

ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE
UNIVERSITÉ DU QUÉBEC

RAPPORT DE MÉMOIRE PRÉSENTÉ À
L'ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE

COMME EXIGENCE PARTIELLE
À L'OBTENTION DE LA
MAÎTRISE AVEC MÉMOIRE EN GÉNIE MÉCANIQUE
M. Ing.

PAR
Martin CARDONNE

ÉTUDE EXPLORATOIRE SUR LE COMPORTEMENT EN FATIGUE D'UN
COMPOSITE À RENFORT TISSÉ

MONTRÉAL, LE 12 FÉVRIER 2015

©Tous droits réservés, Martin Cardonne, 2015

©Tous droits réservés

Cette licence signifie qu'il est interdit de reproduire, d'enregistrer ou de diffuser en tout ou en partie, le présent document. Le lecteur qui désire imprimer ou conserver sur un autre média une partie importante de ce document, doit obligatoirement en demander l'autorisation à l'auteur.

PRÉSENTATION DU JURY

CE MÉMOIRE A ÉTÉ ÉVALUÉ

PAR UN JURY COMPOSÉ DE :

M. Anh Dung Ngô, directeur de mémoire
Département de génie mécanique à l'École de technologie supérieure

Mme Martine Dubé, codirectrice de mémoire
Département de génie mécanique à l'École de technologie supérieure

M. Simon Joncas, président du jury
Département de génie de la production automatisée à l'École de technologie supérieure

M. Tan Pham, membre du jury
Département de génie mécanique à l'École de technologie supérieure

IL A FAIT L'OBJET D'UNE SOUTENANCE DEVANT JURY ET PUBLIC

LE 27 JANVIER 2015

À L'ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE

REMERCIEMENTS

Je tiens tout d'abord à remercier mon directeur, M. Ang Dung Ngô, ainsi que ma codirectrice, Mme Martine Dubé, pour m'avoir permis de travailler sur un projet de recherche d'une telle envergure. Les embûches ont été nombreuses, mais avec leur soutien et leurs conseils la complétion de ce travail m'est apparue atteignable.

J'aimerais également remercier les membres de l'équipe de recherche du projet COMP407, Salmane, Mohammed, Nassim, Marc-Claudel et en particulier M. Pierre-Luc Vachon, pour leur collaboration et leur aide. Je tiens à souligner aussi le support des techniciens du département de génie mécanique qui sont prêts à nous faire bénéficier de leurs compétences et savoir-faire. Un merci spécial pour Serge qui m'a apporté plusieurs solutions pour l'installation des montages et leurs fonctionnements sans problème. Je me dois également de souligner la compagnie de mes collègues de bureau, Patrice, Thibault, Romain, Raphaël, qui ont rendu très agréable le temps passé par des discussions aminées et enjouées.

Finalement, je ne peux passer sous silences le support de l'ensemble de ma famille qui m'a soutenu dans l'aventure de la recherche et m'a encouragé dans mes travaux. Enfin, je dois un merci infiniment grand à ma copine Yolaine et à notre petit bonhomme Léon, vos sourires ont su illuminer les journées les plus grises. Vos yeux pleins de tendresse et d'attente m'ont donné la force d'être un meilleur moi. MERCI!

ÉTUDE EXPLORATOIRE SUR LE COMPORTEMENT EN FATIGUE D'UN COMPOSITE À RENFORT TISSÉ

Martin CARDONNE

RÉSUMÉ

L'utilisation grandissante des matériaux composites dans l'industrie aéronautique amène plusieurs défis. Par exemple, le comportement en fatigue des composites exposés aux conditions environnementales expérimentées par un aéronef est encore mal compris. Ce travail s'insère dans un vaste projet de recherche CRIAQ sur le seuil de propagation du délaminage dans un stratifié composé de fibres de carbone tissées à armure toile (plain weave) et d'une matrice époxy thermodynamiquement instable incluant un défaut interne. Plus spécifiquement, le présent travail comporte quatre objectifs, soit : la conception, fabrication et validation des montages de tension-compression et de flexion complètement renversée, déterminer les protocoles de tests, quantifier l'effet d'une haute température sur la durée de vie en fatigue sur les éprouvettes chargées en tension-tension et quantifier à température ambiante la durée de vie en fatigue des éprouvettes chargées en flexion complètement renversée.

Des tests de tension quasi-statique et de fatigue en tension-tension ont été effectués à haute température. Les résultats en tension quasi-statique indiquent une légère diminution de la résistance du composite à haute température. De plus, la rupture des éprouvettes ne passe pas nécessairement par le défaut interne. Le critère de défaillance en fatigue tension-tension a été établi, correspondant au moment où le défaut interne commence à se propager. Il a été établi que le défaut commence à se propager lorsqu'il y a une augmentation de déformation de 5% après la déformation initiale de l'éprouvette. Une diminution de la durée de vie en fatigue a été observée à haute température pour les essais en tension-tension pour une même contrainte appliquée par rapport à la température ambiante. Une équation a été développée permettant d'interpoler la durée de vie d'une éprouvette pour une température entre la température ambiante et la haute température.

Lors des tests préliminaires, un désalignement de la machine MTS entraînant un flambement de l'éprouvette n'a pas permis la validation du montage tension-compression.

Le montage de flexion complètement renversée fonctionne comme prévu, mais des modifications ont été nécessaires pour réduire le temps d'installation des éprouvettes. Les tests de flexion quasi-statique et de flexion complètement renversée se sont déroulés à température ambiante. En flexion quasi-statique, les éprouvettes ont toutes brisé au niveau du rouleau de chargement. Des observations microscopiques en surface permettent de supposer que les fissures suivent le motif du tissu. En fatigue, la fréquence cible n'a pu être atteinte à cause de la flexibilité des éprouvettes et des équipements disponibles. Une fréquence plus faible a donc été utilisée pour compléter les essais de fatigue. Le critère de défaillance n'a pas été défini, car le défaut artificiel ne s'est pas propagé. Une zone d'endommagement plus grosse que la surface de contact des rouleaux, sous forme de délamination des premiers plis, a été observée. À 55% de la charge maximale à la rupture, une fissure en surface et des bris de fibres à l'intérieur de

la fissure ont été constatés. Ces observations suggèrent que l'endommagement près de la surface n'a pas comme seul facteur la pression des rouleaux de chargement.

Mots-clés : Matériau composite, défaut, fatigue, haute température, tension-tension, flexion complètement renversée.

EXPLORATORY STUDY ON THE FATIGUE BEHAVIOR OF COMPOSITE WITH WOVEN REINFORCEMENT

Martin CARDONNE

ABSTRACT

The growing trend in the aerospace industry to use composite material brings some interesting challenges. For example, the fatigue behaviours of composite that are exposed to the environmental conditions of an airplane are not well understood. This paper is part of a larger CRIAQ project on the flaw growth thresholds in a plain weave carbon fibre and thermoset epoxy composite with embedded internal flaw. Specifically, the present work has four objectives: designing, fabrication and validation of the tension-compression and fully reversed bending tests apparatus, determining tests protocols, quantify the effect of high temperature on the fatigue life in tension-tension and quantify at room temperature the fatigue life in fully reversed bending.

Quasi-static tension and tension-tension fatigue tests were performed at high temperature. The results in quasi-static testing indicate that there is a small reduction of the maximum strength at high temperature. Furthermore, the specimen fracture doesn't necessarily go through the imbedded flaw. The fatigue failure criterion was defined to be the start of propagation of the imbedded flaw. At high temperature, it was determined that the flaw starts to propagate when there's an increase of 5% of deformation calculated after the initial deformation. There's a fatigue life reduction in fatigue tension-tension at same applied load compared to room temperature. An equation was developed to interpolate specimen fatigue life for a temperature between room and high temperature.

During preliminary tests, misalignment on the MTS test bench lead to specimen buckling. Thus, tension-compression test apparatus was not validated.

The fully reversed bending test apparatus works as intended, but needed some modifications to reduce specimen installation time. Next, quasi-static bending and fully reversed fatigue bending tests were done at room temperature. In quasi-static bending, the specimen all broke at the loading nose. Surface microscopy suggests that cracks follow the plain weave pattern. In fatigue, the test frequency target was not met because of the specimen flexibility and available test equipments. A much lower test frequency was used to complete the task. Failure criterion was not defined in fully reversed bending since the flaw did not propagate. The damage found, as delamination of the first plies, is larger than the loading nose contact area. At 55% of the bending strength, a surface crack and fibres breakage inside the crack was found. These observations suggest that the loading nose pressure is not the only factor causing the delamination.

Keywords: Composite materials, flaw, fatigue, high temperature, tension-tension, fully reversed bending.

TABLE DES MATIÈRES

	Page
INTRODUCTION	1
CHAPITRE 1 REVUE DE LA LITTÉRATURE	5
1.1 Stratifié carbone-époxy à armure toile.....	5
1.2 Fatigue des composites	6
1.3 Composite avec un défaut.....	9
1.4 Effets de la haute température sur les composites	10
1.4.1 Effets de la haute température sur la fibre	11
1.4.2 Effets de la haute température sur la matrice.....	11
1.4.3 Effets de la haute température sur l'interface	13
1.4.4 Effets de la température sur l'endommagement du composite	15
1.4.4.1 Propriétés mécaniques du composite à haute température	15
1.4.4.2 Rupture du composite à haute température.....	19
1.4.4.3 Endommagement, délamination et fissuration du composite à haute température	24
1.5 Montages.....	31
1.5.1 Tension-compression	31
1.5.2 Flexion complètement renversée	35
1.6 Conclusion	38
CHAPITRE 2 ÉQUIPEMENTS DE TESTS.....	39
2.1 Montage pour essai de tension-compression	39
2.1.1 Validation, ajustement et modifications	44
2.2 Montage pour test de flexion	50
2.2.1 Validation, ajustements et modifications.....	52
CHAPITRE 3 DÉMARCHE EXPÉRIMENTALE	57
3.1 Approche expérimentale	57
3.2 Matériau des éprouvettes	57
3.3 Dimensions des éprouvettes.....	58
3.4 Les essais mécaniques.....	59
3.5 Conditionnement.....	61
3.6 Critère de défaillance	61
3.7 Inspection	63
3.7.1 Inspection ultrasonore	63
3.7.2 Inspection par rayon X.....	67
3.7.3 Inspection par coupe et micrographie	69
CHAPITRE 4 RÉSULTATS ET INTERPRÉTATION	71
4.1 Essais quasi-statiques en tension à HT	71
4.2 Essais de fatigue tension-tension à HT	76

4.3	Essais de flexion quasi-statiques à TA.....	94
4.4	Essais de flexion complètement renversée en fatigue.....	97
4.4.1	Endommagement des éprouvettes en fatigue.....	98
	CONCLUSION.....	107
	RECOMMANDATIONS	109
ANNEXE I	MATÉRIAUX DE CYTEC	111
ANNEXE II	CHAMBRE ATMOSPHÉRIQUE	119
ANNEXE III	INSTALLATION DES ÉPROUVENTES ET PRÉCAUTIONS	123
	Essais tension et tension-tension.....	123
	Essais de tension-compression.....	123
	Essais de flexion quasi-statiques et en fatigue	124
ANNEXE IV	PARAMÈTRES DU C-SCAN.....	125
ANNEXE V	ÉQUATION D'INTERPOLATION	127
	APPENDICES	129
	LISTE DE RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES	131

LISTE DES TABLEAUX

	Page
Tableau 3-1	Plan de test.....
Tableau 3-2	Utilisation des éprouvettes.....
Tableau 4-1	Résultats des essais quasi-statiques en tension à HT
Tableau 4-2	Résultats des essais quasi-statiques en tension à TA
Tableau 4-3	Résultats des essais de fatigue à HT en T-T
Tableau 4-4	Équations de la courbe S-N à HT et ajustement R ²
Tableau 4-5	Résultats des essais quasi-statiques en flexion à TA
Tableau 4-6	Conditions de chargement des tests en flexion complètement renversée à TA

LISTE DES FIGURES

	Page
Figure 1-1 Armure toile	5
Figure 1-2 Courbes S-N pour différents matériaux où % UTS est le ratio entre le chargement et la limite ultime en tension du matériau	7
Figure 1-3 Courbe S-N et courbe de résistance résiduelle Figure tirée de Payan (2004).....	8
Figure 1-4 Courbe d'endommagement et de dégradation du module d'Young en fatigue où la dégradation du module est le module à N cycles sur le module quasi-statique Figure tirée de Naik (2003)	9
Figure 1-5 Courbe S-N normalisée pour des éprouvettes de fibres de verre / époxy avec et sans défaut Figure tirée de Sims (2003).....	10
Figure 1-6 Propriétés viscoélastiques d'un époxy avec des bandes de confiance de 95% Figure tirée de Zaragoza et al. (2013).....	12
Figure 1-7 Courbe S-N à différentes températures pour un composite à renfort tissé de fibre de verre / époxy en T-T avec un taux de chargement constant Figure tirée de (Sims, 2003)	17
Figure 1-8 Rupture à TA en tension quasi-statique Figure tirée de Kawai et Taniguchi (2006)	21
Figure 1-9 Rupture à 100°C en tension quasi-statique Figure tirée de Kawai et Taniguchi (2006).....	22
Figure 1-10 Rupture à TA en fatigue T-T f=10Hz R=0,1 Figure tirée de Kawai et Taniguchi (2006).....	23
Figure 1-11 Endommagement par rapport au nombre de cycles à différentes températures en T-T R=0 Figure tirée de Mivehchi et Varvani-Farahani (2010).....	24
Figure 1-12 Phases de dégradation du module d'élasticité d'un composite de fibre de carbone à armure toile [0,0,45,-45] _s à 0°C en T-T R=0,1 Figure tirée de Khan et al. (2002)	25
Figure 1-13 Représentation schématique de l'endommagement durant la vie en fatigue d'un composite de fibre de carbone à armure toile [0] ₈ en T-T R=0,1 Figure tirée de Khan et al. (2002).....	27

Figure 1-14 Surface de rupture sur un composite à armure satin chargé en fatigue T-T f=5Hz R=0,1 60%UTS : (a) à TA et (b) à 105°C Figure tirée de Selezneva et al. (2011)	29
Figure 1-15 Flambage des fibres en compression Figure tirée de Carlsson, Adams et Pipes (2003).....	32
Figure 1-16 Montage de T-C Figure tirée de Curtis (1988).....	33
Figure 1-17 Montage de T-C Figure tirée de Himmel et Bach (2006)	34
Figure 1-18 Montage de T-C Figure tirée de Strauch, Rachau et Koudela (2008).....	35
Figure 1-19 Montage de flexion Figure tirée de Osborn et McGarry (1992)	36
Figure 1-20 Montage de flexion Figure tirée de De Baere, Van Paepegem et Degrieck (2008)	37
Figure 1-21 Montage de flexion Figure tirée de De Baere, Van Paepegem et Degrieck (2009)	38
Figure 2-1 Itération du montage T-C	40
Figure 2-2 Itération du montage T-C	40
Figure 2-3 Principe du montage de tension-compression :A) Position initiale, B) Premier mode de flambage, C) Deuxième mode de flambage, D) Montage (rouge) et espace libre (flèche verte)	41
Figure 2-4 Montage de tension-compression A) cales d'espacement, B) fenêtre d'inspection, C) Ressorts, D) cales de montage, E) espace libre	42
Figure 2-5 Montage tension-compression: billes pour réduire la friction	43
Figure 2-6 Test préliminaire en compression quasi-statique sur le montage T-C: résultats avec les modifications apportées	44
Figure 2-7 Rupture de l'éprouvette PNL26-SPC1 en compression quasi-statique avec montage TC à TA: flèche rouge montre l'amorce de la fissure, flèches jaunes montrent la marque du montage	45
Figure 2-8 Micrographie de la rupture en compression quasi-statique avec montage TC à TA	46
Figure 2-9 Mouvement du mors fixe sur machine MTS – premier test.....	47
Figure 2-10 Mouvement du mors fixe sur machine MTS – stabilisation	48

Figure 2-11 Désalignement des mors au repos	49
Figure 2-12 Principe du montage de flexion avec rotation des appuis	50
Figure 2-13 Itération de montage de flexion à quatre points	51
Figure 2-14 Montage de flexion complètement renversée A) support rotatif, B) support qui transmet le mouvement machine, C) vis pour bloquer la rotation, D) guide pour ajustement, E) ajustement de portée	52
Figure 2-15 Modification du porte-rouleau A) vis-guide, B) support rotatif, C) porte-rouleau, D) rouleau	54
Figure 2-16 Schéma du mouvement de l'éprouvette en flexion complètement renversée, A) éprouvette, B) rouleaux, flèches rouges : mouvement lors de l'essai	55
Figure 2-17 Système anti-mouvement en tôle d'aluminium.....	56
Figure 3-1 Dimensions des éprouvettes et positionnement du défaut, (a) pour tension, (b) pour flexion	58
Figure 3-2 Position du défaut entre les plis -45° et 90°.....	59
Figure 3-3 Principe de détermination du critère de défaillance sur un graphique typique de déformation par rapport au nombre de cycles.....	62
Figure 3-4 Éprouvette après fatigue à 68% CUS en T-T à TA et critère de 5% avec sonde V309 à 5MHZ : écho d'épaisseur	65
Figure 3-5 Éprouvette après fatigue à 68% CUS en T-T à TA et critère de 5% avec sonde V309 à 5MHZ : écho de dessous	65
Figure 3-6 Éprouvette après fatigue à 68% CUS en T-T à TA et critère de 10% avec sonde V309 à 5MHZ	66
Figure 3-7 Éprouvette testée en flexion complètement renversée en fatigue à 40% CUS à TA f=2,25 Hz R=-1 avec sonde V309 à 5MHZ	67
Figure 3-8 Inspection par rayon X - avant et après chargement en fatigue à 68% CUS en T-T à TA et critère de 10 %.....	68
Figure 3-9 Inspection d'une délamination sur un microprocesseur: à gauche par microscopie acoustique, à droite par radiographie Figure tirée de Barth, Schubert et Koehler (2008)	68
Figure 3-10 Coupe pour micrographie, éprouvette en T-T	70

Figure 3-11 Coupe pour micrographie, éprouvette en flexion complètement renversée.....	70
Figure 4-1 Rupture en tension à TA: ne passe pas toujours par le défaut	73
Figure 4-2 Rupture en tension à HT: ne passe pas toujours par le défaut	74
Figure 4-3 C-scan après chargement quasi-statique jusqu'à 68% CUS avec sonde V309 à 5MHZ : pas de propagation du défaut	74
Figure 4-4 Courbes de contrainte-déformation en tension quasi-statique à TA et à HT	75
Figure 4-5 Propagation autour du défaut des éprouvettes ayant atteint la limite de durée de vie à HT avec sonde V309 à 5MHZ : A) éprouvette PNL80-SPC1, B) éprouvette PNL113-SPC4, C) critère de défaillance de 5% à HT	78
Figure 4-6 Éprouvette après fatigue T-T à TA et critère de 5% avec sonde V309 à 5MHZ.	79
Figure 4-7 Éprouvette après fatigue T-T à TA et critère de 10% avec sonde V309 à 5MHZ	79
Figure 4-8 Éprouvette après fatigue T-T à TA et critère de 15% avec sonde V309 à 5MHZ	80
Figure 4-9 Position des coupes sur C-scan, éprouvette fatigue T-T à TA et critère de 15% avec sonde V309 à 5MHZ	80
Figure 4-10 Fatigue T-T à TA et critère 15% agrandissement 50X, coupe 3A, (a)	81
Figure 4-11 Fatigue T-T à TA et critère 15% agrandissement 50X, coupe 3A, (b)	81
Figure 4-12 Fatigue T-T à TA et critère 15% agrandissement 50X, coupe 3B, (c).....	82
Figure 4-13 Fatigue T-T à TA et critère 15% agrandissement 50X, coupe 3B, (d)	82
Figure 4-14 Fatigue T-T à TA et critère 15% agrandissement 50X, coupe 4A, (e)	83
Figure 4-15 Fatigue T-T à TA et critère 15% agrandissement 50X, coupe 4A, (f).....	83
Figure 4-16 Fatigue T-T à TA et critère 15% agrandissement 50X, coupe 4B, (g)	83
Figure 4-17 Position des défauts sur l'éprouvette testée avec un critère de 15%, basée sur les Figure 4-10 à Figure 4-16	84
Figure 4-18 Position des coupes sur C-scan, fatigue T-T à TA et critère 10% avec sonde V309 à 5MHZ	85
Figure 4-19 Fatigue T-T à TA et critère 10% agrandissement 50X, coupe 3B, (h)	85

Figure 4-20 Fatigue T-T à TA et critère 10% agrandissement 50X, coupe 3B, (i)	86
Figure 4-21 Fatigue T-T à TA et critère 10% agrandissement 50X, coupe 4A, (j)	86
Figure 4-22 Fatigue T-T à TA et critère 10% agrandissement 50X, coupe 4A, (k)	87
Figure 4-23 Fatigue T-T à TA et critère 10% agrandissement 50X, coupe 4B, (l)	87
Figure 4-24 Fatigue T-T à TA et critère 10% agrandissement 50X, coupe 4B, (m)	88
Figure 4-25 Position des défauts sur l'éprouvette testée avec un critère de 10%, basée sur les Figure 4-19 à Figure 4-24	90
Figure 4-26 Éprouvette après fatigue T-T à HT et critère de 5% avec sonde V309 à 5MHZ	91
Figure 4-27 Courbes S-N à TA et HT sur un graphique semi-log.....	92
Figure 4-28 Courbe %CUS par rapport à la durée de vie à TA et HT sur graphique semi-log	94
Figure 4-29 Rupture en flexion quasi-statique à TA agrandissement 8X.....	96
Figure 4-30 Rupture en flexion quasi-statique à TA agrandissement 8X, côté compression	96
Figure 4-31 Chargement de 30% CUS en flexion complètement renversée à TA agrandissement 50X - fissures transversales.....	98
Figure 4-32 Chargement de 40% CUS en flexion complètement renversée à TA agrandissement 8X - endommagement en surface : délamination (flèches bleues), marque du rouleau (flèche orange).....	99
Figure 4-33 Chargement de 40% CUS en flexion complètement renversée à TA avec sonde V309 à 5MHZ - inspection ultrasonore : défaut (flèche bleue), position du rouleau (points oranges).....	100
Figure 4-34 Chargement de 40% CUS en flexion complètement renversée à TA agrandissement 50X- micrographie du défaut : A) fissures transversales au bout du défaut, B) décollement du défaut, C) pas de propagation.....	101
Figure 4-35 Chargement de 40% CUS en flexion complètement renversée à TA agrandissement 50X – micrographie de la délamination près de la surface	101
Figure 4-36 Chargement de 55% CUS en flexion complètement renversée à TA agrandissement 8X - endommagement en surface, fissure (flèches bleues) et marque du rouleau (flèche orange)	102

Figure 4-37 Chargement de 55% CUS en flexion complètement renversée à TA agrandissement 75X – observation des bris de fibres sur le fond de la fissure de surface.....	103
Figure 4-38 Chargement de 55% CUS en flexion complètement renversée à TA avec sonde V309 à 5MHZ - inspection ultrasonore : défaut (flèche bleue)	104
Figure 4-39 Chargement de 55% CUS en flexion complètement renversée à TA agrandissement 75X – micrographie de la délamination près de la surface	105
Figure A II-1 Prototype de la chambre atmosphérique.....	120
Figure A II-2 Installation complète.....	121

LISTE DES ABRÉVIATIONS, SIGLES ET ACRONYMES

BMI	Bismaléimide
Courbe S-N	Courbe de vie en fatigue contrainte-nombre de cycle
CUS	Charge ultime à la rupture en statique
DCB	« Double cantilever beam test»
ENF	« End-notched flexural test »
G	« Critical strain-energy release rate »
G_I	« Critical strain-energy release rate » en mode I
G_{II}	« Critical strain-energy release rate » en mode II
HT	Température élevée
MMB	« Mixed mode bending test»
PAN	Polyacrylonitrile
TA	Température ambiante
T-C	Tension-compression
T_g	Température de transition vitreuse
TMP	Triméthylolpropane
T-T	Tension-tension
UTS	Charge ultime à la rupture en tension – « Ultimate Tensile Strength »

LISTE DES SYMBOLES ET UNITÉS DE MESURE

GPa	GigaPascal
Hz	Hertz
kN	Kilonewton
MHz	Mégahertz
MPa	MégaPascal
mm	Millimètre
N	Newton
°C	Degré Celsius
°F	Degré Fahrenheit
°K	Degré Kelvin

INTRODUCTION

L'augmentation du coût du carburant et les pressions que l'industrie aéronautique subit pour rendre ses appareils plus écologiques la poussent à réduire le poids des avions. Les composites renforcés de fibres ayant une bonne résistance par rapport à leur poids et des performances accrues en fatigue (Chen et Harris, 1993), les ingénieurs se sont tournés vers ces matériaux comme une solution de remplacement aux matériaux métalliques. Par exemple, le Airbus A350 et le Boeing 787 Dreamliner sont constitués de divers composites, dont des composites de fibre de carbone, pour plus de 50% du poids structural des appareils (Michaels, 2013).

Durant la conception des structures aéronautique, il est crucial de mieux comprendre la réponse des composites en fatigue (Chen et Harris, 1993). D'abord, parce que ces structures sont soumises à différents types de chargements cycliques en raison des manœuvres des appareils et des cycles de pression, mais aussi à cause de la diminution des propriétés mécaniques des composites dus à la fatigue. De même, les ingénieurs et concepteurs doivent prendre en considération les conditions environnementales, notamment la température et l'humidité (Gibson, 2007), puisqu'elles diminuent également les propriétés mécaniques et peuvent changer les modes d'endommagement.

