not be mixed.

C.2.7.4 It is recommended to prepare specimens with cracks or holes that resemble closely the real application.

C.2.7.5 The specimen width should be wider than the defect size, to avoid measuring edge effects.

C.2.7.6 No standard tests are known for measuring fracture toughness.

C.2.8 Interlaminar fracture toughness tests

C.2.8.1 The Double Cantilever Beam (DCB) test is recommended to obtain the Mode I fracture toughness $\boldsymbol{G_{IC}}$.

C.2.8.2 The End Notch Flexure (ENF) test is recommended to obtain the Mode I fracture toughness $\boldsymbol{G_{IIC}}$.

C.2.8.3 No standards are developed for these tests.

C.2.8.4 Both specimens use a starter crack to initiate crack growth.

C.2.8.5 The starter crack should be introduced by placing a thin film between the two plies that shall delaminate. The film should not adhere to the matrix.

C.2.8.6 It is best to grow a natural starter crack from the film by applying a few low amplitude fatigue cycles. Static testing can then be performed based on the crack length of the artificial crack and the naturally grown crack.

C.2.8.7 If tests are performed based on the artificial crack only, the film should be very thin, less than 13 mm.

Bibliographie

[Agarwal et Joneja, 1979-1] B. Agarwal et S. Joneja, «Flexural fatigue properties of undirectional grp in the transverse direction», *Composites,* vol. 10(1), pp. 28-30, 1979.

[Agarwal et Joneja, 1979-2] B. Agarwal et S. Joneja, «Progressive damage in GFRP under constant deflection flexural fatigue», *Fibre Science and Technology,* vol. 12(5), pp. 341-351, 1979.

[Agarwal et Joneja, 1980] B. Agarwal et S. Joneja, «Flexural fatigue of a unidirectional composite in the longitudinal direction», *Materials Science and Engineering,* vol. 46(1), pp. 63-68, 1980.

[ASTM - D 3039/D 3039M] ASTM International, «Standard Test Method for Tensile Properties of Polymer Matrix Composite Materials», *D 3039/D 3039M,* December, 2002.

[Bai et al., 2022] N. Bai, C. Lan, H. Li et B. Spencer Jr, «Mechanistic model for prediction of the residual tensile strength of FRP wires» *Composite Structures,* vol. 282, 2022.

[Barnard et al., 1985] P. Barnard, R. Butler et P. Curtis, «Fatigue Scatter of UD Glass Epoxy, a Fact or Fiction?» *Composite Structures 3,* pp. 69-82, 1985.

[Basquin, 1910] O. Basquin, «The exponential law of endurance test» *ASTM STP,* vol. 10, pp. 625-630, 1910.

[Bercelli et al., 2023] L. Bercelli, C. Doudard, S. Calloch, V. Le Saux, J. Beaudet, «Thermometric investigations for the characterization of fatigue crack initiation and propagation in Wire and Arc Additively Manufactured parts with as-built surfaces», *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures,* vol. 46 , pp. 153-170, 2023.

[Blázquez et al., 2009] A. Blázquez, V. Mantič, F. París et N.L. McCartney, «BEM analysis of damage progress in 0/90 laminates», *Engineering Analysis with Boundary Elements,* vol. 33(6), pp. 762-769, 2009.

[Burhan et Kim, 2018] I. Burhan et H. Kim, «S-N Curve Models for Composite Materials Characterisation: An Evaluative Review» *Journal of Composites Science,* p. 38, 2018.

[Cantwell et al., 1983] W. Cantwell, P. Curtis et J. Morton, «Post-impact fatigue performance of carbon fibre laminates with non-woven and mixed-woven layers», *Composites*, vol. 14(3), pp. 301-305, 1983.

[Cantwell et al., 1984] W. Cantwell, P. Curtis et J. Morton, «Post-impact fatigue performance of carbon fibre laminates with non-woven and mixed-woven layers», *International Journal of Fatigue*, vol. 6(2), pp. 113-118, 1984.

[Carrere et al., 2012] N. Carrere, F. Laurin, J.-F. Maire, «Micromechanical-based hybrid mesoscopic 3D approach for non-linear progressive failure analysis of composite structures», *Journal of Composite Materials*, vol. 46(19-20), pp. 2389-2415, 2012.

[Chaboche, 1997] J.-L. Chaboche, «Thermodynamic formulation of constitutive equations and application to the viscoplasticity and viscoelasticity of metals and polymers», *International Journal of Solids and Structures*, vol. 34(18), pp. 2239-2254, 1997.

[Chrysochoos et Louche, 2000] A. Chrysochoos et H. Louche, «An infrared image processing to analyse the calorific effects accompanying strain localisation», *International Journal of Engineering Science*, vol. 38(16), pp. 1759-1788, 2000.

[Daghia et al., 2011-1] F. Daghia, L. Gendre, D. Violeau, «Modélisation des comportements des composites : les poutres stratifiées», https://eduscol.education.fr/sti/si-ens-cachan/ressources_pedagogiques/modelisation-des-comportements-des-composites-les-poutres-stratifiees, 2011.

[Daghia et al., 2011-2] F. Daghia, L. Gendre, D. Violeau, «Les dégradations des matériaux composites : les phénomènes physiques», https://eduscol.education.fr/sti/si-ens-cachan/ressources_pedagogiques/les-degradations-des-materiaux-composites-les-phenomenes-physiques, 2011.

[Daghia, 2011] F. Daghia, «Quelques procédés de mise en forme des composites», https://eduscol.education.fr/sti/si-ens-

cachan/ressources_pedagogiques/quelques-procedes-de-mise-en-forme-des-composites, 2011.

[De Finis et al., 2015] R. De Finis, D. Palumbo. F. Ancona et U. Galietti, «Fatigue limit evaluation of various martensitic stainless steels with new robust thermographic data analysis», *International Journal of Fatigue*, vol. 74, pp. 88-96, 2015.

[DNV-OS-C501] Det Norske Veritas AS, «Composite Components», *Offshore Standard,* November, 2019.

[Doudard et al., 2010] C. Doudard, S. Calloch, F. Hild et S. Roux, «Identification of heat source fields from infrared thermography: Determination of 'self-heating' in a dual-phase steel by using a dog bone sample», *Mechanics of Materials,* vol. 42.1, pp. 55-62, 2010.

[Doudard, 2004] C. Doudard, «Détermination rapide des propriétés en fatigue à grand nombre de cycles à partir d'essai d'auto-échauffement», *Thèse de doctorat*, 2004.

[Douellou et al., 2020] C. Douellou, X. Balandraud, E. Duc, B. Verquin, F. Lefebvre et F. Sar, «Rapid characterization of the fatigue limit of additive-manufactured maraging steels using infrared measurements», A*dditive Manufacturing*, vol. 35, 2020.

[Ellyin et El-Kadi, 1990] F. Ellyin et H. El-Kadi, «A fatigue failure criterion for fibre reinforced composite laminae» *Composite Structures,* vol. 15, pp. 61-74, 1990.

[Ezanno et al., 2010] A. Ezanno, C. Doudard, S. Calloch, T. Millot et J.-L. Heuzé, «Fast characterization of high-cycle fatigue properties of a cast copper–aluminum alloy by self-heating measurements under cyclic loadings», *Procedia Engineering*, vol. 2, pp. 967-976, 2010.

[Fazlali et al., 2021] B. Fazlali, S. V. Lomov et Y. Swolfs, «Fiber break model for tension-tension fatigue of unidirectional composites» *Composites Part B: Engineering,* vol. 220, 2021.

[Gamstedt et al., 1999] E. Gamstedt, L. Berglund et T. Peijs, «Fatigue mechanisms in unidirectional glass-fibre-reinforced polypropylene» *Composites Science and Technology,* vol. 59, pp. 759-768, 1999.

[Gamstedt et Sjögren, 1999] E.K. Gamstedt et B.A. Sjögren, «Micromechanisms in tension-compression fatigue of composite laminates containing transverse

plies», *Composites Science and Technology,* vol. 59, pp. 167-178, 1999.