C'est pourquoi cette étude scientifique prend en considération les conditions d'opération sur une structure en composite à renfort tissé comportant un défaut de fabrication interne. D'ailleurs, la littérature actuelle relate peu d'expériences améliorant les connaissances sur la fatigue des composites à renforts tissés avec un défaut interne.

PROBLÉMATIQUE

La présente recherche fait partie d'un vaste projet CRIAQ sur le seuil de propagation du délamination dans un stratifié composé de fibre de carbone tissée à armure toile (plain weave)

et d'une matrice époxy thermodurcissable incluant un défaut interne. Le projet regroupe trois entreprises aéronautiques (Bell Helicopter Textron Canada, Bombardier Aéronautique et L-3 Communications Mas (Canada)), quatre universités (ÉTS, Université de Sherbrooke, Université Concordia et Université de Moncton) où participent plusieurs étudiants aux cycles supérieurs. Cette recherche expérimentale s'insère dans le projet comme étant des travaux exploratoires traitant de plusieurs volets de l'étude globale. Le projet comprend des essais sur des éprouvettes hors normes en tension-tension, en tension-compression et en flexion complètement renversée à plusieurs températures et humidités non ambiantes. Ces données seront par la suite utilisées pour élaborer un modèle informatique et analytique.

Les pièces en matériaux composites comportent souvent la présence de défauts non souhaités, qui proviennent du procédé de fabrication ou d'un endommagement subséquent. Tout d'abord, afin d'examiner l'influence d'un défaut sur le comportement en fatigue du matériau étudié, des éprouvettes stratifiées incluant un défaut artificiel sont utilisées dans cette recherche. Par ailleurs, les dimensions hors normes des éprouvettes sont définies afin d'éviter que les effets de bord affectent le défaut. Finalement, les facteurs influençant le comportement en fatigue du matériau étudié, comme la température, le taux d'humidité et les types de chargements seront également inclus dans cette étude.

OBJECTIFS

Les objectifs spécifiques du projet sont :

- Concevoir, fabriquer et valider les montages permettant l'application de différents types de chargement cyclique, tels que la tension-compression (T-C) et la flexion complètement renversée, aux éprouvettes;
- Déterminer les protocoles expérimentaux, incluant le critère de défaillance pour chaque type de chargement;
- Quantifier l'effet d'une haute température (HT) sur la durée de vie en fatigue d'un stratifié tissé carbone-époxy avec un défaut interne chargé en tension-tension (T-T);

- Déterminer expérimentalement la durée de vie en fatigue d'un stratifié tissé carbone-époxy comprenant un défaut interne chargé en flexion complètement renversée à température ambiante (TA).

Le présent mémoire est divisé en quatre chapitres. Une revue de la littérature est présentée au premier chapitre. Le deuxième chapitre porte sur la conception, la fabrication et la validation des montages d'essais mécaniques. Le troisième chapitre décrit la méthode expérimentale employée pour les essais. Il inclut une description du matériau, les essais effectués, le nombre d'éprouvettes par test, le conditionnement des éprouvettes et finalement le critère de défaillance et les inspections réalisées. Le quatrième chapitre présente les résultats des expérimentations selon les différents types de chargement et de conditions environnementales.

CHAPITRE 1

REVUE DE LA LITTÉRATURE

La revue de la littérature couvre les aspects liés à chacun des objectifs. Le matériau sera d'abord traité incluant le stratifié dans son ensemble, la matrice et le tissu. Les phénomènes physiques reliés à la fatigue seront ensuite abordés puis les propriétés d'un stratifié comportant un défaut (trou, discontinuité, défaut interne) seront discutées. Enfin, les effets de la HT sur le comportement mécanique du composite seront analysés et une discussion sur les différents montages d'essais mécaniques utilisés dans les écrits scientifiques conclura cette section.

1.1 Stratifié carbone-époxy à armure toile

L'architecture à armure toile (plain weave) (Figure 1-1), également appelé taffetas lorsque fabriqué avec de la soie, est l'un des tissus les plus populaires. De plus, le faible coût d'utilisation, une meilleure stabilité dimensionnelle et une meilleure résistance à l'impact par rapport aux composites faits de fibres unidirectionnelles (Naik, 1993) font des composites tissés des matériaux de choix. L'armure toile est constituée de fibres à 0° (fils de chaîne) et de fibres à 90° (fils de trame) dans la même proportion. Les fibres passent successivement sous puis sur la fibre tissée dans l'autre direction. Les propriétés sont égales dans les deux directions.

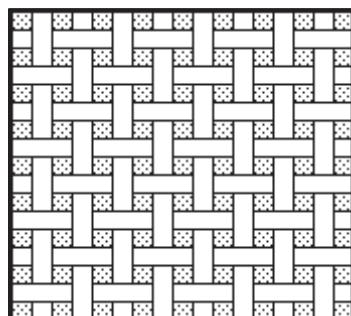


Figure 1-1 Armure toile

Les propriétés axiales d'un composite tissé sont en général plus faibles que celles d'un composite unidirectionnel. La raison principale est l'ondulation des fibres lorsqu'elles sont tissées (Mallick, 2008). En tension, les fibres veulent se redresser ce qui crée de grandes contraintes dans les fibres perpendiculaires et dans la matrice. En compression, les fibres sont déjà courbées ce qui rend le flambage plus aisé. Le mode de rupture principale des tissés est la délamination. La résistance à la délamination est plus grande que pour les composites unidirectionnels. Elle est attribuable à la surface de rupture rugueuse causée par les ondulations et au manque d'imbrication des tissés entre chaque pli qui crée des zones de résine permettant une plus grande déformation (Greenhalgh, Hiley et Meeks, 2009; Kim et Sham, 2000).

1.2 Fatigue des composites

« La perception des phénomènes de fatigue pour un ingénieur est si étroitement liée au comportement des matériaux métalliques homogènes isotropes qu'il y a souvent une tendance à traiter les composites de la même façon que les métaux. » (Harris, 2003). La fatigue des métaux et la fracture subséquente proviennent couramment d'un point unique d'initiation. Il est relativement facile de le trouver puisque la surface de fracture porte des marques concentriques comme sur une plage (beach marks). Contrairement aux métaux, les composites sont hétérogènes et anisotropes. Leur endommagement se fait de façon généralisée sur l'ensemble de l'éprouvette. Rarement trouve-t-on une seule fissure macroscopique entraînant la défaillance totale du composite. Les propriétés en fatigue des matériaux composites dépendent de l'interaction complexe entre les propriétés mécaniques de la matrice et des fibres, ainsi que de la résistance de l'interface entre les constituants. Également, l'humidité (Shen et Springer, 1977), la température (Khan, 2000) et la fréquence du chargement (Al-Hmouz, 1997) influencent ces propriétés en fatigue.

Pour représenter le comportement en fatigue des composites, les scientifiques utilisent souvent une courbe du chargement en fonction du nombre de cycles (courbe S-N). Elle est différente pour les composites de celle obtenue pour les aciers. Elle s'apparente plus à celle d'un alliage d'aluminium, en ce sens que ces deux matériaux ne présentent pas de limite

d'endurance. Dans plusieurs cas, la courbe de fatigue sur un graphique de la charge ultime en tension à la rupture (UTS) sur le logarithme de la vie en fatigue d'un composite ressemble à une ligne droite (Figure 1-2).

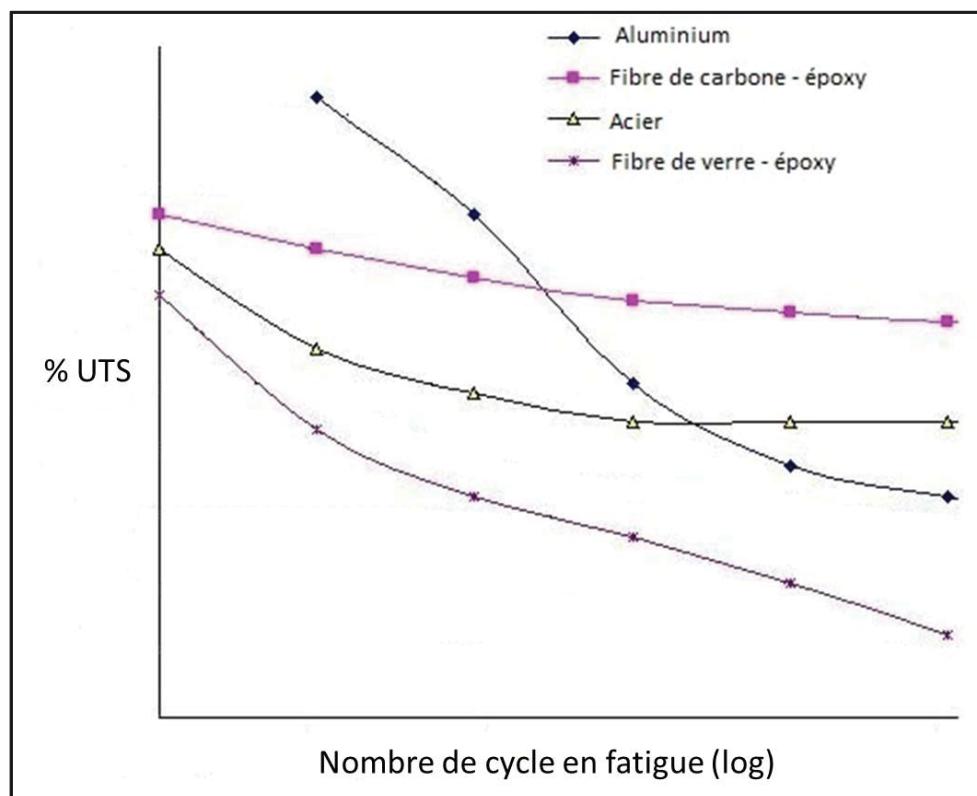


Figure 1-2 Courbes S-N pour différents matériaux
où % UTS est le ratio entre le chargement
et la limite ultime en tension du matériau

Pour suivre et caractériser l'endommagement, il est possible d'en mesurer le niveau par la résistance résiduelle du composite. Cette résistance est obtenue à l'aide d'un essai mécanique quasi-statique fait après un certain nombre de cycles de fatigue puisque le dernier cycle avant la rupture d'un échantillon est assimilable à un essai de traction (Payan, 2004). Sur la Figure 1-3, il est possible de voir trois courbes de résistances résiduelles sur la courbe S-N. À un nombre de cycles N (N_1, N_2, N_3) un essai quasi-statique est effectué, le résultat est la contrainte résiduelle S (S_1, S_2, S_3).

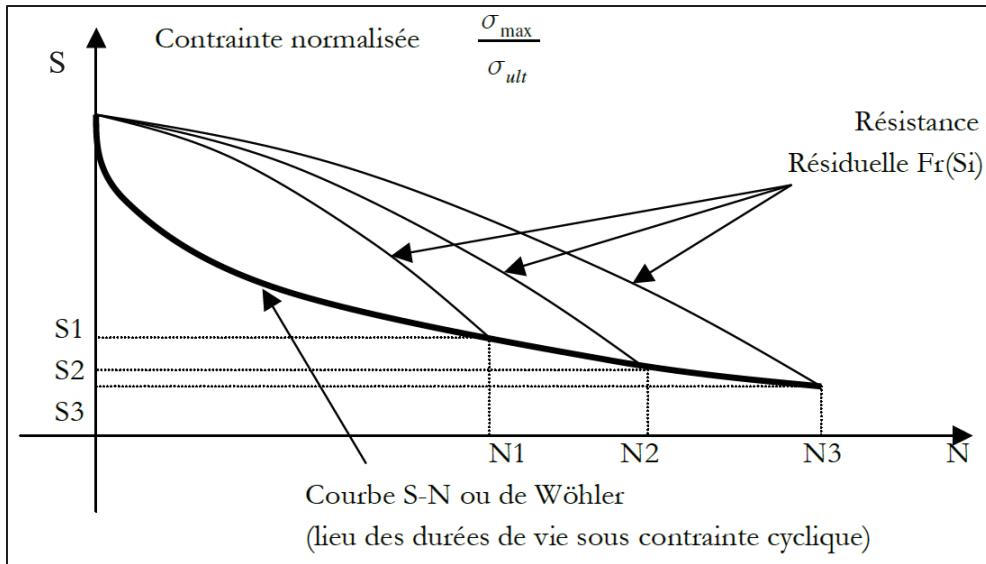


Figure 1-3 Courbe S-N et courbe de résistance résiduelle
 Figure tirée de Payan (2004)

Un autre moyen pour évaluer l'endommagement est par une évaluation de la rigidité du matériau. Le module d'élasticité est mesuré par la déformation instantanée du matériau. La Figure 1-4 montre la relation entre le pourcentage de vie en fatigue (où 100% est la rupture de l'échantillon) et l'endommagement ainsi que le module d'élasticité. Il est possible de remarquer une chute rapide du module ainsi qu'une grande augmentation de l'endommagement tôt dans la vie en fatigue. On remarque également par la suite une augmentation de l'endommagement et une diminution du module plus faible et relativement constante pratiquement jusqu'à la fin de la vie en fatigue de l'éprouvette. Cette perte de module se traduit par une augmentation de la déformation. La mesure de déformation instantanée sur l'éprouvette peut s'effectuer durant le test de fatigue à l'aide de jauge de déformation ou autre système de mesure comme la corrélation d'images. Cette méthode d'évaluation est avantageuse lorsque beaucoup de tests de fatigue sont effectués.

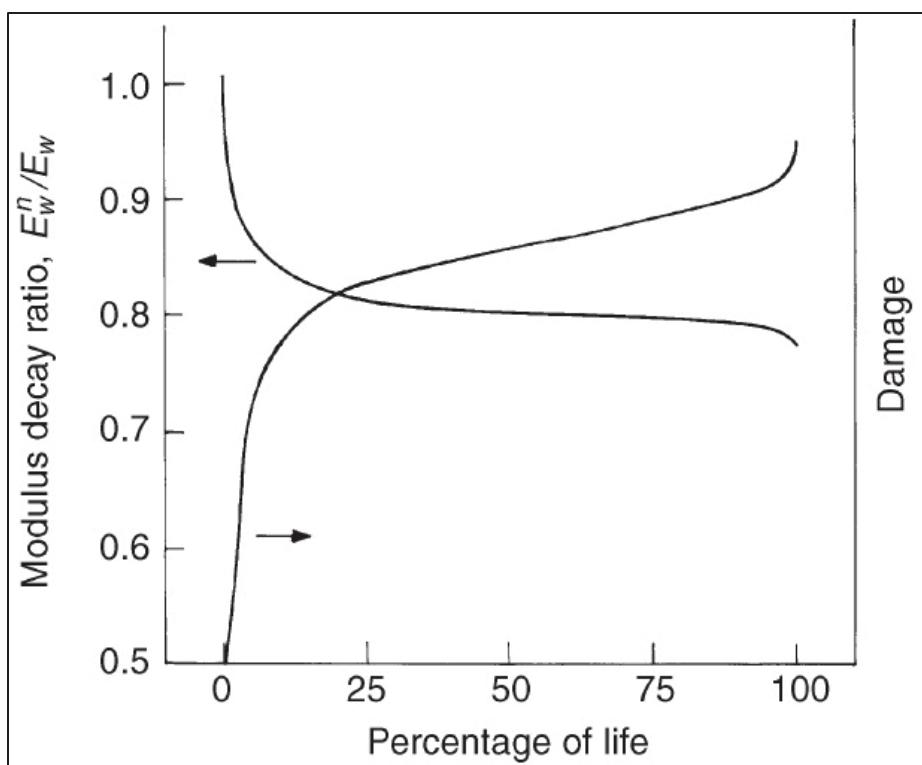


Figure 1-4 Courbe d'endommagement et de dégradation du module d'Young en fatigue où la dégradation du module est le module à N cycles sur le module quasi-statique
Figure tirée de Naik (2003)

1.3 Composite avec un défaut

Il est connu aujourd’hui que les métaux sont très sensibles aux entailles et défauts et que la limite d’endurance d’un métal endommagé est grandement diminuée par rapport à la limite d’endurance d’un métal sain (Bathias, 2006). Les matériaux composites se comportent différemment. Il est rapporté qu’il n’y a pas de dégradation supplémentaire sur les propriétés en fatigue causée par une entaille ou un trou, autre que la diminution initiale de la résistance ultime en tension (Sims, 2003). Il est possible de constater sur la Figure 1-5 que les éprouvettes de fibres de verre et époxy avec et sans défaut et testés en fatigue T-T se retrouvent sur une même courbe lorsque normalisée par rapport à leur limite ultime. Cependant, bien que les composites soient moins sensibles que les métaux aux défauts et aux discontinuités, il faut faire

attention aux composantes de chargements en compression qui favorise l'endommagement sous forme de délamination (Bathias, 2006).

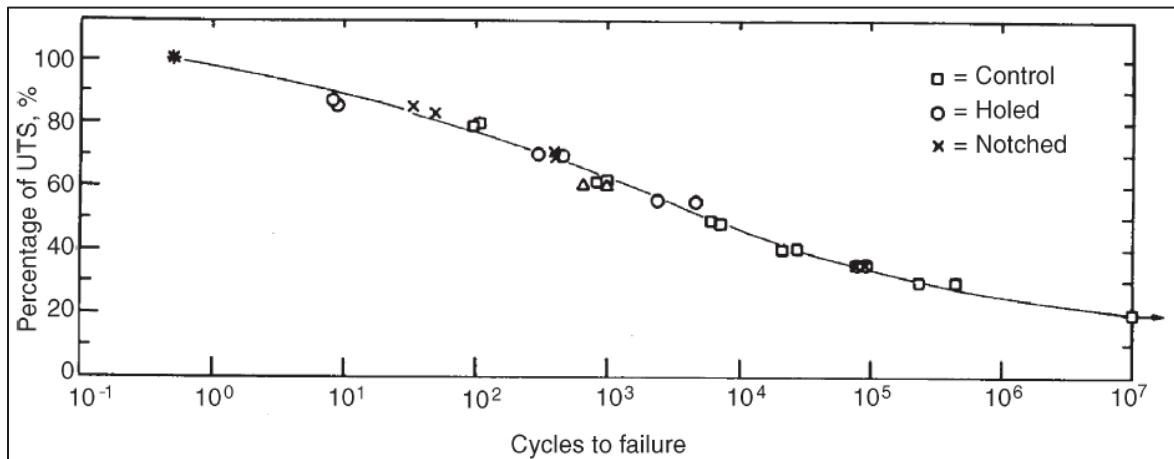


Figure 1-5 Courbe S-N normalisée pour des éprouvettes de fibres de verre / époxy avec et sans défaut

Figure tirée de Sims (2003)

Les défauts internes peuvent être causés par des impacts à basse énergie. L'endommagement produit peut ne pas être visible de l'extérieur et n'être qu'une délamination interne.

1.4 Effets de la haute température sur les composites

Une HT peut entraîner l'endommagement précoce du matériau composite, soit au niveau de la fibre, de la matrice ou de l'interface entre la matrice et la fibre. Ces effets ont des répercussions sur la façon dont l'endommagement se développe dans l'éprouvette. De plus, il existe également des normes (Code of Federal Regulations, 1993) régissant l'utilisation des composites dans l'industrie aéronautique.

1.4.1 Effets de la haute température sur la fibre

Le matériau de ce projet étant gardé secret, il n'est pas possible de déterminer avec certitude la nature des fibres utilisées. Par contre, d'après nos essais, la fibre utilisée est probablement une fibre de carbone T300 fabriquée à partir d'un précurseur de polyacrylonitrile (PAN). Lorsque chauffées, ces fibres subissent plusieurs changements, tant au niveau des propriétés qu'au niveau morphologique. D'abord, il y a décomposition de l'enrobage de la fibre (Feih et Mouritz, 2012), ensuite, il y a une perte de masse non linéaire de la fibre (Feih et al., 2009). Les propriétés mécaniques de la fibre commencent à diminuer réellement lorsque la perte de masse survient (Sauder, Lamon et Pailler, 2004). D'après les cas étudiés, la conclusion est que même si des changements surviennent au niveau de la fibre de carbone, ceux-ci sont négligeables aux conditions de test de ce mémoire puisque la fibre commence à exhiber une perte de masse à une température de 450°C.

1.4.2 Effets de la haute température sur la matrice

Les matrices polymériques subissent une transformation fragile-ductile à une température connue sous le nom de la température de transition vitreuse (T_g) (Cowley et Beaumont, 1997). La dégradation des propriétés des résines autour de T_g est causée par l'activation progressive du mouvement des segments de chaînes du polymère (Cao, Wu et Li, 2012). La largeur de la zone de transition dépend de la distribution de la longueur des segments de chaînes (Cao, Wu et Li, 2012). Même si la T_g représente la démarcation du début de la réponse caoutchouteuse du polymère (et donc du composite intégrant une matrice polymérique), tous les effets purement viscoélastiques d'une telle transition seront visibles très graduellement en fonction de la température.

D'autres chercheurs, tel que Zaragoza et al. (2013), étudient la stabilité thermique d'un époxy à base de Triméthylolpropane (TMP). La Figure 1-6 montre les résultats d'une analyse mécanique dynamique (DMA) de l'époxy qu'ils utilisent. Les lignes noires sont les moyennes des différents spécimens analysés. Cette figure montre le module de conservation E' , qui est la

mesure de l'énergie stockée dans la portion élastique du spécimen, et le module de perte E'' , qui est la mesure de l'énergie dissipée en chaleur dans la portion visqueuse. L'analyse montre un module de conservation E' élevé à température ambiante (TA) et diminue rapidement avec une augmentation de la température. En même temps, le module de perte augmente avec la température. Cette analyse permet également d'évaluer la T_g de leur matrice à 89,5°C, qui se situe au maximum du module de perte.

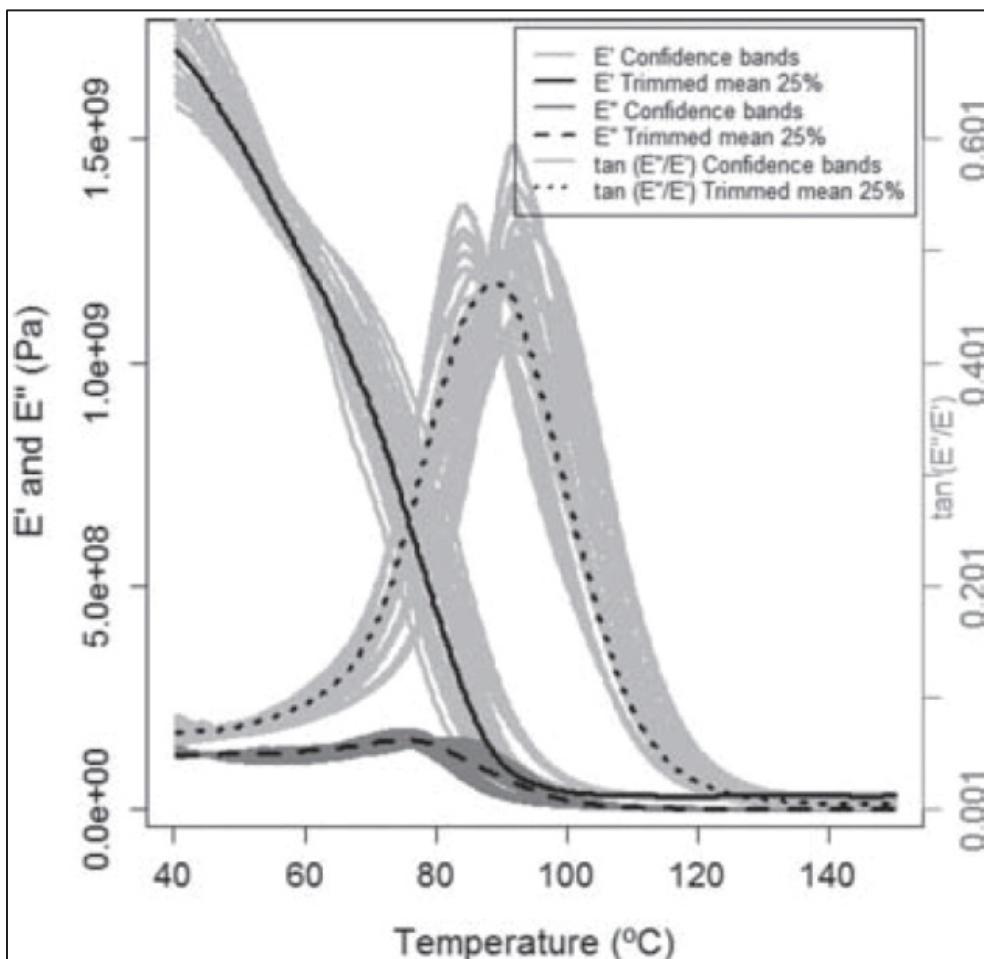


Figure 1-6 Propriétés viscoélastiques d'un époxy avec des bandes de confiance de 95%
Figure tirée de Zaragoza et al. (2013)

Une augmentation de la température se traduit par une augmentation de la ductilité de la matrice. Ce phénomène a été observé par Coronado et al. (2012) lors d'une étude sur

l'influence de la température sur un composite de carbone-époxy chargé en statique et en fatigue pour observer la délamination en mode I. Ils ont observé qu'il y a une augmentation significative de la ductilité de la matrice avec une augmentation de la température. Banea, Silva et Campilho (2012) observent également une augmentation de la ductilité d'un adhésif époxy avec la température sous chargement en tension. Selon eux, la plus grande ductilité entraîne une plus grande déformation à la rupture et une plus petite résistance en tension. Les auteurs remarquent aussi que la ténacité de l'adhésif chute drastiquement lorsque la température est plus élevée que T_g .