[Gamstedt et Talreja, 1999] E. Gamstedt et R. Talreja, «Fatigue damage mechanisms in unidirectional carbon-fibre-reinforced plastics» *Journal of Materials Science,* vol. 34, pp. 2535-2546, 1999.

[Gendre, 2011] L. Gendre, «Matériaux composites et structures composites», https://eduscol.education.fr/sti/si-ens-cachan/ressources_pedagogiques/materiaux-composites-et-structures-composites, 2011.

[Gerdes et al., 2022] L. Gerdes, S. Richie, S. Mrzljak, D. Hülsbusch, G. Barandum et F. Walther, «Computed tomography-based characterization of impact and fatigue after impact behavior of carbon fiber-reinforced polyurethane», *Composite Structures*, vol. 289, 2022.

[Gornet, 2011] L. Gornet, «Généralités sur les matériaux composites», *Engineering school*, France, https://cel.hal.science/cel-00470296v2, 2011.

[Graux, 2017] N. Graux, «Caractérisation et modélisation des propriétés à la fatigue à grand nombre de cycles des aciers cémentés à partir d'essais d'auto-échauffement sous sollicitations cycliques», *Thèse de doctorat,* 2017.

[Hashin et Rotem, 1973] Z. Hashin et A. Rotem, «A fatigue failure criterion for fibre–reinforced materials» *Journal of Composite Materials,* vol. 7, pp. 448-464, 1973.

[Hochard et al., 2006] C. Hochard, J. Payan, C. Bordreuil, «A progressive first ply failure model for woven ply CFRP laminates under static and fatigue loads», *International Journal of Fatigue,* vol. 28(10), pp. 1270-1276, 2006.

[Hochard et al., 2007] C. Hochard, N. Lahellec, C. Bordreuil, «A ply scale non-local fibre rupture criterion for CFRP woven ply laminated structures», *Composite Structures,* vol. 80(3), pp. 321-326, 2007.

[Hochard et al., 2009] C. Hochard, S. Miot, N. Lahellec, F. Mazerolle, M. Herman, J.P. Charles, «Behaviour up to rupture of woven ply laminate structures under static loading conditions», *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing,* vol. 40(8), pp. 1017-1023, 2009.

[Hochard et al., 2010] C. Hochard, Y. Thollon, «A generalized damage model for woven ply laminates under static and fatigue loading conditions», *International Journal of Fatigue,* vol. 32(1), pp. 158-165, 2010.

[Jegou, 2012] L. Jegou, «Caractérisation rapide des propriétés en fatigue d'un polymère renforcé par des fibres courtes pour une application automobile», *Thèse de doctorat*, 2012.

[Jegou, 2013] L. Jegou, «Fast prediction of the Wöhler curve from heat build-up measurements on Short Fiber Reinforced Plastic», *International Journal of Fatigue*, vol. 47, pp. 259-267, 2013.

[Kang et Kim, 2004] K.-W. Kang et J.-K. Kim, «Fatigue life prediction of impacted carbon/epoxy laminates under constant amplitude loading», *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 35(5), pp. 529-535, 2004.

[Katunin et al., 2022] A. Katunin, I. Pivdiablyk, L. Gornet et P. Rozycki, «A hybrid method for determination of fatigue limit and non-destructive evaluation of composite structures after low-velocity impact loading», *Composites Part B: Engineering*, vol. 238, 2022.

[Kawai et Koizumi, 2007] M. Kawai et M. Koizumi, «Nonlinear constant fatigue life diagrams for carbon/epoxy laminates at room temperature» *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing,* vol. 38, pp. 2342-2353, 2007.

[Kim et Zhang, 2001] H.S. Kim et J. Zhang, «Fatigue Damage and Life Prediction of Glass/Vinyl Ester Composites» *Journal of Reinforced Plastics and Composites,* vol. 20(10), pp. 834-848, 2001.

[Kohout et Vechet, 2001] J. Kohout et S. Vechet, «A new function for fatigue curves characterization and its multiple merits» *International Journale of Fatigue,* vol. 23, pp. 175-183, 2001.

[Kosmann et al., 2014] N. Kosmann, B.T. Riecken, H. Schmutzler, J.B. Knoll, K. Schulte et B. Fiedler, «Evaluation of a critical impact energy in GFRP under fatigue loading», *Composites Science and Technology*, vol. 102, pp. 28-34, 2014.

[Krapez et Pacou, 2002] J.-C. Krapez et D. Pacou, «Thermography detection of early thermal effects during fatigue tests of steel and aluminum samples», *AIP Conf*, vol. 615(1), pp. 1545-1552, 2002.

[Kwiatkowski et al., 2023] V. Kwiatkowski, M. Le Saux, V. Le Saux, S. Leclercq et Y. Marco, «Fatigue of short carbon fiber reinforced PEEK under compression: Influence of the load ratio and predictions from heat buildup measurements», *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures,* vol. 46(7), pp. 2396-2410, 2023.

[Ladeveze, 1986] P. Ladeveze, «Sur la mécanique de l'endommagement des composites», *Journées Nationales sur les Composites (JNC5),* pp. 667–683, 1986.

[Ladeveze, 1995] P. Ladeveze, «A damage computational approach for composites: Basic aspects and micromechanical relations», *Computational Mechanics,* vol. 17, pp. 142–150, 1995.

[Laurin et al., 2007] F. Laurin, N. Carrère, J.-F. Maire, «A multiscale progressive failure approach for composite laminates based on thermodynamical viscoelastic and damage models», *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, vol. 38(1), pp. 198-209,* 2007.

[Laurin et al., 2009] F. Laurin, N. Carrère, J.-F. Maire, «Approche hybride multiéchelle pour l'analyse de la tenue de structures composites sous sollicitations complexes 3D», *Journées Nationales sur les Composites (JNC16),* 2009.

[Le Saux et al., 2010] V. Le Saux, Y. Marco, S. Calloch, C. Doudard, P. Charrier, «Fast evaluation of the fatigue lifetime of rubber-like materials based on a heat build-up protocol and micro-tomography measurements», *International Journal of Fatigue,* vol. 32, pp. 1582-1590, 2010.

[Le Saux, 2023] V. Le Saux, «Celenos», *Zenodo*, https://doi.org/10.5281/zenodo.10925713, 2023.

[Lemaitre et al., 2020] J. Lemaitre, J.-L. Chaboche, A. Benallal et R. Desmorat, «Mécanique des matériaux solides», 3e edition, 2020.

[Lepitre, 2023] P. Lepitre, «Influence of Surface Integrity and Coating on the High Cycle Fatigue Properties of 300M Steel from Self-Heating Tests under Cyclic Loads», *6th CIRP Conference on Surface Integrity (CSI 2022)*, vol. 108 , pp. 37-42, 2023.

[Leveuf et al., 2018] L. Leveuf, Y. Marco, V. Le Saux, L. Navrátil, S. Leclercq et J. Olhagaray, «Fast screening of the fatigue properties of thermoplastics reinforced with short carbon fibers based on thermal measurements», *Polymer Testing,* vol. 68, pp. 19-26, 2018.

[Louge et al., 2018] J. Louge, C. Doudard, S. Calloch et B. Weber, «Study of load history effects on the high cycle fatigue properties of high-strength low-alloy steel from self-heating measurements», *MATEC Web of Conferences*, vol. 165, 2018.

[Louge, 2019] J. Louge, «Apports des mesures d'auto-échauffement pour l'étude de la fatigue des aciers: effets d'histoire et cisaillement pur», *Thèse de doctorat,* 2019.

[Luong, 1995] M.P. Luong, «Infrared thermographic scanning of fatigue in metals», *Nuclear Engineering and Design*, vol. 158, pp. 363-376, 1995.

[Marcin, 2010] L. Marcin, «Modélisation du comportement, de l'endommagement et de la rupture de matériaux composites à renforts tissés pour le dimensionnement robuste de structures», *Thèse de doctorat*, 2010.