La température sélectionnée pour ce projet est relativement loin de la T_g de la matrice utilisée et correspond à la limite supérieure de la température de service du système de la compagnie Cytec. Cependant, à la lumière des informations présentées dans cette section, il est possible que la température déterminée pour le projet lors des essais mécaniques ait des répercussions sur la ductilité de la matrice du matériau composite et sur les propriétés mécaniques du composite.

1.4.3 Effets de la haute température sur l'interface

Il est généralement admis que l'interface entre la fibre et la matrice est l'un des facteurs principaux affectant les propriétés mécaniques des composites de fibres de carbone et de matrice polymérique (Galiotis et Koimtzoglou, 2003; Jensen, Rauhe et Ryszard, 2007; Park, Seo et Lee, 2006). L'interface joue un rôle très important dans le transfert des contraintes de la matrice vers la fibre et l'amélioration de l'adhésion fibre/matrice résulte en une amélioration de la performance en fatigue (Galiotis et Koimtzoglou, 2003). Gamstedt et Sjögren (1999) pensent également qu'une façon d'améliorer les performances en fatigue d'un composite est d'augmenter la ténacité de l'interface matrice-fibre. Cette amélioration limiterait la propagation du décollement de l'interface. De leur côté, Song et Otani (1997) en sont venus à la conclusion qu'une grande résistance de l'interface fibre/matrice est nécessaire pour prévenir efficacement l'initiation et la propagation des fissures en fatigue. L'interface joue donc un rôle important sur les propriétés du matériau en statique et en fatigue à HT.

Bien que l'étude de Drzal et Madhukar (1993) se déroule à TA, il est possible de faire un parallèle entre l'augmentation de température et l'amélioration de l'interface. Plus la température augmente, plus les propriétés de l'interface diminuent. D'après la conclusion de ces chercheurs, une meilleure adhésion des fibres à la matrice ne veut cependant pas nécessairement dire que toutes les propriétés mécaniques du composite en seront améliorées. L'adhésion entre les fibres et la matrice affecte les propriétés des composites de différentes façons en fonction des niveaux de contraintes créés à l'interface matrice/fibre (Drzal et Madhukar, 1993). Les conclusions de Drzal et Madhukar (1993) dans le cadre de cette recherche est que l'interface joue un rôle peu important durant les tests en T-T à TA et donc possiblement aura également peu d'effet à HT. Par contre, l'importance de l'interface est considérablement augmentée si les tests comportent une composante en compression. Cette dernière conclusion permet de penser que l'interface joue un rôle important, à TA comme à HT, lors des tests de flexion complètement renversée puisque les fibres extérieures sont soumises à des efforts successifs de tension et de compression.

Les phénomènes à l'interface fibre/matrice sont un élément central pour la compréhension des effets de la température. Par contre, il ne faut pas oublier de discuter de l'interface entre les plis. D'ailleurs, Asp (1998) utilise le taux critique de dissipation de l'énergie de déformation (G) pour déterminer les effets de la température sur la ténacité interlaminaire d'un composite. Il utilise les tests DCB, ENF et MMB sur un composite majoritairement unidirectionnel. L'auteur a trouvé que G en mode I (G_I) augmente très légèrement avec la température, tandis que G en mode II (G_{II}) augmente de façon plus prononcée. En mode mixte (G_{II}/G_I), aucune dépendance à la température n'a été remarquée.

La température des tests du projet (250°F) est assurément plus faible que la T_g de la matrice des spécimens utilisés. Cependant, il est envisageable de penser qu'il y aura des effets sur l'interface matrice/fibre des éprouvettes à cette température de test. Par contre, il est beaucoup moins évident qu'il y aura des effets sur l'interface interlaminaire.

1.4.4 Effets de la température sur l'endommagement du composite

Les températures auxquelles sont soumis les matériaux ont un lien direct avec leur endommagement. Les détériorations peuvent subvenir sous diverses formes telles que : une fissuration de la matrice, une délamination, une rupture de fibre, un décollement entre la fibre et la matrice ou une combinaison complexe de ses phénomènes (Chen et Harris, 1993). La particularité des composites à matrice polymérique renforcés de fibres est que les constituants (matrice et fibre) et l'interface matrice/fibre ne cèdent pas simultanément (Mivehchi et Varvani-Farahani, 2010). Cette caractéristique fait en sorte que le concept d'une fissure unique qui mène à la rupture est inutile lorsqu'appliqué à des composites, puisqu'il est très rare qu'une fissure unique entraîne la défaillance (Rotem et Nelson, 1981). La rupture finale est plus souvent associée à l'accumulation de fissures et/ou à l'endommagement général de l'éprouvette. C'est pourquoi il est très important de prendre en compte ces différentes possibilités parce que la ductilité et la résistance de la matrice ainsi que l'adhésion de l'interface fibre et matrice changent de façon significative avec la température (Kawai et al., 2001a). Dans les sous-sections suivantes, les propriétés mécaniques du composite, ainsi que son endommagement (fissuration, délamination) seront abordés.

1.4.4.1 Propriétés mécaniques du composite à haute température

À cause des caractéristiques hétérogènes et anisotropes des matériaux composites, les comportements en statique et en fatigue sont plus complexes que pour des matériaux homogènes et isotropes comme les métaux (Amiri et Cavalli, 2013). D'ailleurs, Rotem et Nelson (1981) indiquent que les propriétés viscoélastiques non-linéaires de la matrice époxy changent selon la température et donc les caractéristiques du stratifié sont également modifiées. Par conséquent, la résistance statique et la résistance en fatigue sont altérées à cause de la redistribution du champ de contrainte dans le stratifié et de la diminution des propriétés de la matrice.

Un composite avec un empilement unidirectionnel a de très bonnes propriétés en tension et en compression lorsque les fibres sont positionnées dans la direction de chargement, appelé chargement axial. La résistance du composite unidirectionnel est cependant beaucoup plus faible quand les fibres ont un angle quelconque avec le chargement, appelé chargement non axial. La résistance minimale de la fibre est atteinte lorsqu'elle est chargée à 90°, chargement transversal. Les propriétés du composite sont alors définies comme les propriétés dominées par la fibre dans le premier cas et les propriétés dominées par la matrice dans le second cas. Un chargement éventuel entre 0 et 90° donnerait des propriétés se situant entre ces deux extrêmes.

Dans cette optique Kawai et al. (2001b) étudient les propriétés non axiales en fatigue de stratifiés unidirectionnels de fibre de carbone à TA et HT. Ces chercheurs ont remarqué une non-linéarité de la courbe contrainte-déformation de tension statique à HT pour toutes les éprouvettes non axiales. Ces observations montrent clairement que les changements des propriétés de la matrice et de l'interface matrice-fibre à HT influencent la déformation et la défaillance des éprouvettes non axiales. En fatigue T-T, ils ont découvert qu'il y a une réduction significative de la charge appliquée causée par la HT pour atteindre un même de nombre de cycle. Pour les éprouvettes non axiales, la résistance en fatigue à HT est réduite de 33-50% par rapport à la résistance à TA. Cette réduction correspond pratiquement à la même que celle observée lors des tests statiques à HT. Ces auteurs pensent que le principal mécanisme de défaillance macroscopique est similaire aussi bien à TA qu'à HT.

L'étude des stratifiés unidirectionnels est relativement mature et les modes de défaillances sont bien connus. La suite logique est d'étudier des stratifiés plus complexe, comme des stratifiés quasi-isotropes et orthogonaux composés de plis unidirectionnels dans différentes directions. Jen et al. (2008) montrent que pour ces stratifiés, l'augmentation de la température cause une dégradation de la rigidité longitudinale et de la rupture ultime. La tendance générale observée montre que la dégradation de la rigidité normalisée est plus importante plus la température est élevée. Par contre, la résistance à la rupture et la rigidité reste tout de même à 80% des valeurs à TA après 10^6 cycles, ce qui permet de dire que les

propriétés de la fibre et de la matrice sont peu affectées sous une température inférieure à T_g . Dans des conditions similaires, Kawai et Maki (2006) ont trouvé que la réponse contrainte-déformation du stratifié dans la direction de la fibre est probablement insensible aux fissures dans les plis transversaux. De plus, ils spécifient que la résistance en fatigue du stratifié est déterminée par la résistance en fatigue des plis dans la direction du chargement.

Les propriétés des composites tissés sont beaucoup plus complexes, car la défaillance et les modes de rupture ne sont pas facilement décrits. Par exemple, sur la Figure 1-7, il est facile d'observer les différentes courbes de fatigue selon plusieurs températures de tests pour un composite tissé de fibre de verre / époxy en $T-T R=0,1$ avec un taux de chargement constant au niveau des contraintes, c'est-à-dire que la fréquence de test change durant l'essai (de 2Hz à 80% UTS à 5Hz à 20% UTS). Ces résultats montrent une diminution significative de la performance en fatigue entre les basses et les hautes températures pour un composite de fibre de verre tissée.

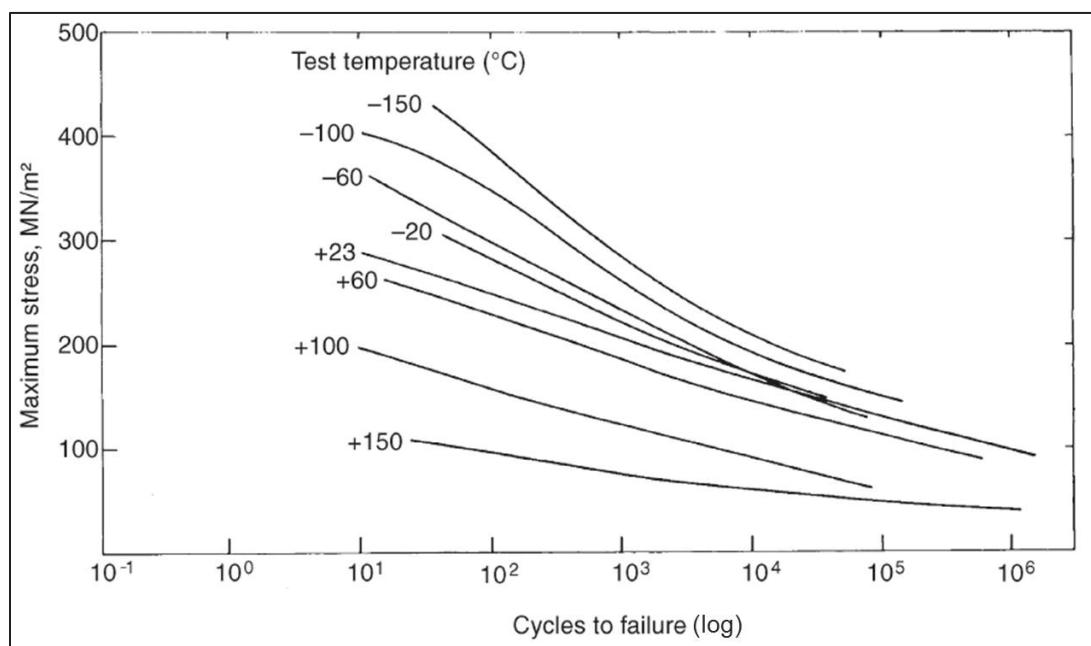


Figure 1-7 Courbe S-N à différentes températures pour un composite à renfort tissé de fibre de verre / époxy en T-T avec un taux de chargement constant
Figure tirée de (Sims, 2003)

Khan et al. (2002) notent également des changements profonds dans le comportement du composite avec une augmentation de la température. Ils ont travaillé avec des stratifiés tissés à armure toile et époxy en fatigue T-T à des températures entre -20°C et 150°C. Eux aussi ont remarqué qu'il y a une réduction de la vie en fatigue lorsque la température augmente. De plus, ils ont constaté que cette réduction est beaucoup plus prononcée à des niveaux de contrainte élevée. L'effet de la température est moins grand avec des niveaux de contraintes plus bas. Comme vu précédemment, lors d'expérimentations similaires les chercheurs doivent s'attendre à voir des phénomènes viscoélastiques et possiblement une légère augmentation de la vie en fatigue due à la ductilité accrue de la matrice. Khan et al. (2002) remarquent par contre que la dégradation de la matrice avec la chaleur contrebalance les effets viscoélastiques et donc la résistance du matériau diminue de façon drastique. À la température de leur test, l'adhésion fibre-matrice est significativement diminuée et cause des fractures dans les fibres de chaîne et de trame à bas niveau de contraintes. L'effet négatif de la température sur la vie en fatigue diminue dans la région de contrainte plus faible (nombre de cycle élevé). Dans le cadre de ce projet, la courbe S-N des éprouvettes devrait montrer une non-linéarité s'accentuant dans les régions de chargements faibles.

Jusqu'à présent, l'effet de la température sur les propriétés mécaniques a été abordé en tension et en fatigue T-T. Par contre, comme vu précédemment, les propriétés sont grandement affectées lorsque le composite subi de la compression comme lors d'un test en flexion quasi-statique, en fatigue T-C ou de flexion complètement renversée. Amiri et Cavalli (2013) étudient le comportement d'un stratifié biaxial en fibre de carbone chargé en flexion complètement renversée. Ils ont remarqué que le bris des éprouvettes était causé par des fissures et du flambement sur la partie en compression de l'éprouvette lors des tests en statique. En fatigue, les chargements utilisés étaient entre 45 et 76% de la charge ultime en flexion. Les éprouvettes rompues avaient toutes des fissures visibles au travers de l'épaisseur. D'après les auteurs, il y aurait un seuil de vie infinie (ici $1,7 \times 10^6$ cycles) vers 200 MPa de contrainte maximale, soit environ 63% de la contrainte maximale atteinte en statique.

D'autres chercheurs, tels que Hwang, Park et Kim (2012), effectuent également leurs tests en flexion à HT. Les stratifiés qu'ils ont utilisés sont fabriqués par un procédé d'embobinage pour les systèmes sous pression. Ils ont découvert que les propriétés du matériau se dégradent de façon continue avec une augmentation de la température. Le taux de dégradation augmente abruptement une fois T_g atteint. De plus, le mode de défaillance change avec la température. À des températures sous la T_g , le mode de défaillance est une délamination à l'axe neutre du stratifié. Au-dessus de T_g , le mode passe vers du flambage local de fibre à la surface supérieure qui est en compression.

Il est également intéressant de regarder comment l'endommagement se développe autour d'un défaut. Celui-ci peut entraîner une perte des propriétés mécaniques, mais peut également changer les modes d'endommagement et de rupture. Pour améliorer la compréhension scientifique de cet aspect, Shimokawa et al. (2007) utilisent des spécimens fabriqués à partir de fibres tissées à armure toile avec et sans défaut. Ces chercheurs montrent que lorsque chargés en tension statique et en T-T, la résistance des spécimens n'est pas dépendante de la température et demeure insensible à l'endommagement de la matrice. De plus, la réduction de la résistance en fatigue reste faible malgré une augmentation du nombre de cycles à TA et HT. Ils ont aussi trouvé que la résistance des spécimens en T-C avec défaut est sensible à la température et au nombre de cycles. Herrington et Doucet (1992) étudient également la progression de l'endommagement en fatigue autour d'un défaut. Ces derniers ont trouvé que la rigidité résiduelle est une fonction de l'étendue de la délamination et elle est une relation linéaire avec la surface totale de la délamination.

1.4.4.2 Rupture du composite à haute température

Plusieurs chercheurs tentent d'approfondir la compréhension de l'endommagement des composites sous l'effet de la température. La rupture du composite peut révéler les différents modes de défaillance. Kawai et al. (2001a) étudient le mode de rupture de composites unidirectionnels à matrice époxy à TA et à HT (100°C). Leurs conclusions des différents tests effectués sont que bien que la ductilité de la matrice augmente avec la température, la résistance

de l'interface entre la matrice et les fibres diminue. Il y a également une différence apparente de modes de rupture selon que les éprouvettes sont contraintes axialement ou non. De plus, les ruptures hors axes sont similaires entre elles. Ceci porte à croire que le mécanisme d'endommagement dominant est indépendant de l'angle de chargement, ce qui semble être prouvé par une distribution rapprochée sur la courbe S-N (Kawai et al., 2001a).

La complexité de la rupture des composites tissés est abordée par Kawai et Taniguchi (2006). Ils étudient le mode de rupture sur un stratifié à armure toile à TA et à HT (100°C) en statique et en fatigue. Les auteurs analysent également l'effet de l'angle de chargement par rapport à la chaîne du tissu. Pour un chargement statique dans la direction de la chaîne ($\theta = 0^\circ$, 90°), la rupture est pratiquement perpendiculaire à la direction du chargement (Figure 1-8). Pour les autres angles de chargements, la fracture finale se produit selon l'angle de chargement. La surface de fracture de l'éprouvette à 15° fait intervenir les modes de rupture des éprouvettes qui sont chargées selon l'axe et hors axe en même temps, ce qui indique une transition entre les propriétés dominées par les fibres et les propriétés dominées par la matrice. L'arrachement des fibres et les délaminations dans les environs de la fracture ne sont pas significatifs et ce, peu importe l'angle de chargement. Ces caractéristiques montrent que les défaillances à TA sont de nature fragile lors de tests statiques, comme pour la plupart des composites à haut taux de fibre.



Figure 1-8 Rupture à TA en tension quasi-statique
Figure tirée de Kawai et Taniguchi (2006)

De plus pour les spécimens chargés axialement ou transversalement, il est très difficile de distinguer les différences entre le test à TA et HT, selon les modes de rupture en tension HT de la Figure 1-9 de Kawai et Taniguchi (2006). Par contre pour le chargement non axial, il est facile d'observer l'effet de la température sur la défaillance finale. Les éprouvettes ont rompu avec des délaminations beaucoup plus importantes à HT lorsque comparés aux éprouvettes à TA. Les auteurs ont également remarqué une chute marquée des contraintes pour les éprouvettes non axiales à HT. Cette chute peut être attribuée à une plus faible résistance de la matrice à HT. La Figure 1-9 permet de remarquer qu'il s'est produit une striction au centre des éprouvettes ($\theta = 30^\circ$ et 45°) après une grande élongation.



Figure 1-9 Rupture à 100°C en tension quasi-statique
Figure tirée de Kawai et Taniguchi (2006)

Le mode de rupture en fatigue à TA est très similaire aux fractures observées en statique à HT comme en fait foi la Figure 1-10. Après une analyse plus approfondie, il est possible de remarquer que la rupture en fatigue est accompagnée d'une délamination et d'arrachements de fibres un peu plus significatifs. Il est très difficile de distinguer la différence entre les ruptures de fatigue à TA et HT, contrairement aux tests effectués en statique. Pour les éprouvettes non axiales à HT, il n'y a essentiellement pas de disparité de mode de défaillance entre les tests de tension en statique et en fatigue.

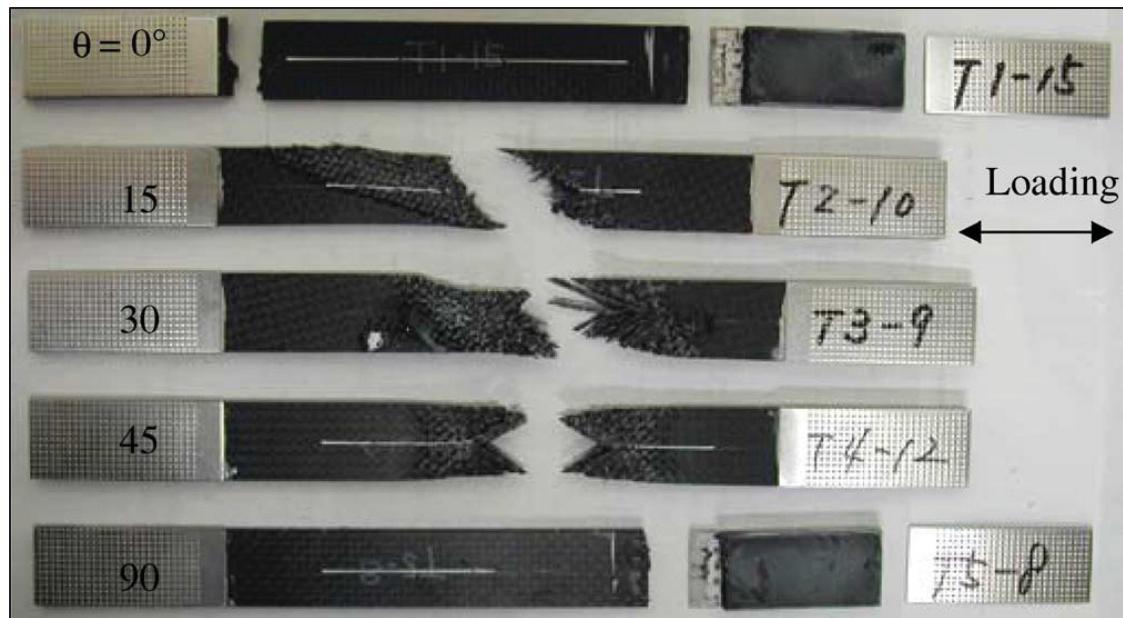


Figure 1-10 Rupture à TA en fatigue T-T $f=10\text{Hz}$ $R=0,1$
Figure tirée de Kawai et Taniguchi (2006)

Miyano et al. (1994) effectuent également leurs travaux sur des stratifiés tissés, cette fois sur un tissé à armure toile. Ces chercheurs effectuent des tests en flexion non renversée ce qui s'apparente à ce qu'il est employée dans le cadre de ce projet. Ils effectuent des tests de flexion en quasi-statique et en fatigue effectués à des températures entre 50°C et 250°C . Leurs éprouvettes montrent peu d'endommagement visible jusqu'à la rupture totale pour les deux types de tests qu'ils ont effectués. Leur défaillance commence par du flambage de fibres dans la direction longitudinale du côté en compression près du point de chargement. Ils remarquent que les fissures se propagent diagonalement à partir de la surface supérieure de l'éprouvette. Puis, les fissures se changent en délamination avant la rupture complète de l'éprouvette. Miyano et al. (1994) remarquent également que la pente de la courbe S-N ne change pas, même avec ce grand écart de température de test.

1.4.4.3 Endommagement, délamination et fissuration du composite à haute température

Le principal point à dégager des études est qu'il y a une augmentation de l'endommagement cumulatif avec une augmentation de la température (Mivehchi et Varvani-Farahani, 2010). Sur la Figure 1-11, il est possible de voir que lorsque la température augmente, la vie en fatigue diminue et l'endommagement dû à la fatigue de l'éprouvette augmente dans chacune des trois régions d'endommagement typiques des composites (voir également la Figure 1-13). À la Figure 1-11, l'endommagement est calculé comme un ratio du module de Young à N cycles sur le module de Young initial non endommagé ($D = 1 - E_N/E_0$).

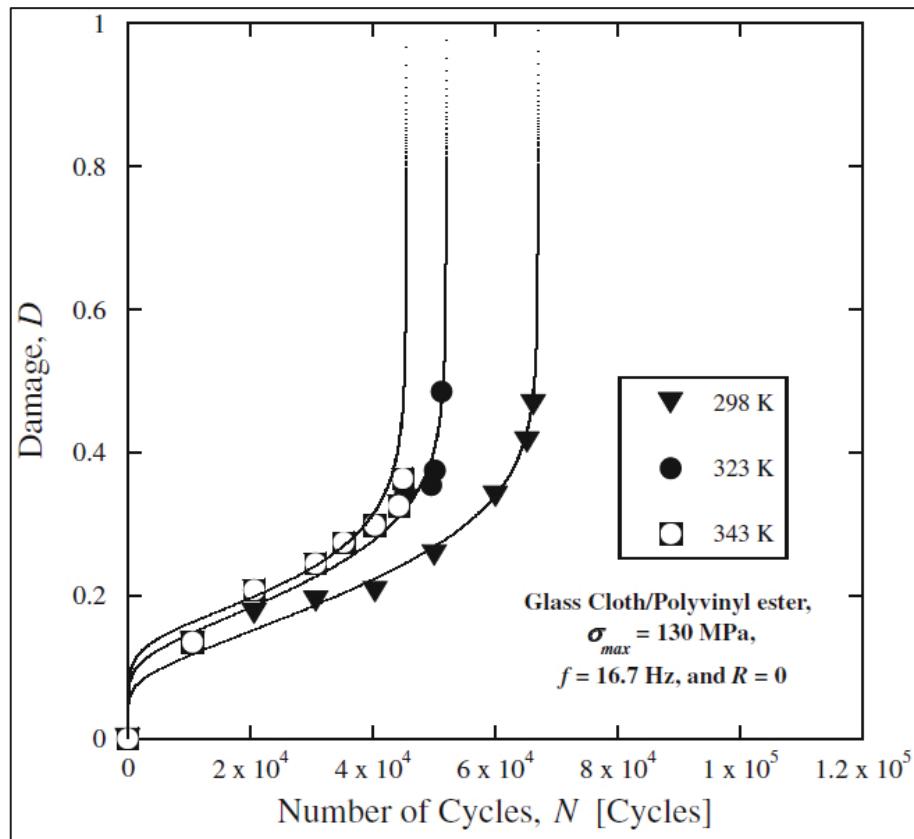


Figure 1-11 Endommagement par rapport au nombre de cycles à différentes températures en T-T R=0
Figure tirée de Mivehchi et Varvani-Farahani (2010)

Khan et al. (2002) étudient l'endommagement lors de la vie en fatigue à HT et ils analysent aussi la dégradation du module d'élasticité. Ils expliquent entre autres que la vie en fatigue d'un composite peut être divisée en trois phases (Figure 1-12). La première phase (I) représente 10 à 20% de la vie en fatigue. La seconde phase (II) est une phase où le taux de dégradation est stable. Le critère de défaillance pour ce projet se situe dans cette phase. Cette dernière représente environ 80-90% de la vie en fatigue. Une augmentation du taux de dégradation survient vers la fin de la vie en fatigue, qui est la troisième et dernière phase (III).

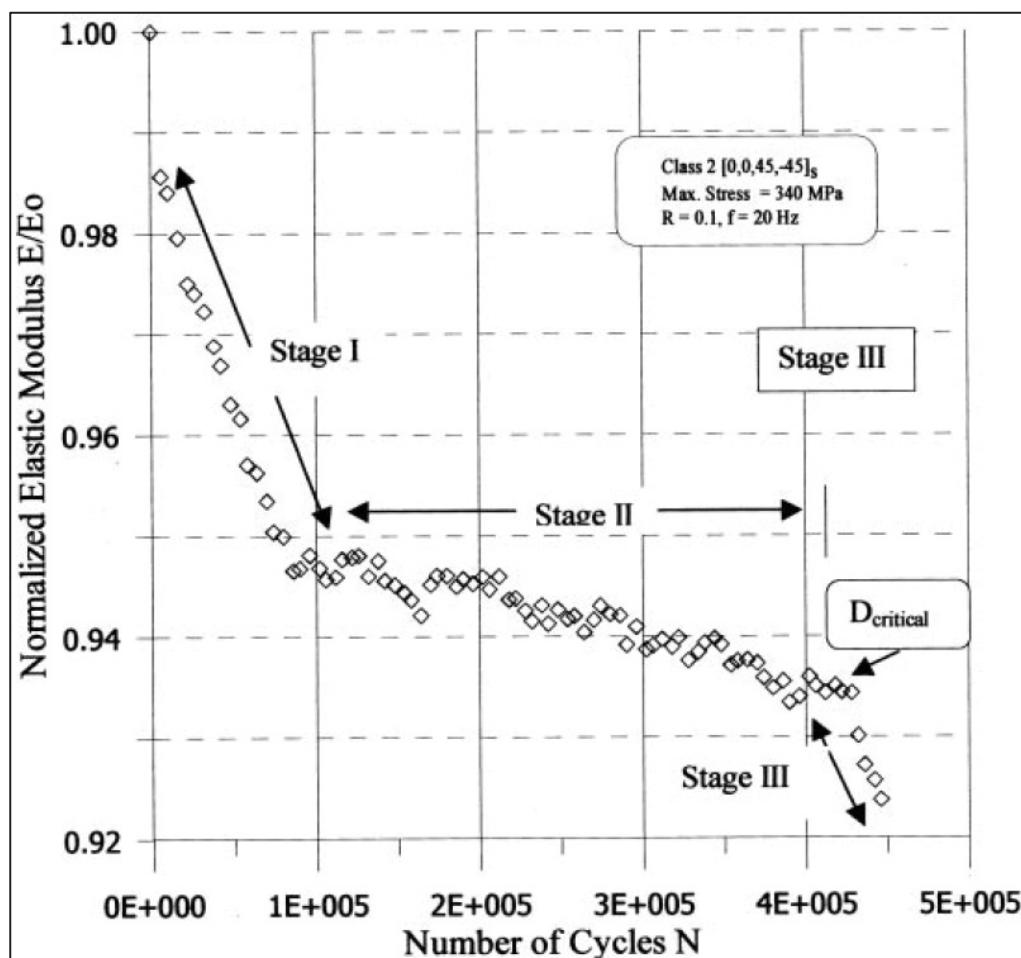


Figure 1-12 Phases de dégradation du module d'élasticité d'un composite de fibre de carbone à armure toile [0,0,45,-45]_s à 0°C en T-T R=0,1
Figure tirée de Khan et al. (2002)

La relation entre l'endommagement et la dégradation du module d'élasticité est schématisée à la Figure 1-12. La dégradation maximale de rigidité se produit durant la phase I. Plusieurs phénomènes expliquent cette diminution. Durant les premiers cycles, les auteurs ont entendu des sons provenant de l'éprouvette, ce qui indique un redressement des fibres de chaîne du stratifié. Pendant les cycles suivants, des fissures transversales à la fibre (dans l'épaisseur du laminé) se forment dans la matrice au niveau des fibres de trame. Ces fissures ont été observées à toutes les températures de tests. Ces phénomènes sont suivis par du cisaillement entre les fibres de chaîne et de trame. La contribution cumulative de ces phénomènes provoque une augmentation marquée de la déformation longitudinale et donc également une diminution du module d'élasticité. Pendant la phase II, les fissures ayant débuté au cours de la phase I continuent de s'agrandir. Ces fissures causent l'apparition de délamination au croisement entre les fibres de chaîne et de trame. Les phénomènes principaux de la phase II sont de la délamination et des fissurations de matrice. Finalement, vers la fin de la phase II et le début de la troisième, il se produit des fractures de fibres et une séparation au niveau des fibres, celles-ci étant constituées des milliers de fibres individuelles à la manière d'une corde trouvée à la quincaillerie. Ces bris entraînent une chute rapide du module d'élasticité et la séparation du stratifié.

Une fois les données recueillies, les chercheurs ont remarqué que les courbes de dégradation du module d'élasticité obtenues à différents chargements et différentes températures sont généralement similaires et changent peu de forme avec la température, le chargement ou l'empilement utilisés lors des tests. Il est à noter que le début de la phase II commence à différents cycles de fatigue selon la température. Il est également intéressant de remarquer que les modules d'élasticité normalisés se dégradent selon un taux différent selon la température. Une augmentation dans le taux d'endommagement est perceptible à HT. Ceci montre la dépendance de la résistance de l'adhésion entre la fibre et la matrice. Il est raisonnable d'assumer que l'adhésion fibre-matrice à HT est significativement affaiblie, ce qui provoque une augmentation du taux d'endommagement (Khan et al., 2002).

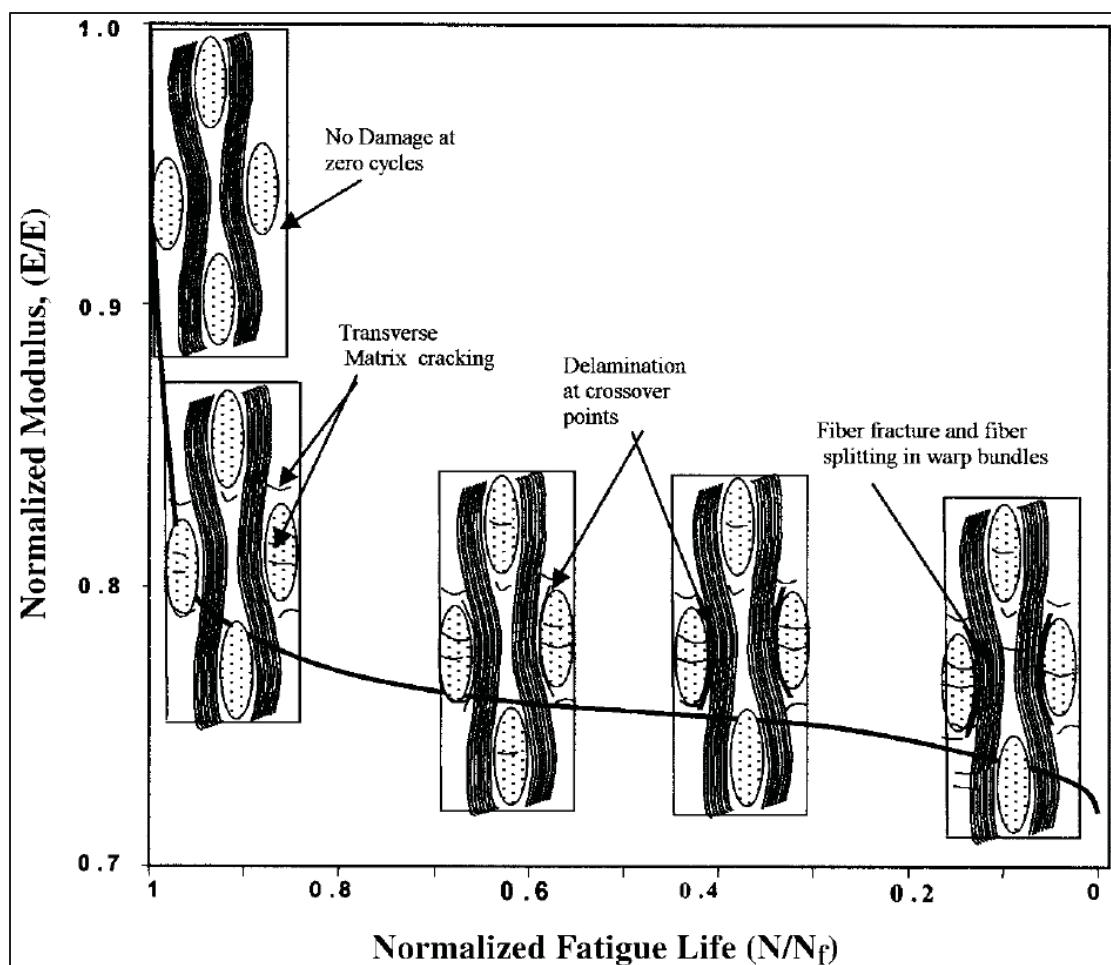


Figure 1-13 Représentation schématique de l'endommagement durant la vie en fatigue d'un composite de fibre de carbone à armure toile [0]₈ en T-T R=0,1
 Figure tirée de Khan et al. (2002)

Maintenant que l'endommagement général du composite a été abordé, il est possible de s'attarder plus spécifiquement sur la délamination et la fissuration. La délamination interlaminaire est un des mécanismes principaux de défaillance pour les stratifiés de composite (Asp, 1998). Une délamination peut être définie comme un décollement entre les plis qui se développe à cause de contraintes interlaminaires dues à un défaut de fabrication, un chargement hygrothermique ou physique.

Coronado et al. (2012) travaillent sur la délamination et ont trouvé que l'augmentation de la ductilité de la matrice avec la température mène à une meilleure résistance à la

délamination lors de tests en fatigue. Uematsu, Kitamura et Ohtani (1995) en sont arrivés aux mêmes conclusions quant à la ductilité de la matrice avec la température avec leurs éprouvettes unidirectionnelles fibre de carbone-PEEK. Ils ont également découvert que le fluage ne joue pas un rôle important durant la défaillance. Le fluage devient important après la T_g de la matrice.

Un autre mécanisme d'endommagement très courant sur les composites est la fissuration. Celle-ci peut se développer un peu partout sur le composite. Selezneva et al. (2011) étudient les mécanismes de fissurations microscopiques et d'endommagement sur des composites à TA et HT. Leurs éprouvettes sont fabriquées à partir d'un stratifié à armure satin et d'une matrice polyamide. Ces chercheurs comparent les résultats des tests effectués en statique et en fatigue. Ils remarquent que le développement de l'endommagement dans la matrice et à l'interface fibre-matrice est plus important pour les éprouvettes chargées en fatigue, que pour celles chargées quasi-statiquement. Une analyse post-mortem a révélé qu'il s'est développé peu de dommages durant la majorité de la vie du spécimen, phénomène également observé par Miyano et al. (1994). Un endommagement généralisé se produit juste avant la rupture sous forme de grande zone de délamination, de ruptures fréquentes de fibres et de grandes fissures de la matrice. Cet endommagement se limite à la zone de rupture de l'éprouvette. Les auteurs trouvent que l'influence de la température est évidente lorsque l'on compare les zones de fracture, la propagation des fissures et la rugosité de la surface de l'éprouvette. Dans la zone de fracture à HT, les arêtes sont arrondies et les surfaces ne sont pas lisses avec des empreintes de fibres, ce qui porte à croire à une dégradation de la matrice (Figure 1-14). Contrairement à la zone de fracture à HT, la zone à TA présente une morphologie qui semble plus fragile avec des arêtes pointues et acérées.

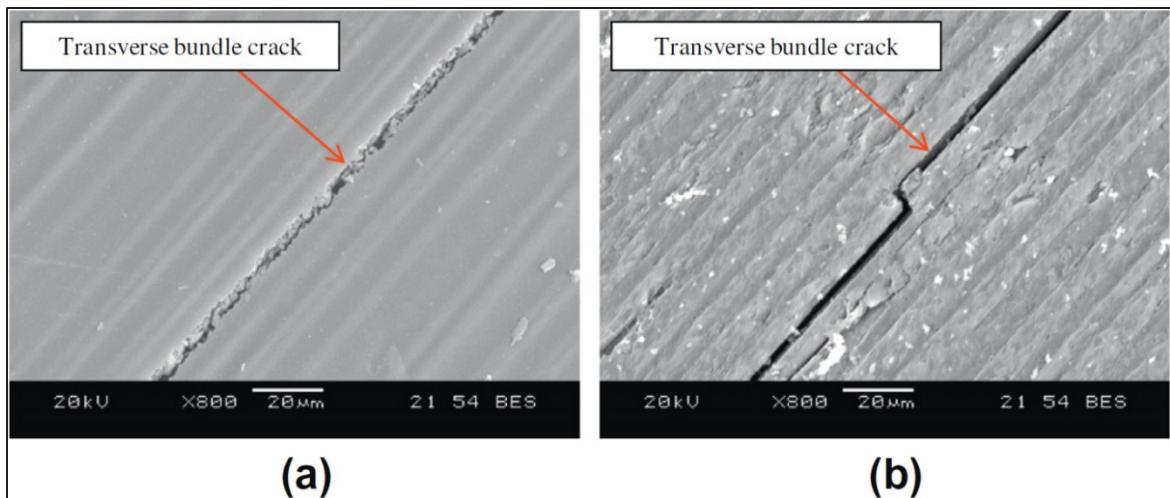


Figure 1-14 Surface de rupture sur un composite à armure satin chargé en fatigue T-T $f=5\text{Hz}$ $R=0,1$ 60%UTS : (a) à TA et (b) à 105°C
Figure tirée de Selezneva et al. (2011)

Dans le cas de la propagation de fissure, Selezneva et al. (2011) remarquent que lorsque la température dégrade la matrice, celle-ci ne peut plus faire obstacle à la fissure autour des fibres. La détérioration de l'interface fibre-matrice conduit à une rotation accrue des fibres et produit un phénomène de striction. Une inspection au microscope électronique à balayage leur a révélé que l'endommagement intense observé près de la fracture sous forme de délaminations interlaminaires et les pertes de matrice ne se sont pas accumulées graduellement durant le chargement. L'endommagement s'est développé peu de temps avant la rupture totale de l'éprouvette.

Telle qu'abordée précédemment, une composante de compression lors d'un test a un grand effet sur le composite. Dans ce sens, Herrington et Doucet (1992) étudient la progression de l'endommagement en flexion en fatigue autour d'un défaut. Leur conclusion est que le spécimen est plus susceptible de s'endommager en mode de tension qu'en mode de compression. Des fissures dans l'épaisseur de l'éprouvette se sont formées près du défaut, mais celles-ci ne semblent pas affecter grandement la rigidité résiduelle. Gamstedt et Sjögren (1999) qui étudient également des composites testés en fatigue lors de tests de T-C démontrent que le composite se dégrade plus rapidement en fatigue en T-C qu'en T-T. La raison est qu'il y a une

croissance plus rapide du décollage autour des fibres transversales en T-C à cause du plus grand taux critique de dissipation de l'énergie en mode II (G_{IIC}). Ceci entraîne une quantité de fissures beaucoup plus importante lors des tests T-C. Ces conclusions se prêtent assez bien aux tests de flexion complètement renversée, effectués dans le cadre de ce projet, puisque les fibres externes de l'éprouvette subissent successivement des contraintes de tension et de compression durant un cycle complet.

Enfin, Montesano et al. (2012) approfondissent l'effet de striction observé par Kawai et Taniguchi (2006) à HT. Leur étude porte sur des stratifiés à armure satin et chargés non axialement à 45°. Leurs tests statiques ont révélé que la dégradation locale de la matrice a entraîné un affaiblissement de l'interface matrice-fibre et une réduction de la résistance en cisaillement, amplifiés aux températures plus élevées. Cette dégradation cause une rotation des fibres et une élongation significativement plus grande avant la rupture du spécimen. Montesano et al. (2012) ont remarqué que la rotation des fibres s'accentue plus la température de test est près de la T_g de la matrice. Les tests de fatigue effectués aux mêmes températures montrent que la réponse en fatigue s'est développée en trois stades distincts très similaires à l'endommagement. Durant le stade initial, il y a une rapide augmentation de la déformation permanente ainsi qu'une petite augmentation de la rigidité de l'éprouvette. Ces données découlent de la rotation initiale des fibres et potentiellement du fluage local de matrice qui augmente avec la température. Lors de ce premier stade, des fissures de matrice et des fissures de l'interface matrice-fibre à petite échelle ont été observées au microscope électronique à balayage. Le nombre de ces fissures augmente avec la température de test. Lors du second stade, il y a une légère dégradation de propriétés de rigidité et peu de changement de l'élongation permanente. Ces chercheurs observent peu d'accumulation de l'endommagement pour toutes les températures. Durant le stade final, ils ont remarqué une rapide réduction de la rigidité juste avant la rupture causée par un endommagement à grande échelle sous forme de rupture de fibres et de rupture de l'interface entre la fibre et la matrice. Lorsque l'endommagement atteint un stade critique, les fibres se tournent instantanément vers le sens du chargement causant une rupture rapide des fibres et ultimement du stratifié. Ils ont également découvert, après une analyse poussée des résultats, que la moyenne de déformation

permanente qui se produit à chaque cycle de chargement est une fonction non linéaire de la température. Dans le présent projet, il est peu probable que les éprouvettes expérimentent de la striction, par contre selon la dernière analyse de Montesano et al. (2012), il se pourrait qu'il y ait une relation entre la déformation et la température de test.

1.5 Montages

Un des objectifs spécifiques du présent travail est la conception de montages pour effectuer les essais mécaniques. Il faut concevoir et fabriquer des montages pour les tests de T-C et de flexion complètement renversée. Aucun montage particulier n'est nécessaire pour faire les tests de T-T puisque les mors conventionnels de la machine MTS suffisent. Dans les sous-sections suivantes, une discussion sur les différents types de montages sera présentée.

1.5.1 Tension-compression

La description du projet demande la réalisation d'un test de T-C sur les éprouvettes. Ce type de test entraîne une difficulté particulière lors de la partie compression, soit le mode de rupture en flambage général de l'éprouvette. Lorsqu'une éprouvette est chargée axialement en compression, celle-ci peut flamber dans une petite région. Ensuite, il se forme des zones de plissement. Enfin, il y a rupture de la fibre aux limites des zones de plissements à cause de grandes contraintes locales de flexion (Carlsson, Adams et Pipes, 2003). Pour un composite, il peut également se produire un flambage au niveau des fibres comme il est possible de voir à la Figure 1-15. Ce problème étant connu, il est primordial d'avoir un montage pour diminuer les possibilités de flambage comme suggéré par plusieurs chercheurs Fernando et Al-Khodairi (2003), Jeon, Shin et Kim (2011) et Mall et al. (2009) entre autres.

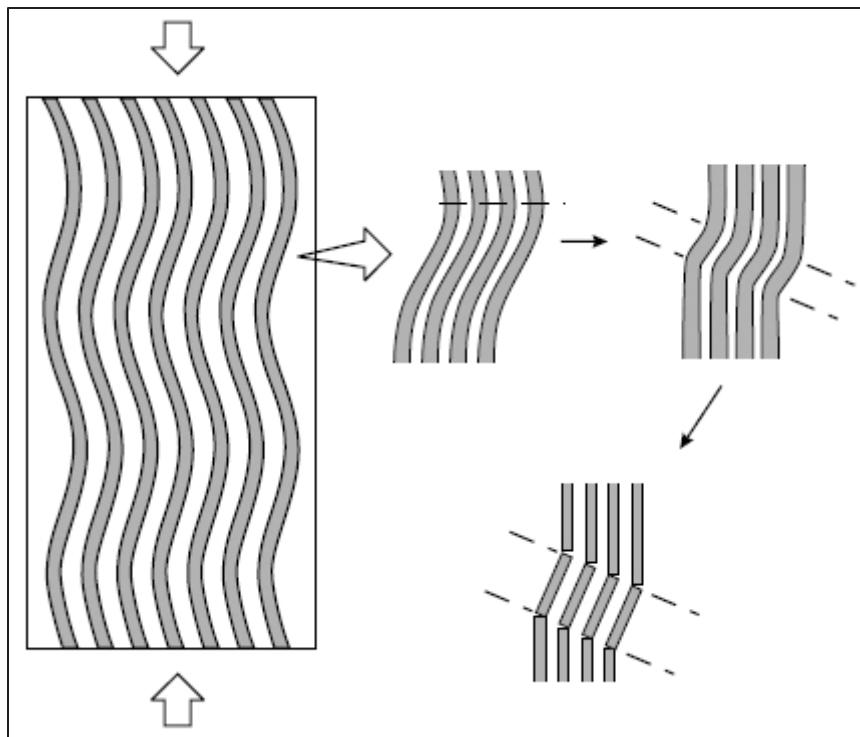


Figure 1-15 Flambage des fibres en compression
Figure tirée de Carlsson, Adams et Pipes (2003)

Sur les différents montages trouvés dans la littérature, le moyen de contenir le flambage global de l'éprouvette est de le soutenir de chaque côté par des plaques. Des boulons sont utilisés pour empêcher la déformation des plaques. Ensuite, il existe principalement deux façons pour permettre le mouvement de compression et/ou de tension. Pour la première, il s'agit de laisser seulement une petite partie non supportée de l'éprouvette. Le principe est que la force requise pour faire flamber cette petite section est plus grande que la force nécessaire pour entraîner la défaillance de l'éprouvette. Un exemple de ce principe est montré à la Figure 1-16.

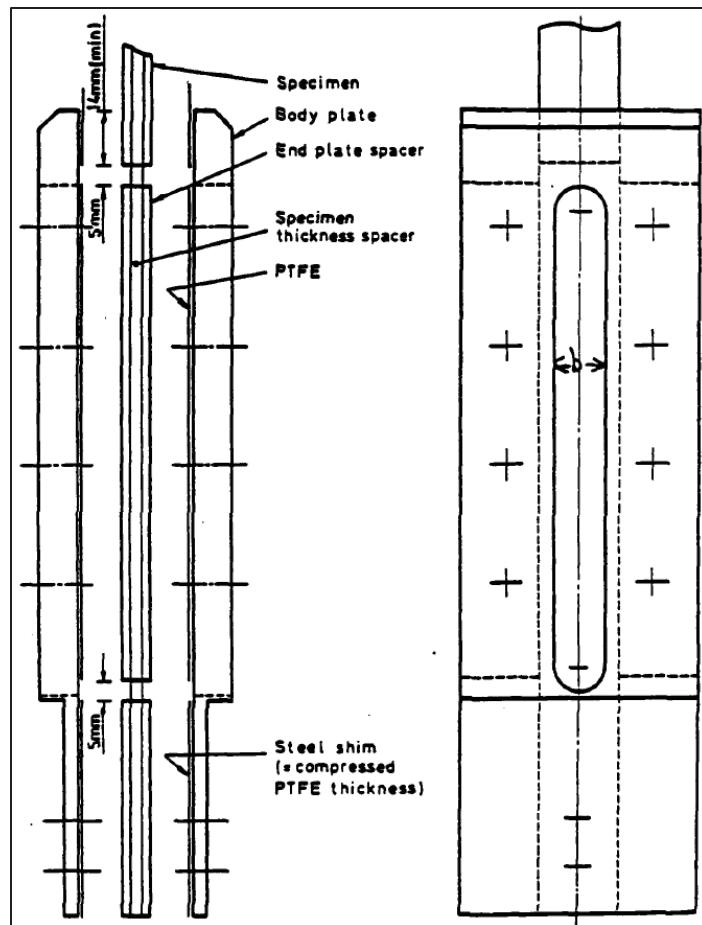


Figure 1-16 Montage de T-C
Figure tirée de Curtis (1988)

La deuxième façon de contenir le flambage est de supporter entièrement l'éprouvette en utilisant des parties mobiles qui s'imbriquent (Figure 1-17). Une partie des supports est fixée dans les mors tandis que l'autre est mobile avec les mors qui bougent. Les parties s'imbriquant ne sont pas à la même position sur l'éprouvette permettant ainsi un support pratiquement complet, tout en permettant le mouvement.