[Marco et al., 2018] Y. Marco, N. Rajic , D. Bitton, C. Brooks et V. Le Saux, «Thermographic investigations on the fatigue properties of carbon fibers laminated composites for airframe applications: from coupon level to in-situ diagnosis», *ACE-X2018*, 2018.

[Mareau et al., 2009] C. Mareau, V. Favier, B. Weber et A. Galtier, «Influence of the free surface and the mean stress on the heat dissipation in steels under cyclic loading», *International Journal of Fatigue*, vol. 31, pp. 1407-1412, 2009.

[Masquelier, 2014] I. Masquelier, «Influence de la formulation sur les propriétés en fatigue d'élastomères industriels», *Thèse de doctorat*, 2014.

[Mostofizadeh et al., 2019] P. Mostofizadeh, M. Kadkhodaei, S. Arbab Chirani, L. Saint-Sulpice, M. Rokbani, T. Bouraoui, S. Calloch, «Fatigue analysis of shape memory alloys by self-heating method», *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 156, pp. 329-341, 2019.

[Muller, 2019] L. Muller, «Estimation accélérée des performances en fatigue de matériaux et structures composites thermoplastiques par le suivi de leur auto-échauffement», *Thèse de doctorat, 2019.*

[Munier et al., 2012] R. Munier, C. Doudard, S. Calloch, B. Weber et M. Facchinetti, «Contribution of Kinematical and Thermal Full-field Measurements for Mechanical Properties Identification: Application to High Cycle Fatigue of Steels», *Experimental Mechanics*, vol. 52, pp. 743-756, 2012.

[Munier et al., 2014] R. Munier, C. Doudard, S. Calloch et B. Weber, «Determination of high cycle fatigue properties of a wide range of steel sheet grades from self-heating measurements», *International Journal of Fatigue*, vol. 63, pp. 46-61, 2014.

[Navrátil et al., 2022] L. Navrátil, V. Le Saux, S. Leclercq, N. Carrere et Y. Marco, «Infrared image processing to guide the identification of damage and dissipative mechanisms in 3D layer-to-layer woven composites», *Applied Composite Materials,* vol. 29, pp. 1449-1477, 2022.

[Navrátil, 2021] L. Navrátil, «Apport de l'imagerie qualitative infrarouge pour la caractérisation thermomécanique et le dimensionnement en fatigue de composites tissés 3D», *Thèse de doctorat*, 2021.

[Palumbo et al., 2016] D. Palumbo, R. De Finis, P.G. Demelio, U. Galietti, «A new rapid thermographic method to assess the fatigue limit in GFRP composites», *Composites Part B: Engineering*, vol. 103, pp. 60-67, 2016.

[Passipoularidis et al., 2011] V. Passipoularidis, T. Philippidis et P. Brondsted, «Fatigue life prediction in composites using progressive damage modelling under block and spectrum loading» *International Journal of Fatigue,* vol. 33, pp. 132-144, 2011.

[Poncelet et al., 2010] M. Poncelet, C. Doudard, S. Calloch, B. Weber et F. Hild, «Probabilistic multiscale models and measurements of self-heating under multiaxial high cycle fatigue», *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 58, pp. 578-593, 2010.

[Risitano et La Rosa, 2000] A. Risitano et G. La Rosa, «Thermographic methodology for rapid determination of the fatigue limit of materials and mechanical components», *International Journal of Fatigue*, vol. 22, pp. 65–73, 2000.

[Rocha et al., 2019] I.B.C.M. Rocha, F.P. Van Der Meer, S. Raijmaekers, F. Lahuerta, R.P.L. Nijssen, L.J. Sluys, «Numerical/experimental study of the monotonic and cyclic viscoelastic/viscoplastic/fracture behavior of an epoxy resin», *International Journal of Solids and Structures*, vol. 168, pp. 153-165, 2019.