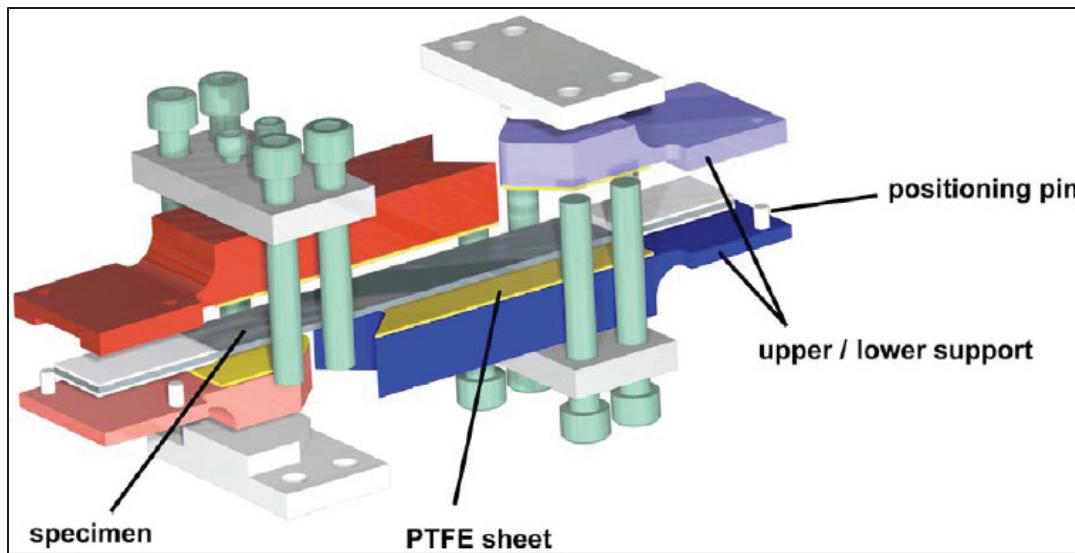


Figure 1-17 Montage de T-C
Figure tirée de Himmel et Bach (2006)

Dans chacun des cas, un système est utilisé pour réduire la friction entre les supports et l'éprouvette. Ceci est fait dans le but de réduire les effets abrasifs, l'augmentation possible de la température par la friction et également l'erreur sur la force réelle requise pour faire le test. Des feuilles de téflon sont principalement utilisées dans la littérature. La friction peut également être réduite en utilisant des billes comme dans la note technique de Strauch, Rachau et Koudela (2008) (Figure 1-18).



Figure 1-18 Montage de T-C
Figure tirée de Strauch, Rachau et Koudela (2008)

1.5.2 Flexion complètement renversée

Le plan de recherche demande un test de flexion complètement renversée. Le type de montage requis pour faire un test de flexion complètement renversée est très particulier et les compagnies de fabrication de montages n'ont souvent pas de modèle permettant ce type de flexion. Il existe également peu d'exemples dans la documentation de ce type de montage. Il faut comprendre que le montage doit faire deux mouvements de flexion, soit un mouvement vers le haut puis vers le bas. Le premier montage de Osborn et McGarry (1992) est relativement

simple (Figure 1-19). Il s'agit d'un montage de flexion standard avec des rouleaux auxquels ont été ajoutés des rouleaux sur le dessus. Ceci permet de serrer l'éprouvette et ainsi de faire le mouvement de flexion complètement renversée.

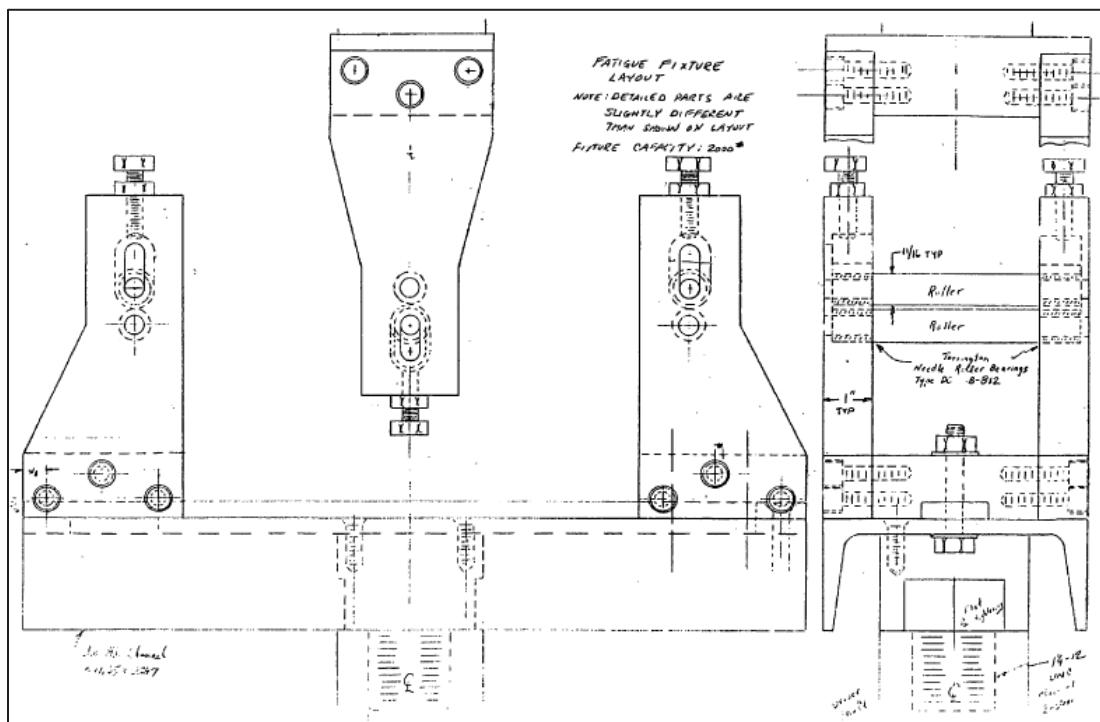




Figure 1-20 Montage de flexion
Figure tirée de De Baere, Van Paepegem et Degrieck (2008)

Finalement, le dernier montage présenté ici (Figure 1-21) est différent puisque l'éprouvette est serrée sur le montage pour devenir solidaire avec celui-ci. Ce montage, des mêmes chercheurs belges (De Baere, Van Paepegem et Degrieck, 2009), permet de réduire la flèche de l'éprouvette en flexion. Il a été développé spécialement pour tester des stratifiés de composites minces. Le désavantage de ce montage est qu'il introduit des contraintes dans l'éprouvette à chaque bout (De Baere, Van Paepegem et Degrieck, 2009).

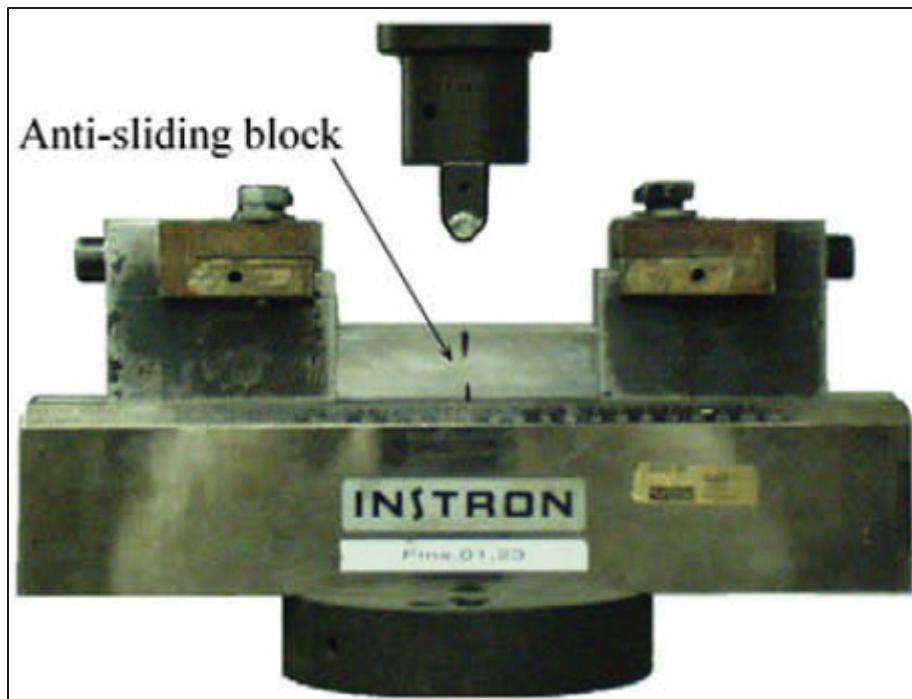


Figure 1-21 Montage de flexion
Figure tirée de De Baere, Van Paepegem et Degrieck (2009)

1.6 Conclusion

Dans cette revue de littérature, plusieurs points importants ont été soulevés pour comprendre l'effet de la température sur les composites de fibres de carbone-époxy. Il est apparent que la température a un effet négatif sur les performances du composite autant lors d'un essai quasi-statique qu'en fatigue. Par contre, la littérature comporte quelques lacunes. Il y a peu d'études portant sur les composites avec défaut interne et encore moins d'études qui incluent l'effet de la température. La fatigue à HT est un autre domaine où les informations sont rares. Enfin, la flexion complètement renversée est pour ainsi dire absente des écrits scientifiques. Dans le présent travail, l'effet de la température sera investigué sur un composite de carbone-époxy avec défaut interne en tension quasi-statique et en fatigue T-T. Ensuite, des essais de flexion complètement renversée en fatigue seront effectués pour comprendre les effets de cisaillements sur le défaut interne.

CHAPITRE 2

ÉQUIPEMENTS DE TESTS

Comme la conception et la fabrication des équipements de tests ont constitué une étape importante de la maîtrise, un chapitre entier leur est dédié. À noter que les montages conçus et fabriqués dans le cadre de travail seront utilisés par d'autres chercheurs dans le projet global CRIAQ COMP-407. Une description de la chambre atmosphérique se trouve en ANNEXE I.

2.1 Montage pour essai de tension-compression

Pour effectuer les tests nécessaires sur les éprouvettes hors normes, il a été inévitable de concevoir de nouveaux montages pour répondre adéquatement aux besoins de la recherche.

Voici les contraintes particulières lors de la conception du montage T-C :

- prévenir le flambage de l'éprouvette;
- pouvoir utiliser le montage à HT;
- permettre de voir la surface de l'éprouvette au niveau du défaut pour l'extensomètre vidéo (voir chapitre trois sur la démarche expérimentale);
- pouvoir voir visuellement les côtés de l'éprouvette pendant l'essai pour permettre de distinguer les fissurations dues aux effets de bord;
- être résistant à la corrosion, car le montage va être utilisé pour des tests avec humidité dans le cadre du projet.

La conception du montage T-C s'est faite après plusieurs itérations. Les premiers concepts préliminaires se sont basés sur un montage avec parties mobiles comme à la Figure 1-17. Par contre, il est rapidement apparu que l'ouverture maximale des mors surdimensionnés nécessaires aux tests pose problème. En effet, l'ouverture des mors est de 7,6 mm seulement. En tenant compte de l'épaisseur de l'éprouvette et d'un espace de jeu, il ne reste que 2,5 mm

d'épaisseur disponible pour chacune des deux parties. Cette faible épaisseur rend le montage relativement flexible.

Les Figure 2-1 et Figure 2-2 présentent des concepts de montage pour contourner le problème relié à l'épaisseur de matière disponible. D'autres itérations ont également ajouté des billes pour réduire la friction. La force utilisée durant la conception est la force horizontale lorsque le composite flambe. Cette force horizontale peut se comparer à la rigidité de l'éprouvette lors d'un test de flexion sur une éprouvette mince (8 plis) qui est de 100 N. Il est intéressant de remarquer la complexité des solutions trouvées pour contourner le problème relié à l'épaisseur disponible. De plus, ces solutions comportent d'autres problèmes, dont un facteur de sécurité contre l'écoulement du matériau relativement faible.

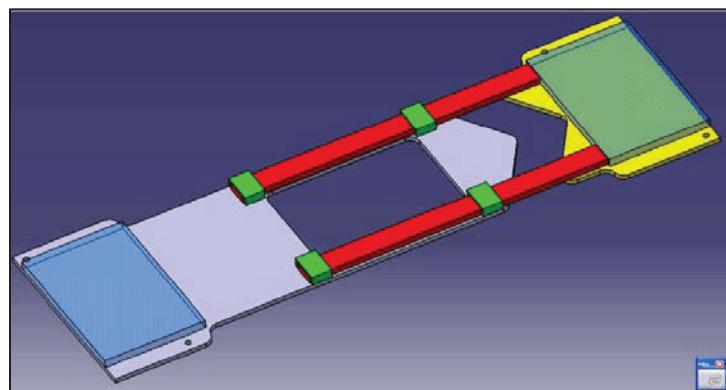


Figure 2-1 Itération du montage T-C

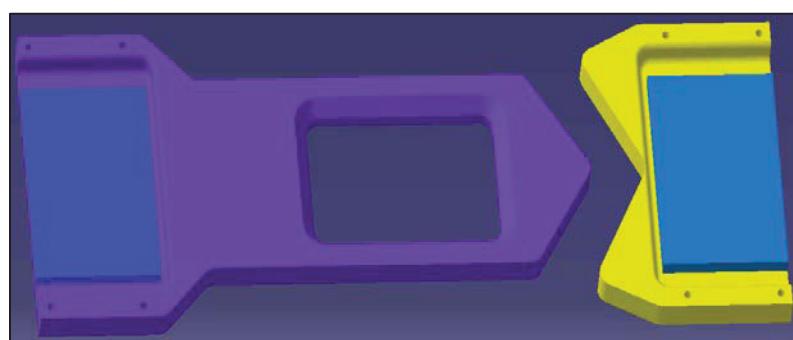


Figure 2-2 Itération du montage T-C

Finalement à cause de la trop grande flexibilité des autres concepts, la solution préconisée est une conception hybride basée sur le montage d'une note technique dans le « Journal of testing and evaluation » (Strauch, Rachau et Koudela, 2008) (Figure 1-18). Le principe de base de ce type de montage est de contraindre l'éprouvette en réduisant la longueur de la poutre où il y a possibilité de flambage. Sur la Figure 2-3, on peut voir le schéma d'une éprouvette avec les mors en A. Ensuite, sur la même figure B et C, il est possible de voir les deux premiers modes de flambage lorsqu'une éprouvette est en compression. Enfin, en D, le montage en rouge empêche l'éprouvette de flamber. La flèche verte montre la partie de l'éprouvette libre pour permettre le mouvement du mors. C'est également la seule partie qui peut potentiellement flamber. La théorie est que la force nécessaire pour obtenir du flambage sur cette petite poutre est plus grande que la force qui entraîne la défaillance de l'éprouvette.

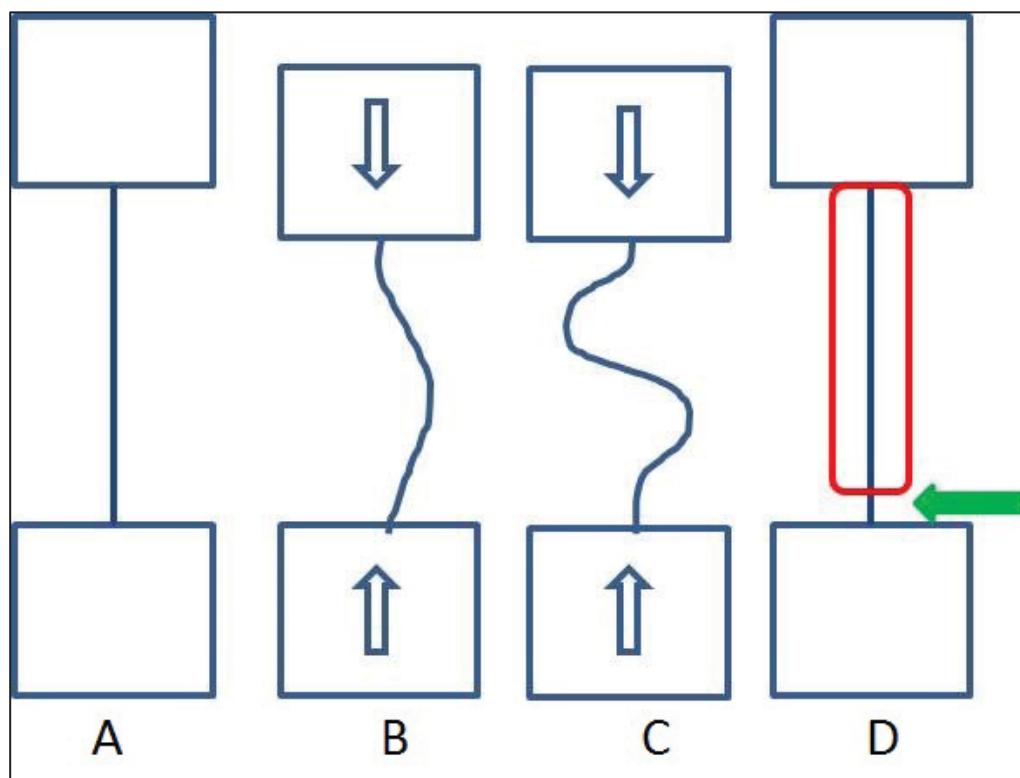


Figure 2-3 Principe du montage de tension-compression :A) Position initiale, B) Premier mode de flambage, C) Deuxième mode de flambage, D) Montage (rouge) et espace libre (flèche verte)

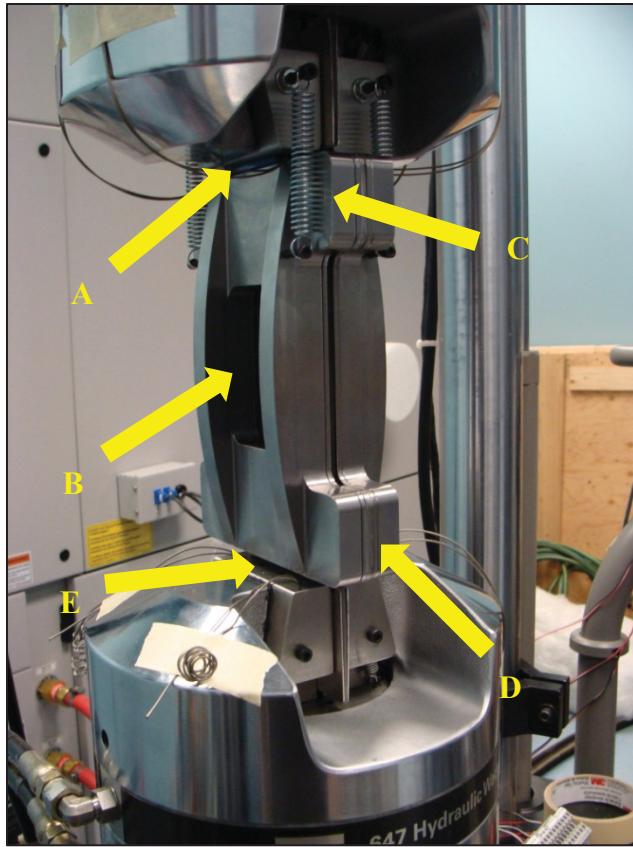


Figure 2-4 Montage de tension-compression
 A) cales d'espacement, B) fenêtre d'inspection,
 C) Ressorts, D) cales de montage, E) espace libre

Le montage consiste en deux parties similaires en acier qui sont reliées l'une à l'autre par des vis (Figure 2-4). Des cales d'espacement pour le montage en silicone HT se trouvent entre les parties. Ces cales étaient originellement en acier. Par contre, après des essais préliminaires, il a été constaté que malgré une fabrication ajustée des cales, celles-ci n'étaient pas assez près de l'éprouvette pour le supporter adéquatement. Durant les tests, du flambage a été aperçu dans la fenêtre d'observation. L'éprouvette n'étant pas assez supportée, elle flambait facilement avec des charges faibles. Le but est d'augmenter la force nécessaire pour atteindre un flambage dans la fenêtre d'inspection en changeant les conditions des supports. Durant ce premier test, il s'agit probablement d'un appui simple autour de l'éprouvette. La cale de silicone permet un ajustement plus serré et unique pour chacune des éprouvettes, car il est possible de comprimer le silicone. Le couple de serrage utilisé permet le mouvement de

l'échantillon mais empêche le flambage en changeant l'encastrement d'appui simple à encastrement. L'utilisation d'un lubrifiant à base de téflon peut aider en réduisant la friction entre le montage et l'éprouvette. Le but des billes est de réduire le contact et la friction entre le montage et l'éprouvette (Figure 2-5). Lors de l'assemblage du montage, les billes sont également enduites de téflon pour réduire la friction au maximum.

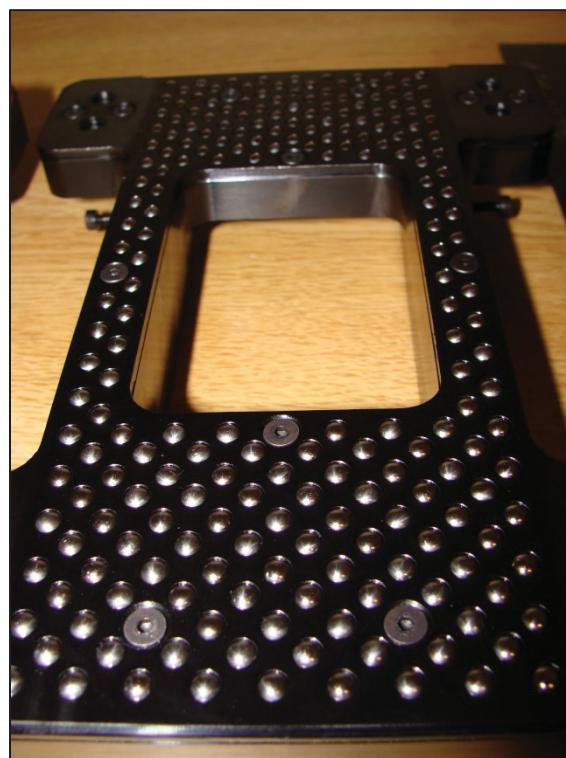


Figure 2-5 Montage tension-compression:
billes pour réduire la friction

Le montage est fixé aux mors du haut de la machine MTS par des ressorts. Une cale d'espacement est installée entre les mors et le montage. Ceci permet au montage d'être bien droit sur les mors et aussi d'éviter un contact avec les câbles d'acier, nécessaire à l'installation des mors surdimensionnés. Un revêtement d'oxyde noir est ajouté au montage comme inhibiteur de corrosion. La distance entre les mors du bas et le montage est variable et est typiquement d'environ 5 à 10 mm.

2.1.1 Validation, ajustement et modifications

Pour valider le montage, des tests de compression quasi-statiques ont été effectués pour simuler la phase de compression d'un test T-C.

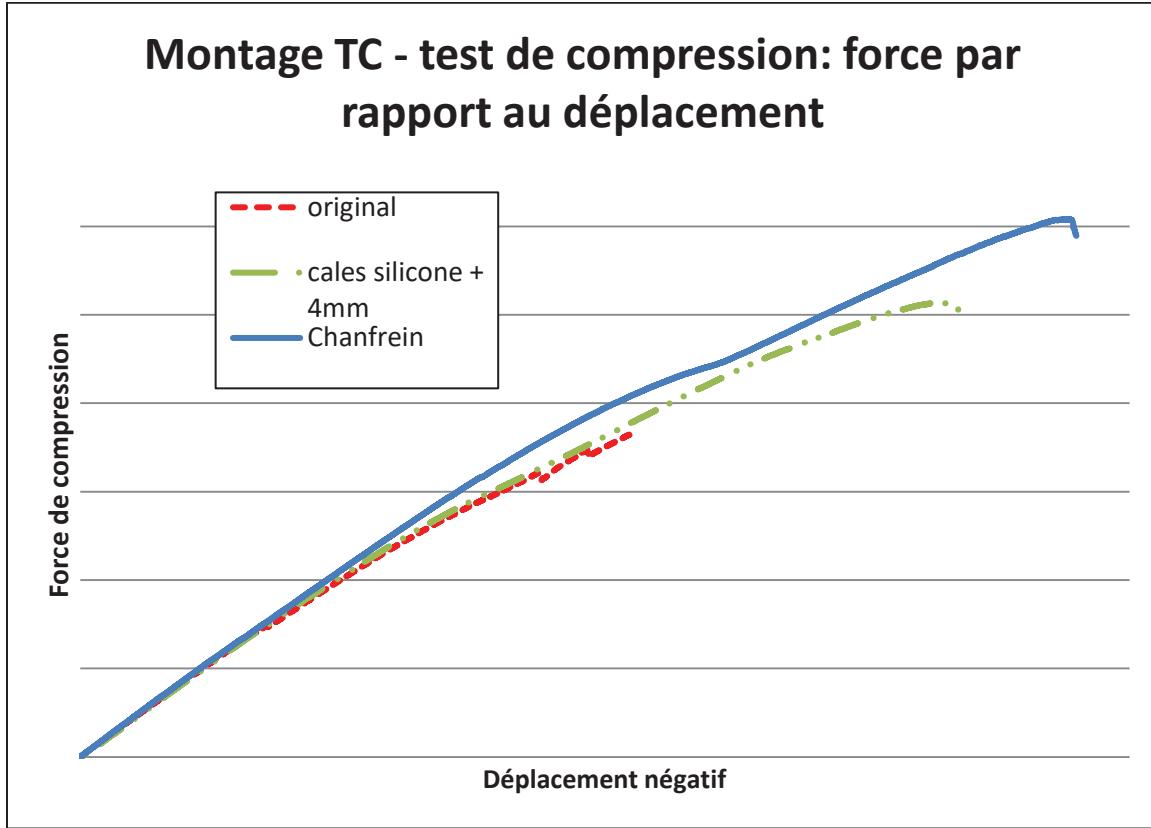


Figure 2-6 Test préliminaire en compression quasi-statique sur le montage T-C: résultats avec les modifications apportées

La Figure 2-6 montre les résultats des tests préliminaires effectués. La courbe du premier test en rouge (éprouvette PNL22-SPC4) montre deux soubresauts correspondant à des flambages observés visuellement dans la fenêtre et sous le montage respectivement. Ce test a été arrêté prématurément à cause du flambage. Lors du second test en vert (éprouvette PNL26-SPC1), le problème du flambage dans la fenêtre d'inspection a été réglé avec l'ajout des cales de silicone. La distance entre le montage et les mors a également été réduite. Une distance de 4 mm est utilisée, ce qui permet de réduire les chances d'un flambage sous le montage. Par

contre, le flambage sous le montage était toujours présent. Ce dernier entraîne d'ailleurs un autre problème. Lorsque l'éprouvette flambe, celle-ci s'appuie sur une arête du montage qui crée une amorce de fissure (flèche rouge) comme ce qui est observable sur la Figure 2-7. Il est possible de discerner la marque laissée par le montage sur l'éprouvette (au bout des flèches jaunes). Pour remédier à ce problème, un chanfrein a été usiné sur les arêtes fautives.