[Roirand, 2017] Q. Roirand, «Modélisation multiéchelle du comportement et de l'endommagement de composites tissés 3D. Développement d'outils

numériques d'aide à la conception des structures tissées», *Thèse de doctorat*, 2017.

[Roué et al., 2018] V. Roué, D. Doudard, S. Calloch, F Montel, Q. Pujol D'Andrebo et F. Corpace, «Rapid determination of the high cycle fatigue properties of high temperature aeronautical alloys by self-heating measurements», *MATEC Web Conf*, vol. 165, 2018.

[Sendeckyj, 1981] G.P. Sendeckyj, «Fitting models to composite materials fatigue data» *Test methods and design allowables for fibrous composites,* pp. 245-260, 1981.

[Sendeckyj, 1991] G.P. Sendeckyj, «Life prediction for resin-matrix composite materials», *Composite Materials Series*, vol. 4, pp. 431-483, 1991.

[Serrano, 2017] L. Serrano, «Fast prediction of the fatigue behavior of short-fiber reinforced thermoplastics based on heat build-up measurements : application to heterogeneous cases», *Continuum Mechanics and Thermodynamics*, vol. 29, pp. 1113-1133, 2017.

[Sjögren et Berglund, 2000] B.A. Sjögren et L.A. Berglund, «The effects of matrix and interface on damage in GRP cross-ply laminates», *Composites Science and Technology,* vol. 60(1), pp. 9-21, 2000.

[Sørensen et al., 2019] B.F. Sørensen, S. Goutianos, «Micromechanical model for prediction of the fatigue limit for unidirectional fibre composites», *Mechanics of Materials*, vol. 131, pp. 169-187, 2019.

[Sørensen et al., 2021] B.F. Sørensen, S. Goutianos , L.P. Mikkelsen et S. Fæster, «Fatigue damage growth and fatigue life of unidirectional composites», *Composites Science and Technology*, vol. 211, 2021.

[Sørensen, 2017] B.F. Sørensen, «Micromechanical model of the single fiber fragmentation test», *Mechanics of Materials*, vol. 104, pp. 38-48, 2017.

[Sørensen, 2019] B.F. Sørensen, «The critical damage state controlling the tension-tension fatigue life of unidirectional fibre composites», *Composites Science and Technology*, vol. 172, pp. 172-181, 2019.

[Stromeyer, 1914] C. Stromeyer, «The Determination of Fatigue Limits under Alternating Stress Conditions» *Proceedings of the Royal Society A. Mathematical, Physical and Engineering Sciences,* vol. 90, pp. 411-425, 1914.

[Swolfs et al., 2015] Y. Swolfs, R.M. McMeeking, I. Verpoest et L. Gorbatikh, «Matrix cracks around fibre breaks and their effect on stress redistribution and failure development in unidirectional composites», *Composites Science and Technology*, vol. 108, pp. 16-22, 2015.

[Talreja, 2016] R. Talreja, «2 - Fatigue damage mechanisms» *Modeling Damage, Fatigue and Failure of Composite Materials,* pp. 25-40, 2016.

[Vasconcellos et al., 2014] D. Vasconcellos, F. Sarasini, F . Touchard, L. Chocinski-Arnault, M. Pucci, C . Santulli et J. Tirillò, «Fatigue post-impact d'un composite a renfort tisse de fibres de chanvre et matrice epoxy», *Matériaux & Techniques*, vol. 102(3), 2014.

[Vassilopoulos et al., 2011] A. Vassilopoulos, T. Keller, «Fatigue of Fiber-reinforced Composites» *Engineering Materials and Processes,* 2011.

[Weldt, 2014] F.E.B. Weldt, «Calcul à l'echelle méso avec interface non locale des composites stratifiés», *Thèse de doctorat*, 2014.

[Yerramalli et Waas, 2003] C.S. Yerramalli et A.M. Waas, «A failure criterion for fiber reinforced polymer composites under combined compression-torsion loading», *International Journal of Solids and Structures*, vol. 40(5), pp. 1139-1164, 2003.