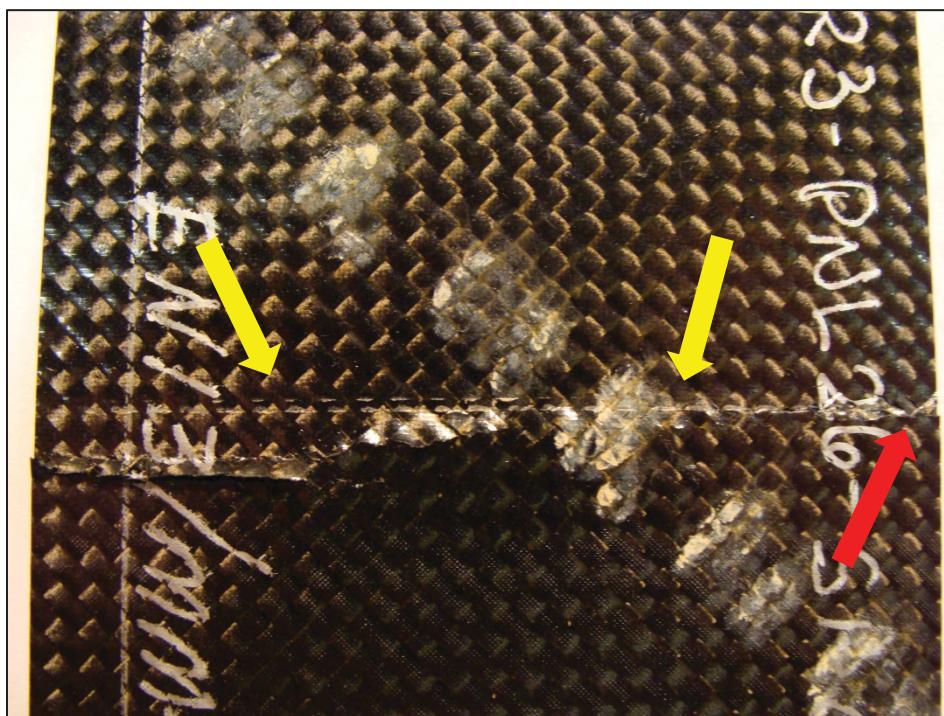


Figure 2-7 Rupture de l'éprouvette PNL26-SPC1 en compression quasi-statique avec montage TC à TA:
flèche rouge montre l'amorce de la fissure,
flèches jaunes montrent la marque du montage

Lors du dernier essai, en plus des cales de silicone, Sur le graphique de la Figure 2-6 (courbe bleue), une augmentation marquée de la force ultime en compression par rapport aux autres essais est observée. Une micrographie (Figure 2-8) de la fracture effectuée sur la dernière éprouvette indique que le flambage de l'éprouvette est contrôlé. Il s'agit d'une rupture de cisaillement des fibres et non une rupture due au flambage global de l'éprouvette. La charge a été considérée comme assez élevée pour effectuer les tests de fatigue.

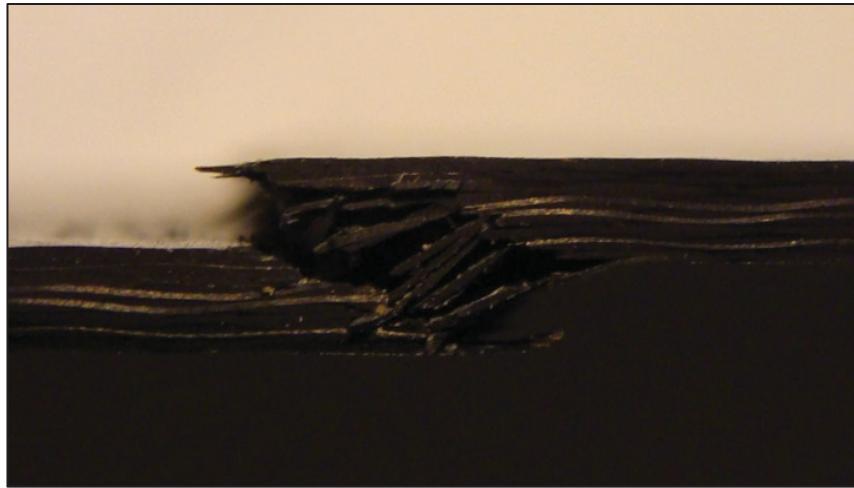


Figure 2-8 Micrographie de la rupture en compression quasi-statique avec montage TC à TA

Les tests préliminaires en fatigue ont été effectués à une fréquence de 0,2 Hz et une charge de 20 kN pour permettre l'observation d'éventuels problèmes. Des flambages sont apparus dans la fenêtre d'observation, sous et au-dessus du montage. Cette situation était inattendue puisque le flambage était contrôlé en essai de compression quasi-statique. Le seul changement était l'ajout des colonnes d'extension nécessaires pour faire les tests dans la chambre atmosphérique. Il a été trouvé que la séquence des événements est le flambage dans la fenêtre, ensuite le flambage sous le montage et finalement le flambage au-dessus du montage. Le flambage dessous pousse le montage hors alignement et ainsi crée le flambage au-dessus. Le flambage dans la fenêtre d'inspection a été réglé par un couple de serrage plus important. Il faut enlever tout mouvement horizontal de l'éprouvette tout en permettant un mouvement vertical.

Pour le flambage sous le montage de T-C, il a été trouvé qu'il y avait un mouvement non désiré au niveau des mors. Le mors du bas, qui transmet le mouvement à l'éprouvette tandis que l'autre, en haut, est fixe. Le mors du haut a été investigué puisqu'une correction éventuelle sur le piston du mors du bas aurait été très couteuse et très longue. Les déplacements du mors ont été mesurés grâce à l'extensomètre vidéo lors d'un test de T-C à faible fréquence. La Figure 2-9 permet de voir qu'il y a un mouvement considérable de la colonne dans la

direction de l'épaisseur de l'éprouvette, il est dû au flambage. Celui-ci est exacerbé par la rotation du mors lors des premiers cycles. L'extensomètre vidéo prend en compte ces deux types de mouvements. Lors du test suivant, il a été possible de remarquer une stabilisation du mouvement de la colonne. Cette stabilisation indique que les mors sont parfaitement alignés avec l'éprouvette.

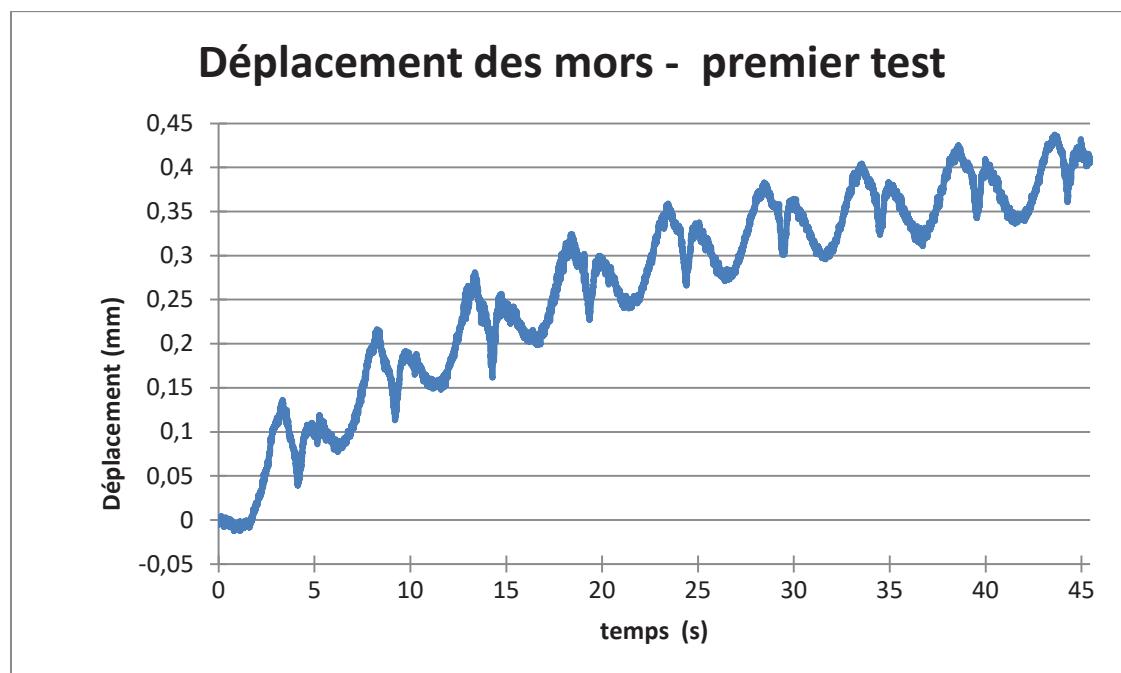


Figure 2-9 Mouvement du mors fixe sur machine MTS – premier test

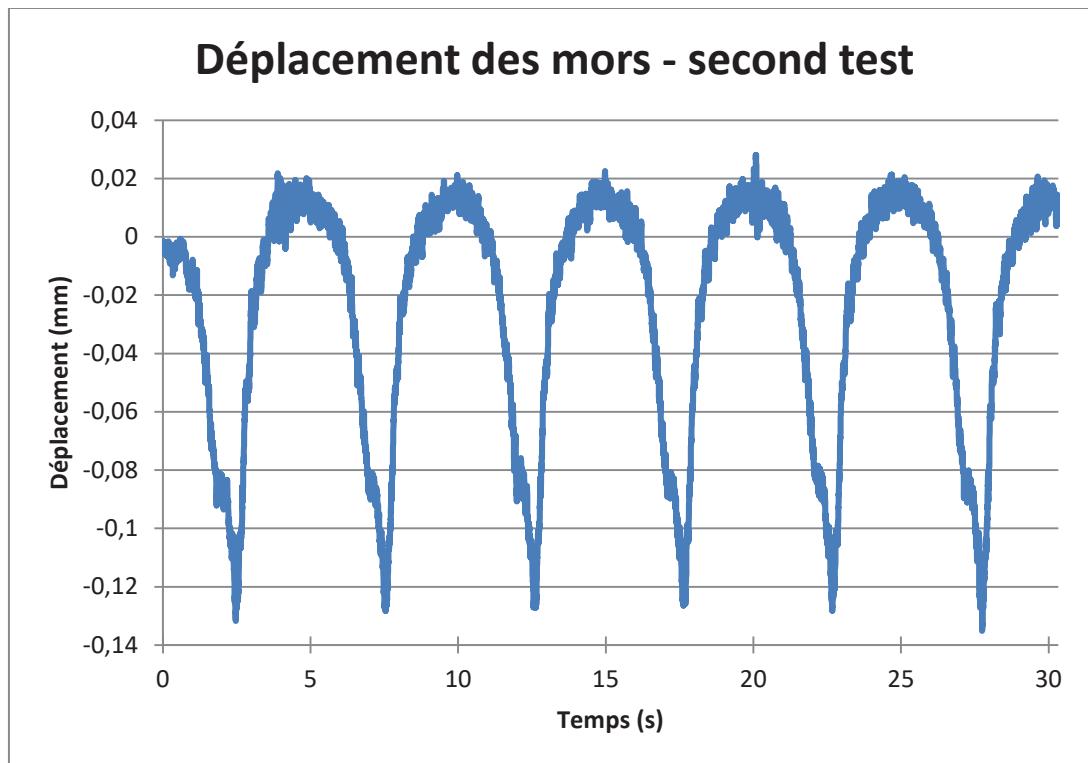


Figure 2-10 Mouvement du mors fixe sur machine MTS – stabilisation

Il y a un mouvement cyclique de la colonne d'environ 0,16 mm (Figure 2-10). Cette dernière observation permet de conclure que les mors sont désalignés lors de la phase de compression du cycle. Il a par la suite été découvert que les mâchoires de la machine ne sont pas seulement désalignées en compression, mais également au repos (Figure 2-11). Ce désalignement peut paraître faible, mais il est très probable qu'il contribue grandement au flambage observé. Le problème de désalignement est probablement dû aux joints d'étanchéité du piston de la machine MTS qui servent non seulement à garder l'huile hydraulique dans le système, mais aussi à centrer le piston.

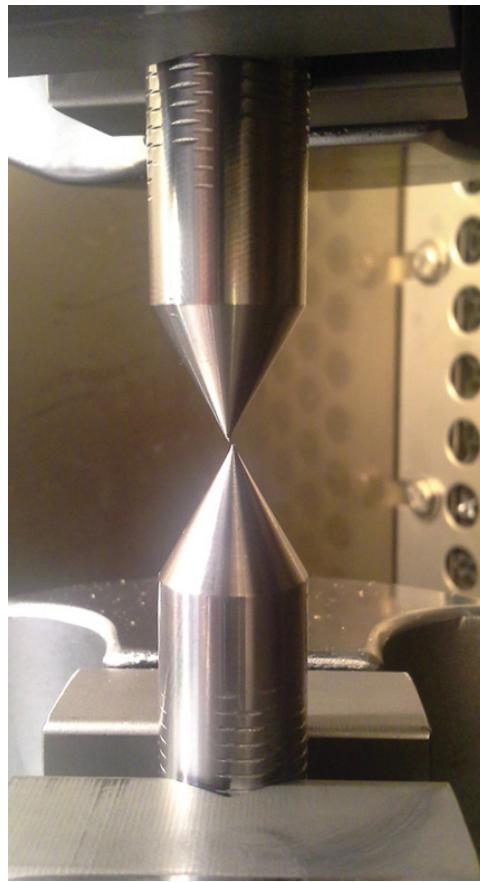


Figure 2-11 Désalignement des mors au repos

Une solution temporaire permettant de continuer les essais de T-C à TA est d'enlever les colonnes pour rigidifier le montage et la machine. Cette solution permet de réduire le mouvement des mâchoires de près de la moitié. Cette réduction du mouvement de la mâchoire permet d'effectuer des essais de fatigue à 20 kN sans flambage. La solution idéale pour utiliser les colonnes et la chambre atmosphérique est d'installer un module d'alignement sur la machine MTS. L'alignement de ce module devra se faire avec les colonnes en place pour s'assurer de l'ajustement. Par contre, pour des contraintes de temps, les tests de T-C ne seront pas effectués dans le cadre de cette recherche.

2.2 Montage pour test de flexion

Comme dans le cas du montage T-C, il a été nécessaire de concevoir un montage pour effectuer les tests de flexion complètement renversée dans le cadre du projet.

Les contraintes lors de la conception du montage de flexion sont :

- permettre une flexion complètement renversée;
- possibilité de changer la distance entre les appuis;
- possibilité de tester différentes épaisseurs d'éprouvettes;
- pouvoir utiliser le montage à HT;
- résistance à la corrosion.

Le montage préconisé est basé sur un montage de l'université de Gand en Belgique (De Baere, Van Paepegem et Degrieck, 2008) (Figure 1-20). Le montage du projet comprend les supports rotatifs qui sont caractéristiques de ce type de montage. Le principe (Figure 2-12) est que lors de la flexion il y a création d'un moment dans l'éprouvette au niveau des appuis extérieurs. Pour diminuer ce moment, l'appui tourne en même temps que l'éprouvette fléchi. De cette façon, le moment est nul puisque l'appui est toujours perpendiculaire à l'éprouvette.

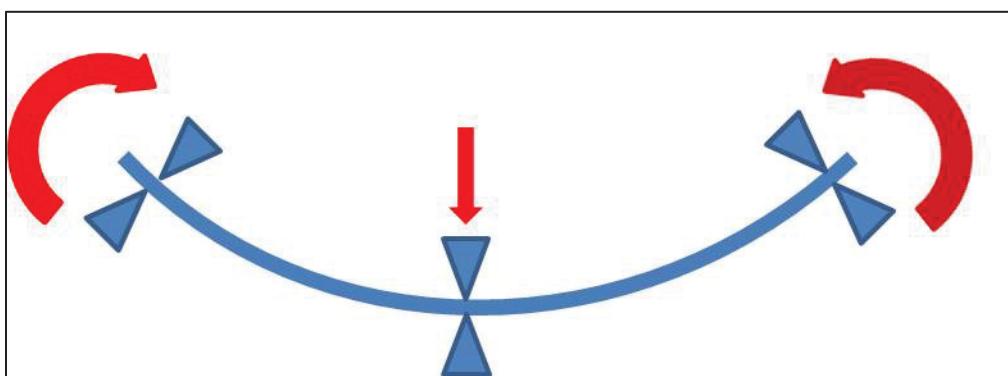


Figure 2-12 Principe du montage de flexion avec rotation des appuis

La Figure 2-13 montre une itération de conception lorsque le type de flexion n'était pas encore totalement défini. La force utilisée durant la conception a été de 5 kN. Celle-ci est la force maximale obtenue lors d'un essai de flexion quasi-statique sur notre matériau, incluant un facteur de sécurité.

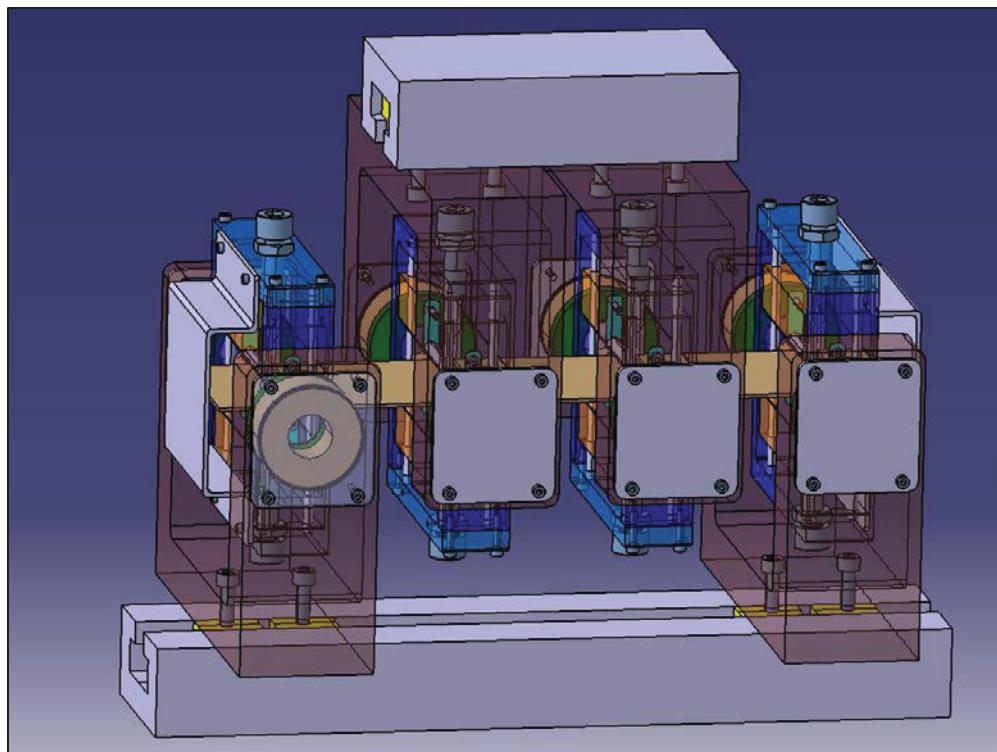


Figure 2-13 Itération de montage de flexion à quatre points

Le concept final du montage de flexion complètement renversée est présenté à la Figure 2-14. Ce design est un peu plus compact et versatile que les premières itérations. Les supports rotatifs monoblocs sont beaucoup plus rigides que ceux des itérations précédentes, où certains artifices ont été utilisés pour rigidifier les supports.

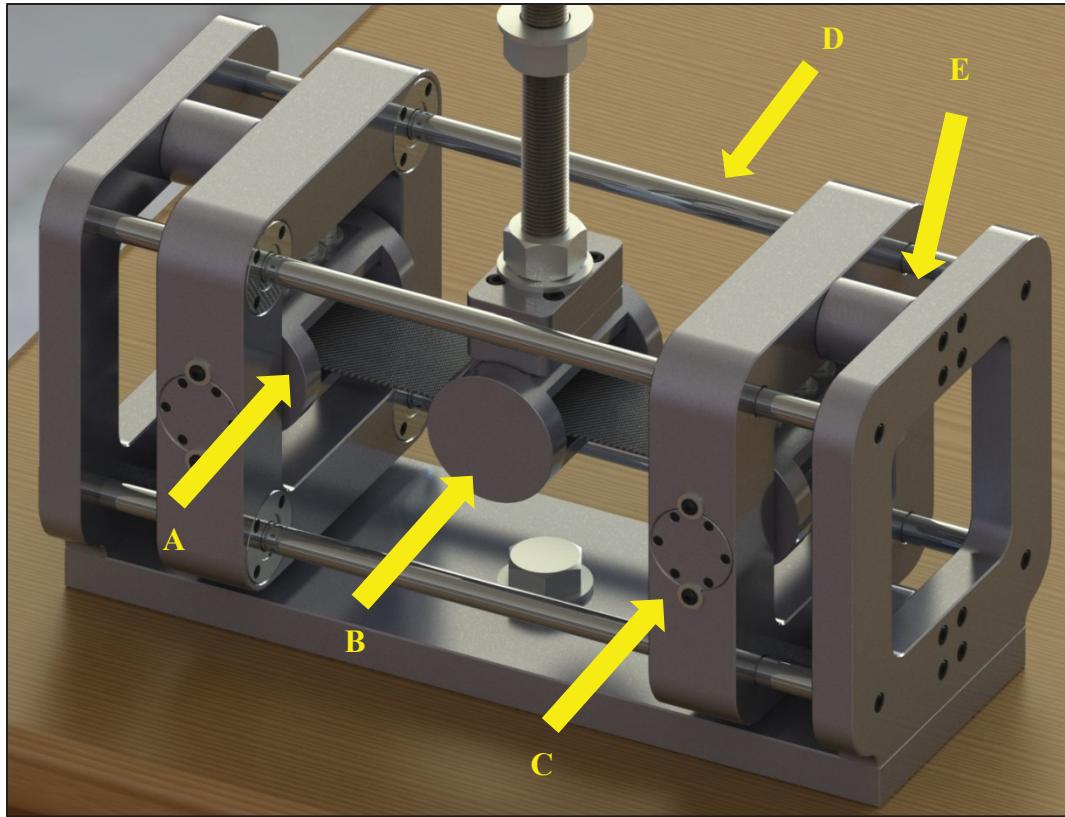


Figure 2-14 Montage de flexion complètement renversée
 A) support rotatif, B) support qui transmet le mouvement machine,
 C) vis pour bloquer la rotation, D) guide pour ajustement,
 E) ajustement de portée

En plus de supports rotatifs, le montage inclut des vis d'ajustements au niveau des rouleaux d'appuis. Celles-ci permettent de serrer l'éprouvette en place. Elles permettent aussi d'ajuster la hauteur de l'éprouvette sur le support rotatif et d'ainsi la disposer au milieu du mouvement de rotation. Il est possible également de bloquer la rotation des supports par l'ajout de vis sur le côté. Enfin, l'ajustement de la distance entre les appuis (portée) est effectué par l'installation d'entretoises fabriquées à la longueur voulue.

2.2.1 Validation, ajustements et modifications

Le mouvement rotatif des supports est un élément important du montage de flexion. La rotation se doit d'être la plus libre possible afin de diminuer l'effet nuisible sur la commande

de la machine MTS. L'ajustement de la précontrainte sur les roulements du support rotatif se fait en diminuant le couple de serrage des vis qui maintiennent l'axe des roulements. Il a été trouvé que seulement la moitié des vis étaient nécessaires et que le couple de serrage est très faible.

Lors des premiers tests préliminaires de fatigue en flexion, certaines difficultés ont été rencontrées. D'abord, il était assez apparent que le système de caractérisation (montage – colonnes – machine MTS) n'était pas assez rigide. Ce manque de rigidité a créé un mouvement non désiré sur l'éprouvette et sur l'ensemble du système. Le problème a été retracé à un manque de serrage dans les vis des colonnes. Pour régler ce problème, des collets de serrages ont été conçus et installés au niveau des colonnes.

Ensuite, quelques améliorations sont devenues nécessaires pour réduire le temps de mise en place des éprouvettes. Le temps de mise en place d'une éprouvette était de plus d'une heure avant les modifications. Tout d'abord, il apparut très rapidement qu'un moyen de fixer les rouleaux sur les porte-rouleaux était essentiel (voir Figure 2-15, élément C et D). Le premier moyen de fixation investigué a été de magnétiser les rouleaux puisque le rouleau et porte-rouleau sont en acier. Bien que théoriquement une bonne idée, l'application pratique n'est pas parfaite. Le magnétiseur portatif disponible pour cette expérimentation manquait de puissance pour rendre le rouleau assez magnétique et tombait après quelques minutes. La moyen suivant investigué a été de coller les rouleaux avec du ruban électrique isolant liquide. Lorsque ce liquide est durci, il garde une certaine flexibilité et est utilisable à des températures supérieures à 300°C. Par contre, il a été observé que les rouleaux tournent sur eux-mêmes et se décollent. Au final, la solution préconisée a été d'enduire les rouleaux de lubrifiant au silicone. La tension de surface du lubrifiant permet de garder les rouleaux collés le temps d'installer l'éprouvette. Cette solution fonctionne, mais est imparfaite puisque la procédure de lubrification doit être refaite pour chaque éprouvette.

L'amélioration suivante nécessaire est de fixer le porte-rouleau puisque celui-ci bouge lors de l'installation et du changement d'éprouvette. Ceci devient particulièrement

problématique lorsque la chambre atmosphérique est installée, puisque l'espace entre les parois et le montage est étroit et rend l'installation d'une éprouvette compliquée. La solution trouvée est d'installer une vis dans le porte-rouleau et de faire un trou dans le support rotatif. De cette façon, la vis retient le porte-rouleau et lui sert de guide (Figure 2-15, élément A).

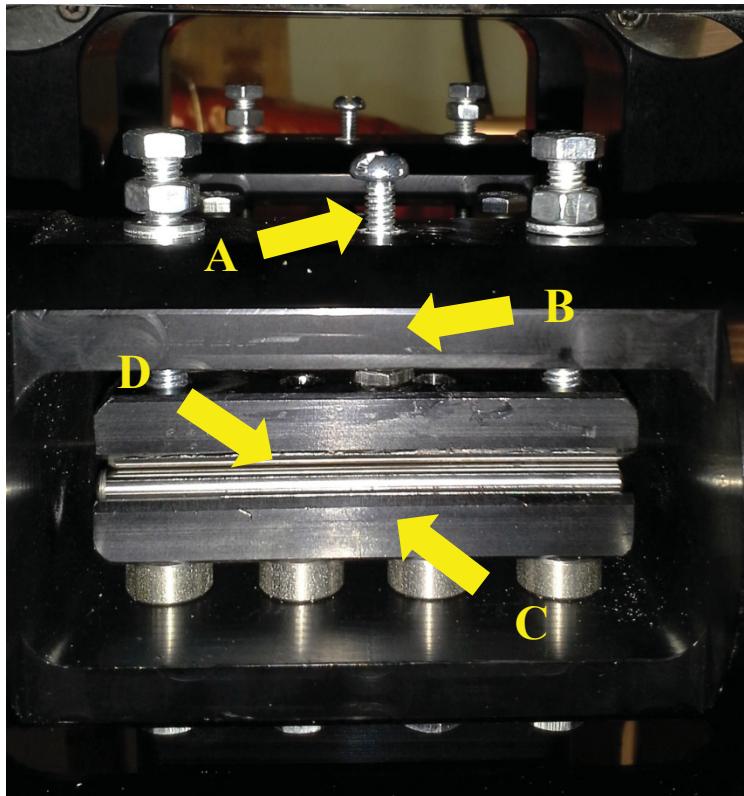


Figure 2-15 Modification du porte-rouleau
A) vis-guide, B) support rotatif, C) porte-rouleau,
D) rouleau

Une autre difficulté rencontrée est que l'éprouvette s'est mise à bouger durant un test. Il a été observé plusieurs fois que l'éprouvette pouvait se déplacer vers l'avant ou l'arrière et elle effectuait aussi une rotation ayant comme pivot les rouleaux du milieu (voir les flèches rouges sur la Figure 2-16 qui représente le mouvement de l'éprouvette). Les raisons possibles de ces mouvements sont la position du défaut dans l'éprouvette qui donne un mouvement et une déformation non symétrique, mais également le couple de serrage élevé nécessaire pour avoir un contact uniforme avec l'éprouvette. Lorsque le piston de la machine MTS est au

maximum ou au minimum de sa course, l'éprouvette s'allonge sous l'effet des contraintes internes. Quand le piston retourne vers le point neutre, l'éprouvette maintenant plus longue exerce une force sur les supports rotatifs, qui à leur tour, exercent une force sur la colonne dans une direction autre que vers le haut ou le bas.

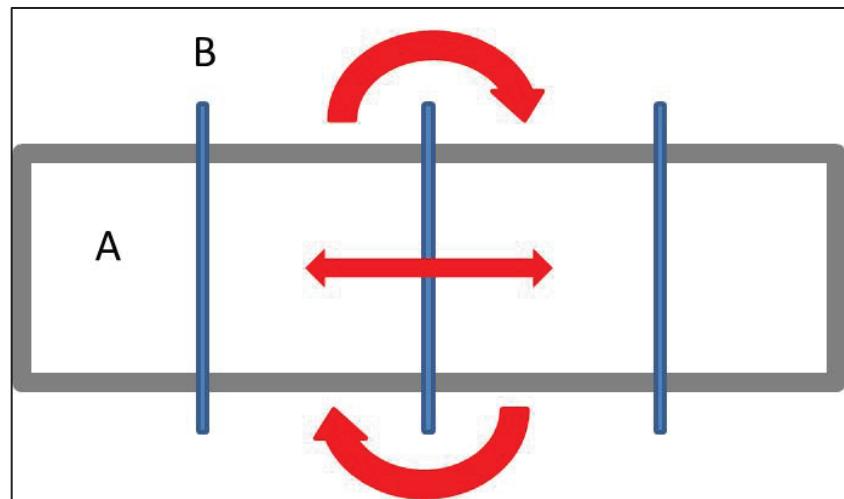


Figure 2-16 Schéma du mouvement de l'éprouvette en flexion complètement renversée, A) éprouvette, B) rouleaux, flèches rouges : mouvement lors de l'essai

Une solution pour réduire ce phénomène a été de réduire le couple de serrage des rouleaux sur les deux supports rotatifs extérieurs. Bien que cette solution se soit avérée assez efficace pour contrer le mouvement avant/arrière, le mouvement de rotation est devenu plus important. Un système anti-mouvement a été conçu à partir de tôle d'aluminium pour empêcher le mouvement (Figure 2-17).

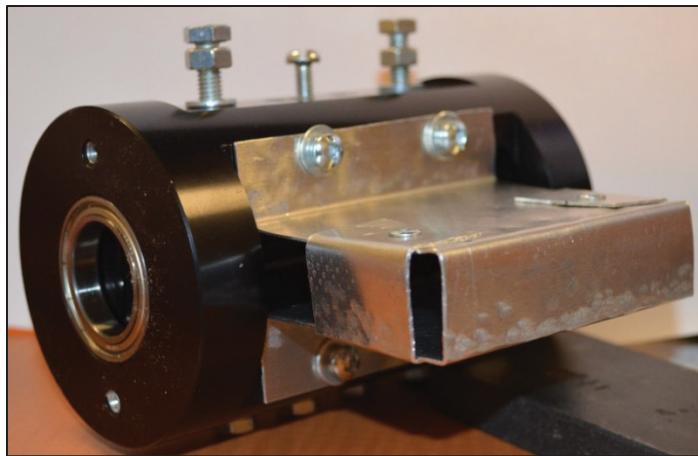


Figure 2-17 Système anti-mouvement en tôle d'aluminium

Des cales de silicone ont été installées à l'intérieur du système anti-mouvement pour empêcher l'éprouvette de cogner contre les parois. Les cales servent aussi à contrer le poids additionnel des tôles d'aluminium sur les supports rotatifs en aidant la rotation de ceux-ci. Toutes ces modifications ont permis de contrôler le mouvement de l'éprouvette et ainsi s'assurer que les points de contact des rouleaux restent à la même place tout au long de l'essai.

CHAPITRE 3

DÉMARCHE EXPÉRIMENTALE

3.1 Approche expérimentale

La problématique de recherche vise à déterminer l'effet de la HT sur les propriétés d'un composite de fibre de carbone/époxy utilisé dans le secteur aéronautique. Les sections suivantes décrivent plus en détail les dimensions des éprouvettes, les essais mécaniques, les procédures d'installation, le conditionnement ainsi que le critère de défaillance incluant l'inspection de l'endommagement.

3.2 Matériau des éprouvettes

Le matériau composite de cette étude est fourni par Bell Helicopter Textron Canada. Certaines propriétés du matériau sont confidentielles et d'autres sont connues. Il s'agit d'un stratifié utilisant une fibre de carbone tissée à armure toile et une matrice époxy. Les composites constitués ainsi sont caractérisés par de meilleures performances à l'impact, une meilleure tolérance à l'endommagement, une grande ténacité, une stabilité dimensionnelle sur une grande plage de températures et une facilité de fabrication par rapport à des composites à base de fibres unidirectionnelles (Naik, 2003).

L'hypothèse est que les propriétés du matériau de cette recherche soient similaires au système de résine époxy Cycom 5276-1 de la compagnie Cytec qui consiste en un préimprégné. La T_g de ce système se situe à 370°F (187°C) et la température de service recommandée par Cytec se situe entre -75°F et 250°F (-59°C et 121°C). Ce système est aussi offert en tissé à armure toile (G30-500PW fabric). La notice technique (technical data sheet) est présentée en ANNEXE I. La fibre utilisée dans un tel système à haute performance pour l'industrie aérospatiale et aéronautique a des similitudes avec la fibre T300 de la compagnie Toray.

3.3 Dimensions des éprouvettes

Les éprouvettes sont composées de 8 ou 16 plis avec l'empilement quasi-isotrope suivant : [45/0/-45/90]_s. La direction de l'empilement se mesure à partir du fils de chaîne du tissu. Dans notre situation avec une armure toile, les propriétés dans la direction de la chaîne et de la trame sont égales, donc les directions 45°, -45° et 0°, 90° sont équivalentes entre elles. Pour les tests de fatigue en T-T et en T-C, un stratifié mince de 8 plis et d'une épaisseur de 1,6 mm est utilisé. Une éprouvette épaisse de 16 plis avec l'empilement [45₂/0₂/−45₂/90₂]_s est utilisée pour les tests de flexion afin de réduire la flèche et d'augmenter les contraintes internes lors des tests. L'épaisseur de ces éprouvettes épaisses est de 3,2 mm.

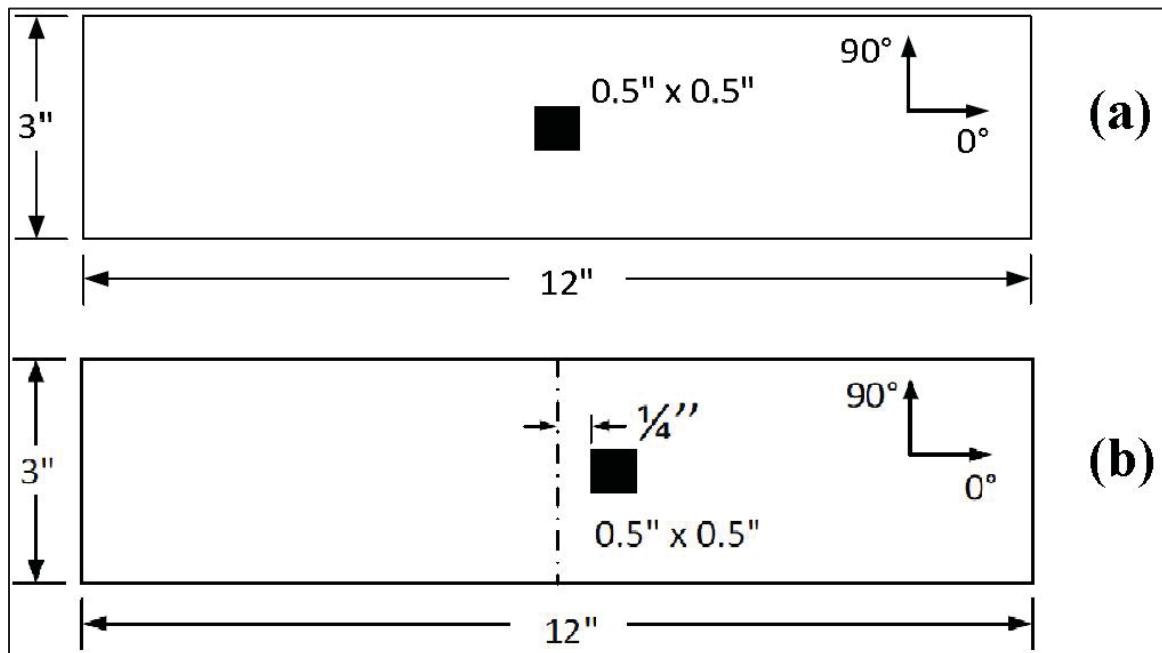


Figure 3-1 Dimensions des éprouvettes et positionnement du défaut,
(a) pour tension, (b) pour flexion

La Figure 3-2 (ligne rouge) montre la position du défaut sur l'éprouvette. Il est situé entre les troisième et quatrième plis. La position du défaut pour les éprouvettes de flexion est la même, en considérant chaque pli doublé comme un pli simple avec une plus grande épaisseur.

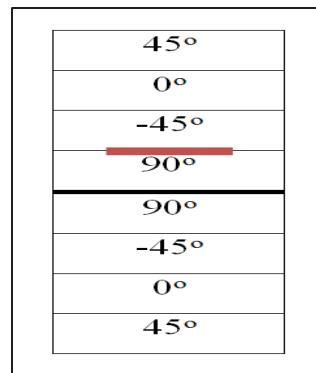


Figure 3-2 Position du défaut entre les plis -45° et 90°

3.4 Les essais mécaniques

Des essais quasi-statiques sont effectués à HT en tension, suivis d'essais en fatigue T-T à HT et finalement, des tests de flexion quasi-statique et de fatigue en flexion complètement renversée à TA. Idéalement, ce mémoire aurait aussi contenu les résultats des tests de flexion à HT, cependant certaines contraintes ont fait en sorte que d'autres étudiants en auront la charge. Le Tableau 3-1 indique le nombre d'éprouvettes par type de test et par condition.

Tableau 3-1 Plan de test (* = voir Khay et al. (2014))

	70°F (TA)	250°F (HT)
	Nb	Nb
Quasi-statique		
Tension	-*	5
Flexion	5	-
Fatigue		
Tension-tension	-*	11
Flexion complètement renversée	11	-

Les critères d'arrêt des essais varient. Les essais quasi-statiques sont arrêtés à la rupture finale de l'éprouvette. Les essais de fatigue sont arrêtés lorsque le critère de défaillance prédéfini est atteint.

Tableau 3-2 Utilisation des éprouvettes

Niveaux de chargement	Nombre d'éprouvettes par niveau de chargement	Total
3	3	9
Caractérisation de l'endommagement		2
Total		11

Les éprouvettes de fatigue sont utilisées de la façon suivante : trois niveaux de chargement et trois éprouvettes par niveau de chargement, ainsi que deux éprouvettes pour caractériser l'endommagement (Tableau 3-2). Les niveaux de chargement sont déterminés lors des tests préliminaires pour permettre une augmentation de la zone délaminée.

Ces données serviront pour construire une courbe S-N partielle. Il est à noté que cette courbe va permettre de donner une tendance et ne permettra pas de faire de la conception directement avec la courbe. Les points seront reliés par une courbe avec le meilleur ajustement possible (best fit curve) et est vérifiée avec la valeur des coefficients de détermination (R^2) pour établir le meilleur ajustement.

La machine utilisée pour réaliser les essais est un banc d'essai servohydraulique MTS810 d'une capacité de 100 kN. Des mors (wedges) surdimensionnés sont ajoutés aux mâchoires hydrauliques pour avoir un contact optimal avec l'éprouvette. Lors des essais à HT, une chambre atmosphérique est nécessaire et des colonnes d'extension sont utilisées pour positionner les éprouvettes au centre de la chambre. Pour les essais de flexion, le montage est installé avec les extensions, mais sans les mâchoires hydrauliques. Les méthodes d'installations des éprouvettes et les précautions à prendre sont présentées en ANNEXE III.

La vitesse de chargement est de 2 mm par minute pour les tests quasi-statiques. Les tests de fatigue en T-T sont effectués à une fréquence sinusoïdale de 7 Hz et un ratio R=0,1. Pour les tests de fatigue en flexion complètement renversée, le ratio R est de -1. La fréquence sinusoïdale de test visée est également de 7 Hz, par contre il est possible que celle-ci diminue à cause du grand déplacement demandé à la machine MTS.

3.5 Conditionnement

Le conditionnement des éprouvettes est basé sur le document : Procédure de conditionnement environnemental des éprouvettes du projet CRIAQ COMP407 (voir le document interne du projet). Cette procédure stipule que les éprouvettes doivent être conditionnées dans les conditions du laboratoire au minimum cinq jours avant de faire les essais. Ensuite, lors du conditionnement à HT, la température de l'éprouvette doit atteindre l'équilibre. Lors des essais préliminaires, un thermocouple a été fixé sur l'éprouvette. Il a été trouvé que l'éprouvette atteint son équilibre très rapidement. L'éprouvette atteint la température de la chambre en environ une trentaine de secondes. En fait, l'éprouvette atteint la même température que la chambre bien avant que celle-ci n'est atteinte et se stabilise à la température d'essai. Il est donc inutile de contrôler la température de l'éprouvette. Le temps que prend la chambre atmosphérique pour parvenir à la température d'essai dépend du temps que la chambre est ouverte, donc du temps requis pour installer l'éprouvette. Il est d'environ une heure dans les meilleures conditions et au maximum quatre heures lorsque la chambre est à la TA. La température demandée du conditionneur Thermotron est plus élevée que la température requise dans la chambre atmosphérique pour compenser les pertes dans cette dernière. La température du Thermotron est 131°C pour avoir un gradient de température de 3 à 4°C entre l'entrée et la sortie de l'air conditionné.

3.6 Critère de défaillance

Le critère de défaillance permet de déterminer quand arrêter l'essai en cours. Dans le cas d'un essai quasi-statique, le critère est la rupture de l'éprouvette. Pour les essais en fatigue, il est basé sur un principe de dégradation des propriétés mécaniques en fatigue. La dégradation

de la rigidité de l'éprouvette entraîne une déformation accrue pour une même contrainte appliquée. Cette déformation est mesurée sur la face de l'éprouvette, tout au long des essais. Pour ce faire, un système de vision par points, développé à l'ÉTS, est utilisé. Ce système permet de suivre jusqu'à 11 points positionnés sur l'éprouvette chargée en fatigue. Une analyse de corrélation d'images permet de connaître la distance entre les points pendant l'essai et de relier cette distance à une déformation.

La déformation initiale maximale de l'éprouvette se produit très rapidement après le début du chargement cyclique. Il a été défini de façon expérimentale que le point de départ des mesures de la déformation pour le critère de défaillance se situerait à 1000 cycles de chargements (voir sur la Figure 3-3, la déformation typique d'un composite). Cette période de chargement permet de s'assurer que la déformation initiale du stratifié est atteinte.

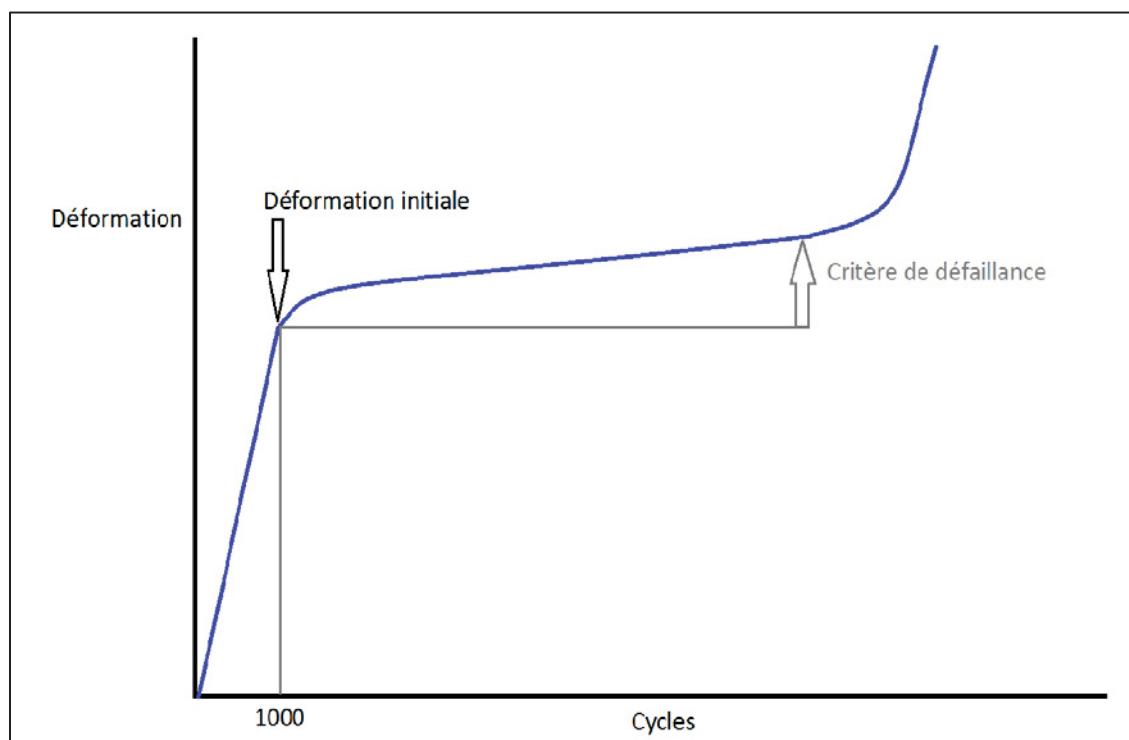


Figure 3-3 Principe de détermination du critère de défaillance sur un graphique typique de déformation par rapport au nombre de cycles

Maintenant que le point de déformation initiale est identifié, il est possible de calculer le critère de défaillance, comme étant l'augmentation de la déformation, en pourcentage, par rapport au point initial de déformation. Ce pourcentage de déformation est relié à la perte de rigidité ainsi qu'au début de la propagation du défaut artificiel dans l'éprouvette. La procédure pour trouver le critère de défaillance est similaire pour tous les différents essais effectués. Un essai de fatigue est arrêté après un critère de défaillance prédéterminé (typiquement entre 5% et 15%) et une inspection de l'éprouvette est effectuée pour déterminer si oui ou non le défaut artificiel s'est propagé. Cette procédure est répétée plusieurs fois (en général 3) avec des critères de défaillance différents pour déterminer le seuil de propagation du défaut. La valeur du critère de défaillance où le défaut se propage devient alors le critère d'arrêt des essais de fatigue. Les éprouvettes utilisées pour trouver le critère de défaillance ne font pas partie du plan de test montré plus haut.

3.7 Inspection

Pour trouver le critère de défaillance, une inspection sur les éprouvettes testées est nécessaire. Un essai est donc arrêté après un certain nombre de cycles ou une certaine déformation pour vérifier l'endommagement dans l'éprouvette à l'aide d'une méthode d'inspection non destructive. Une méthode d'inspection destructive (coupe et micrographie) sera ensuite utilisée pour confirmer les résultats.

3.7.1 Inspection ultrasonore

La première méthode d'inspection préconisée est une inspection ultrasonore à immersion. Le principe de base de ce type d'appareil est la transmission, la réflexion et l'absorption d'ondes ultrasonores se propageant dans la pièce à contrôler. Les ondes sont émises et captées par le transducteur. Une fois émises, les ondes sont réfléchies par l'éprouvette et par les défauts à l'intérieur de la pièce. L'interprétation des signaux permet de positionner les défauts, de définir ses dimensions et aussi de déterminer d'une certaine façon sa composition. La lecture du signal est, de façon générale, le temps que l'onde prend pour revenir

au transducteur. S'il y a un défaut intérieur, le signal va se trouver entre le signal de la surface et celui du dessous de la pièce. De plus, selon le type de réflexion (molle ou dure), la phase du signal sonore du défaut peut changer, en donnant du même coup des informations sur la nature du défaut lui-même. La présentation des données recueillies est sous la forme C-scan. Les paramètres optimaux du système d'inspections ultrasonores à immersion pour laboratoire Tecscan se trouvent à l'ANNEXE IV.

Sur la Figure 3-4, il est possible d'observer l'endommagement typique au niveau du défaut. Cette inspection est la représentation de l'endommagement se situant entre les surfaces, ici appelées écho d'épaisseur. Cette figure permet d'affirmer qu'il y a un endommagement entre le téflon et la surface supérieure puisque le téflon n'est pas facilement distinguable. Sur la Figure 3-5, il s'agit de la même éprouvette testée en fatigue jusqu'à une augmentation de la déformation de 5%, mais il s'agit de l'écho de la surface du dessous qui est analysé. Lors de l'analyse de cette surface, l'onde ultrasonore étudiée est l'onde d'écho de la surface de dessous, plus particulièrement l'amplitude de cette onde. Lorsque l'onde sonore rencontre un défaut, elle est réfléchie partiellement ou en totalité. L'onde d'écho de la surface de dessous a donc une amplitude plus faible. La Figure 3-5 représente donc tout défaut dans l'épaisseur de l'éprouvette, par contre aucune information n'est donnée sur la position dans l'épaisseur. Il faut examiner les A-scan et les B-scan pour trouver la position. Il est important de noter que toutes les autres figures d'une inspection ultrasonore seront de type écho de surface de dessous.