[Zhao et al., 2022] A. Zhao, J. Xie, Y. Zhao, C. Liu, J. Zhu, G. Qian, S. Wang et Y. Hong, «Fatigue limit evaluation via infrared thermography for a high strength steel with two strength levels», Engineering Fracture Mechanics, vol. 268, 2022.

[Zhao et Takeda, 2000] F.M. Zhao et N. Takeda, «Effect of interfacial adhesion and statistical fiber strength on tensile strength of unidirectional glass fiber-epoxy composites. Part I: experiment results», *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 31(11), pp. 1203-1214, 2000.

COLLEGES SCIENCES
BRETAGNE POUR L'INGENIEUR
LOIRE ET LE NUMERIQUE

ENSTA BRETAGNE

Titre : Influence d'un endommagement initial sur les propriétés à la fatigue des matériaux composites stratifiés : apport des mesures d'auto-échauffement pour évaluer la durée de vie résiduelle

Mots clés : Composite Stratifié, Fatigue, Endommagement, Défaut Synthétique, Auto-Echauffement, Dissipation

Résumé : Cette thèse investigue l'effet d'un endommagement sur la tenue en fatigue d'un composite stratifié de plis tissés 2D et de plis UD.

Des éprouvettes saines ont été fabriquées et certaines ont été endommagées à l'aide d'une machine d'impact. Des observations par tomographie par rayons X montrent que l'impact engendre des délaminages entre les plis tissés 2D et des fissurations matricielles dans les UD. Il a été choisi de générer des éprouvettes à défauts synthétiques à partir de ces observations pour un meilleur contrôle lors de la génération des défauts.

L'ensemble de ces éprouvettes ont ensuite été testées en fatigue. L'approche de Sendeckyj a été utilisée comme critère de fatigue car elle prend en compte la dispersion des essais et permet également de réduire la durée de la campagne d'essais en remplaçant une partie des essais de fatigue par des essais monotones à rupture.

Les campagnes de fatigue étant coûteuses en matériau, en durée d'essai et donc financièrement, l'utilisation du principe d'auto-échauffement a été investigué pour caractériser rapidement la tenue en fatigue du stratifié. Une analyse 0D des essais d'auto-échauffement permet de déterminer une courbe d'auto-échauffement associant la dissipation intrinsèque du matériau à la contrainte appliquée cycliquement.

L'analyse de cette courbe par un modèle simulant une loi de comportement permet de faire le lien avec la fatigue. La visco-élasticité est choisie ici, et une limite d'endurance infinie est estimé à la séparation entre le comportement linéaire et non-linéaire.

Les résultats de l'ensemble de ces essais montrent que les fissurations matricielles dans les parties UD réduisent la durée de vie du matériau contrairement aux délaminages.

Title : Influence of initial damage on the fatigue properties of laminated composite materials: contribution of self-heating measurements to assess residual lifetime

Keywords : Laminate Composite, Fatigue, Damage, Synthetic Defect, Self-Heating, Dissipation

Abstract : This thesis investigates the effect of damage on the fatigue performance of a laminated composite made of 2D woven plies and UD plies.

Healthy specimens were manufactured, and some were damaged using an impact machine. X-ray tomography observations revealed that the impact caused delaminations between the 2D woven plies and UD plies, and matrix cracking in the UD plies. Based on these observations, synthetic defect specimens were generated to better control defect creation.

All specimens were then tested under fatigue loading. To account for test scatter, Sendeckyj's approach was used as a fatigue criterion. This method also helps reduce testing duration by replacing some fatigue tests with monotonic failure tests.

Since fatigue campaigns are costly in terms of material, time, and finances, the self-heating principle was investigated to rapidly characterize the laminate's fatigue resistance. A 0D analysis of self-heating tests enabled the determination of a self-heating curve, linking the material's intrinsic dissipation to the applied cyclic stress.

Analyzing this curve with a behavior model, specifically viscoelasticity, allows a connection with fatigue performance. The transition between linear and nonlinear behavior was used to estimate an infinite endurance limit.

Results show that matrix cracking in the UD sections significantly reduces the material's lifespan, whereas delaminations have little impact.