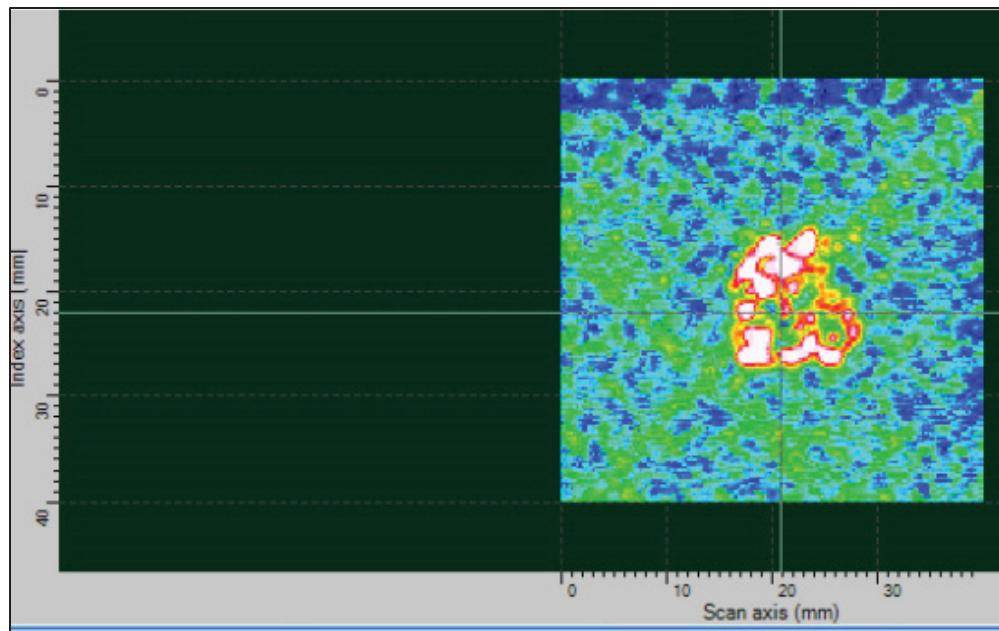


Figure 3-4 Éprouvette après fatigue à 68% CUS en T-T à TA et critère de 5% avec sonde V309 à 5MHZ : écho d'épaisseur

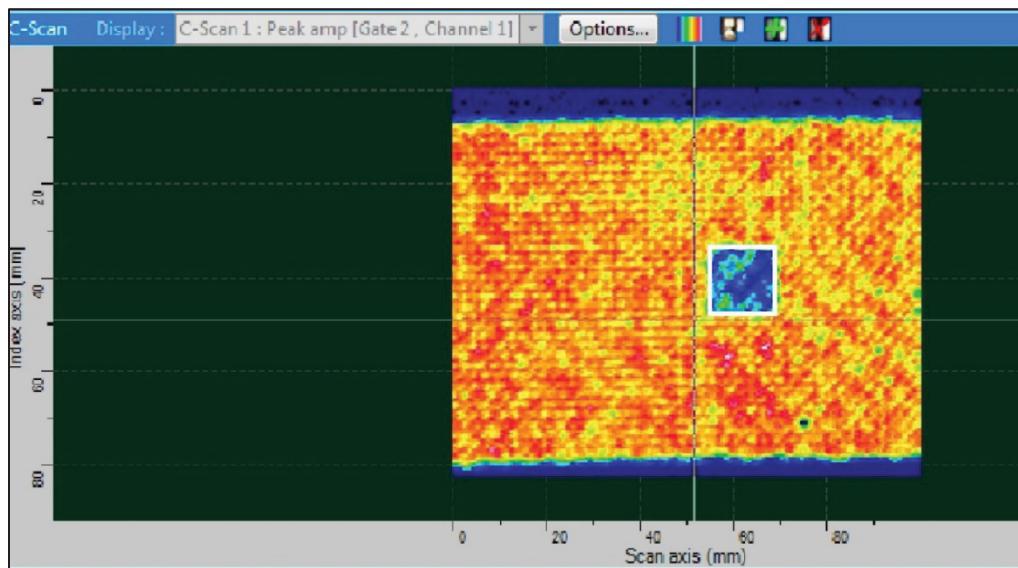


Figure 3-5 Éprouvette après fatigue à 68% CUS en T-T à TA et critère de 5% avec sonde V309 à 5MHZ : écho de dessous

La méthodologie pour trouver le critère de défaillance a été décrite un peu plus haut. Sur la Figure 3-6, il est possible d'observer un début de délamination. En blanc, une

représentation du téflon a été ajoutée pour aider la compréhension. Il est assez évident d'après cette figure qu'il y a un endommagement relativement important autour du défaut.

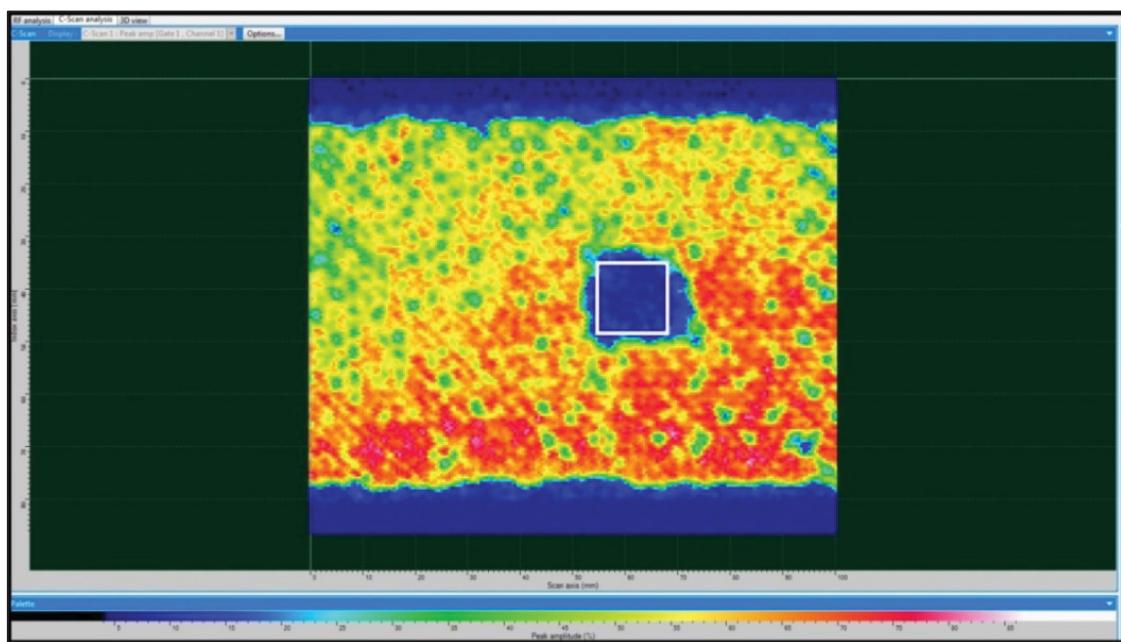


Figure 3-6 Éprouvette après fatigue à 68% CUS en T-T à TA et critère de 10% avec sonde V309 à 5MHZ

La procédure pour trouver le critère de défaillance est la même, quels que soient le type d'essai et la température. La différence se situe au niveau du chargement et de la valeur du critère. La Figure 3-7 montre l'endommagement d'une éprouvette testée en fatigue en flexion complètement renversée.

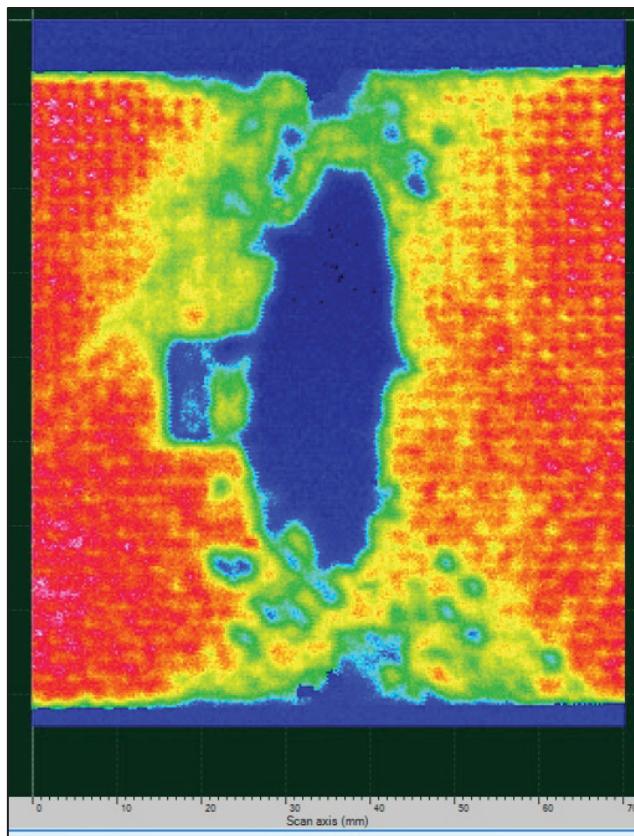


Figure 3-7 Éprouvette testée en flexion complètement renversée en fatigue à 40% CUS à TA $f=2,25$ Hz $R=-1$ avec sonde V309 à 5MHz

3.7.2 Inspection par rayon X

La seconde méthode d'inspection considérée est la radiographie à rayon X. Le but d'avoir plusieurs méthodes d'inspection est de déterminer quelle méthode est la plus performante selon les besoins, pour la précision et la compatibilité avec les stratifiés de fibres de carbone. Le choix du rayon X a été fait à cause de sa disponibilité, mais également parce qu'il s'agit d'une méthode d'inspection non destructive qui est utilisée depuis plusieurs années. Par contre, les résultats des inspections ont été décevants. Sur la Figure 3-8, la distinction entre avant et après le chargement est impossible à déterminer.



Figure 3-8 Inspection par rayon X - avant et après chargement en fatigue à 68% CUS en T-T à TA et critère de 10 %

Les raisons de ce phénomène est expliqué par Barth, Schubert et Koehler (2008) qui montrent un exemple d'inspection par ultrason par rapport une radiographie.

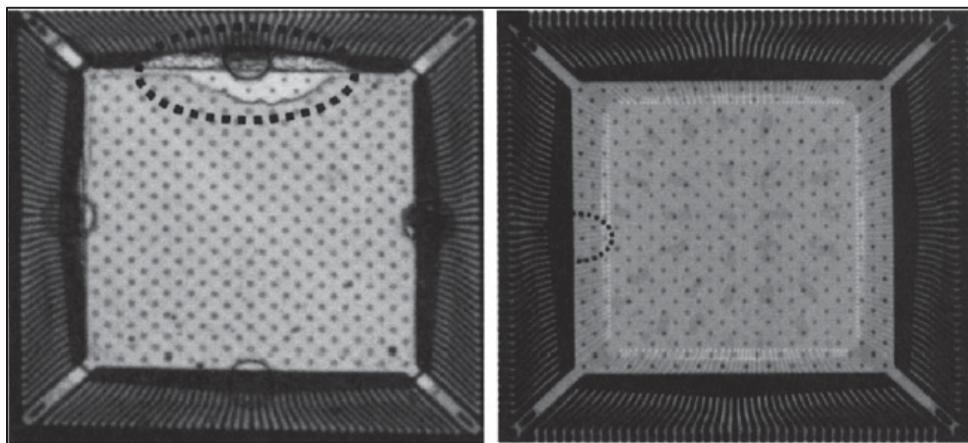


Figure 3-9 Inspection d'une délamination sur un microprocesseur:
à gauche par microscopie acoustique, à droite par radiographie
Figure tirée de Barth, Schubert et Koehler (2008)

À gauche de la Figure 3-9, il est facile de voir une délamination, tandis qu'à droite, elle est invisible lorsqu'inspectée par radiographie. Le phénomène impliqué est le grand changement d'impédance acoustique produit par une fissure ou une délamination remplie d'air mène vers une réflexion de presque toute l'énergie acoustique qui est détectée par le transducteur et affichée par l'appareil. Par contre, la radiographie par rayon X se base sur les changements de coefficient d'absorption le long de la trajectoire de la particule radioactive –

une valeur qui change de façon significative pour une fissure, seulement si celle-ci est parallèle à la trajectoire de la particule (Barth, Schubert et Koehler, 2008). Lorsque le défaut à l'intérieur de la pièce de composite est une délamination, il est très pertinent d'ajouter une solution d'iodure de zinc comme les chercheurs O'Brien et al. (1987) utilisent. Cette solution se propage dans les défauts et permet de changer le coefficient d'absorption de la particule radioactive. Ce changement d'absorption se voit facilement sur la pellicule de la radiographie. Dans le cas présent, une solution alternative aurait été de creuser un petit trou au niveau du défaut et injecter le liquide. Cette solution a rapidement été mise de côté à cause de l'endommagement requis pour faire l'inspection.

3.7.3 Inspection par coupe et micrographie

L'inspection par coupe et micrographie n'a pas été considérée dès le début pour la définition du critère à cause de certains problèmes inhérents à la méthode. Premièrement, il est impossible de prédire où pourraient commencer les fissures, elles peuvent commencer horizontalement ou verticalement ou même diagonalement en suivant un pli à 45°. La coupe faite peut passer à côté de la fissure et il serait impossible de le savoir. Deuxièmement, il s'agit d'une méthode qui détruit l'éprouvette puisqu'il faut la couper. Par contre, la micrographie permet de révéler exactement la fissuration ou la délamination d'où son utilité comme moyen de vérification des méthodes non destructives et lorsque celles-ci ne donnent pas des résultats concluants. Les microographies ont été réalisées sur un microscope optique pour la métallurgie de type NMM-800TRF.

La difficulté de cette méthode d'inspection est de s'assurer de ne pas créer de fissures par la coupe elle-même et de faire les coupes dans la bonne direction dans le but d'être dans un angle optimal pour voir la ou les fissures. Pour les éprouvettes de tension, il a été décidé de faire 6 coupes de 9 mm de largeur avec une coupe au centre du défaut de téflon (Figure 3-10). La longueur totale des coupes est de 68 mm (un peu plus de 2,5 pouces) en tenant compte du trait de scie qui est de 2 mm de largeur. Dans le présent document, la surface de coupe située

à gauche est appelée A et celle à droite B. Par exemple, la surface #2A est la surface de coupe à gauche de la coupe #2.

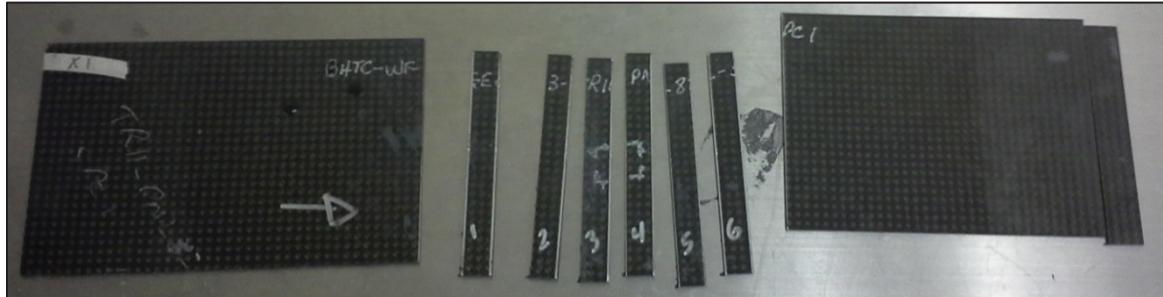


Figure 3-10 Coupe pour micrographie, éprouvette en T-T

Pour les éprouvettes de flexion, la coupe pour micrographie est un peu différente à cause de l'endommagement observé par l'inspection ultrasonore (Figure 3-11). La largeur des coupes #2 à #5 est de 9 mm, soit la même que pour les éprouvettes en tension. La longueur est de 58 mm. Les coupes sur les éprouvettes de flexion ont été effectuées à l'aide d'une nouvelle table de découpe développée pour le projet. Celle-ci permet des coupes plus nettes et un trait de scie plus mince de 1 mm.

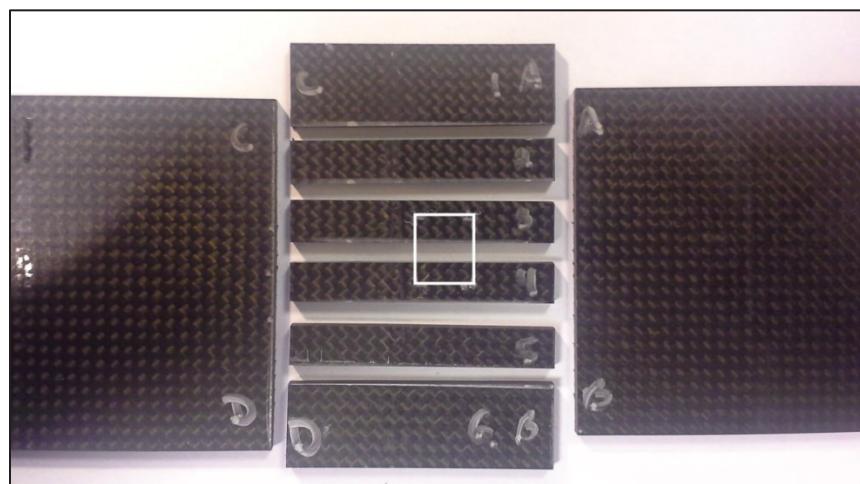


Figure 3-11 Coupe pour micrographie, éprouvette en flexion complètement renversée

CHAPITRE 4

RÉSULTATS ET INTERPRÉTATION

4.1 Essais quasi-statiques en tension à HT

Les essais quasi-statiques effectués en tension à HT (121°C) permettent de trouver la valeur de chargement à laquelle il y a rupture des éprouvettes (charge ultime en statique : CUS). Cette valeur sert de base pour la définition des essais suivants en fatigue. Elle permet aussi de faire une comparaison avec le comportement du matériau à TA. Les résultats des essais de tension sont présentés au Tableau 4-1 en pourcentage de la moyenne.

Tableau 4-1 Résultats des essais quasi-statiques
en tension à HT

Nom des éprouvettes	CUS %	Contrainte %
BHTC-WF-GE03-TR10-PNL71-SPC3	99,9	99,9
BHTC-WF-GE03-TR13-PNL110-SPC1	102,1	102,1
BHTC-WF-GE03-TR11-PNL86-SPC1	101,5	101,5
BHTC-WF-GE03-TR10-PNL72-SPC1	99,1	99,0
BHTC-WF-GE03-TR12-PNL98-SPC4	97,4	97,5

Le Tableau 4-2 présente les résultats des essais de tension quasi-statiques à TA effectué par M. Mohammed Khay (Khay et al., 2014). La diminution de la contrainte maximale à la rupture à HT par rapport à TA est d'environ 8,8%.

Les écart-type des charges et contraintes maximales ont été calculés à partir des valeurs enregistrées pendant les essais. Les écarts sont très faibles, ce qui est un témoignage de la qualité des éprouvettes fournies par Bell Helicopter Textron Canada. Ces faibles écart-type permet également de déduire que les éprouvettes sont similaires et que les défauts de fabrication sont peu nombreux. Les contraintes ont été calculées à partir de la valeur des épaisseurs moyennes, soit 1,54 mm. L'écart-type sur l'épaisseur est de 0,02 mm.

Tableau 4-2 Résultats des essais quasi-statiques en tension à TA effectué par Khay et al. (2014)

Nom des éprouvettes	CUS %	Contrainte (%)
BHTC-WF-GE03-TR11-PNL83-SPC3	103,7	103,7
BHTC-WF-GE03-TR11-PNL87-SPC3	100,2	100,2
BHTC-WF-GE03-TR11-PNL83-SPC1	98,5	98,5
BHTC-WF-GE03-TR11-PNL87-SPC1	94,1	94,2
BHTC-WF-GE03-TR11-PNL85-SPC1	103,4	103,4

Pour tous les essais, aussi bien à TA qu'à HT, la rupture des éprouvettes s'est produite de manière subite sans indication de la rupture imminente. De plus, la rupture ne passe pas nécessairement par le défaut interne comme il est possible de l'observer sur les Figure 4-1 et Figure 4-2. Également, des inspections par ultrasons ont été effectuées sur des éprouvettes testées en tension quasi-statique à différents niveaux de chargement avant la rupture finale (voir un exemple de C-scan à 68% CUS de chargement à la Figure 4-3). Pour ces éprouvettes, il est impossible de discerner un endommagement et encore moins un début de délamination jusqu'à un chargement de 91% CUS. Avec ces observations et la manière dont s'est produite la rupture, il est permis de supposer que la propagation de la délamination et la rupture finale se font de manière instantanée. De plus, il est possible de penser que certaines parties endommagées observées après la rupture ont été causées par l'onde de choc lors de la rupture.

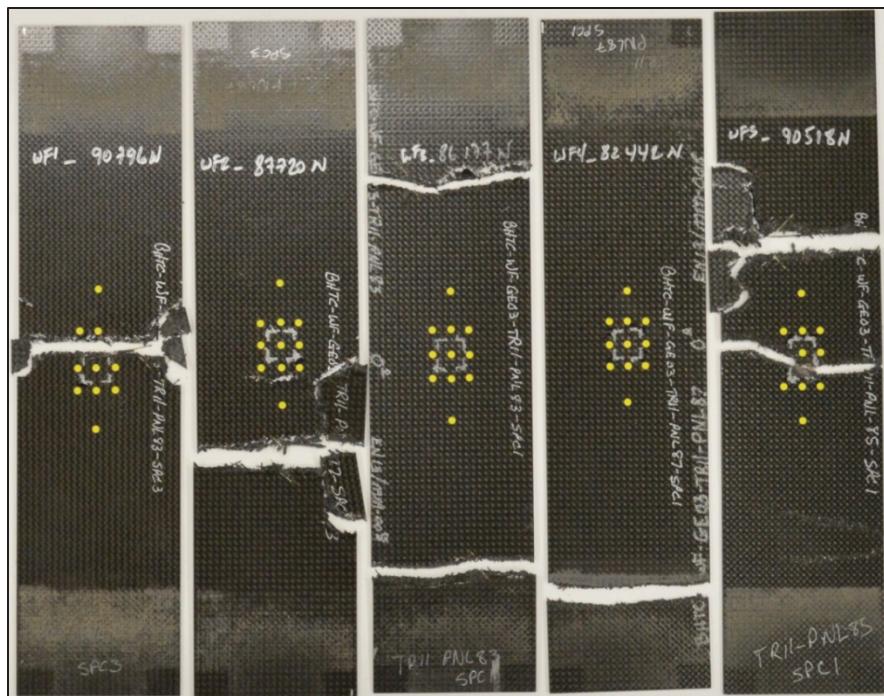


Figure 4-1 Rupture en tension à TA: ne passe pas toujours par le défaut

Il est intéressant de remarquer que les modes de rupture des éprouvettes testées dans le cadre de cette recherche sont similaires à ceux de la littérature (Kawai et Taniguchi, 2006). Il est difficile de distinguer les différences entre les éprouvettes à TA et HT. De plus, il n'y a également pas eu d'effet de striction et la température semble jouer un faible rôle sur la charge maximale à la rupture. Cette dernière conclusion est peu surprenante puisque le chargement se fait dans la direction de la fibre où le composite est le plus résistant, soit dans la direction du fil de chaîne. Dans notre cas, les plis à 0° et 90° supportent la vaste majorité de la charge.



Figure 4-2 Rupture en tension à HT: ne passe pas toujours par le défaut

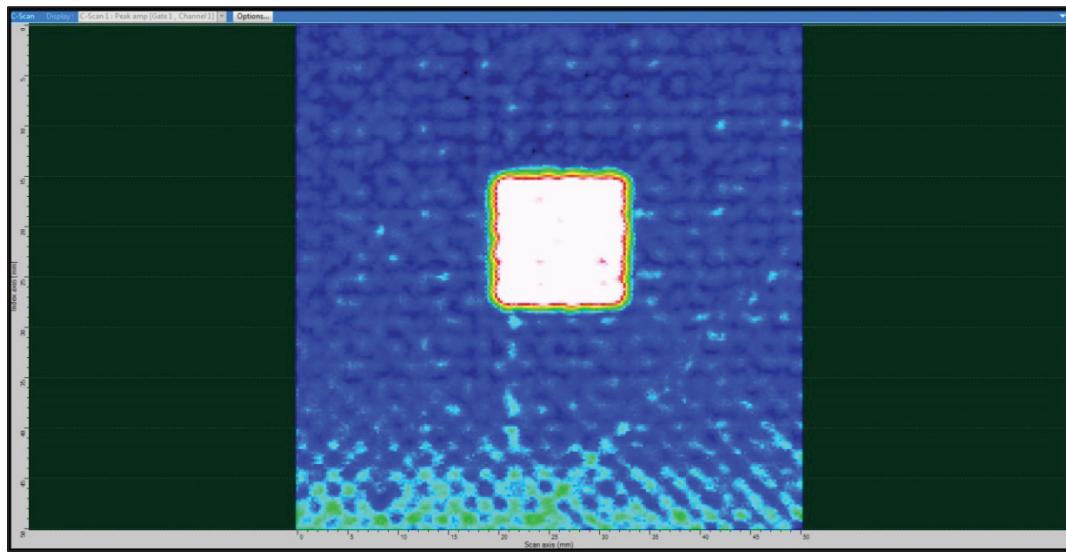


Figure 4-3 C-scan après chargement quasi-statique jusqu'à 68% CUS avec sonde V309 à 5MHZ : pas de propagation du défaut

D'autre part, le défaut inséré semble avoir peu d'effet sur la rupture. Ceci s'explique en observant plus attentivement la fabrication des éprouvettes. Le défaut de téflon est installé entre deux plis pour simuler une délamination. Il faut prendre en compte qu'aucune fibre n'a été endommagée lors de la fabrication. Toutes les fibres dans le sens du chargement sont intactes et peuvent donc supporter les contraintes appliquées comme c'est le cas pour une éprouvette sans défaut. De plus, un essai de tension ne tend pas à augmenter l'effet d'une zone délamинée sur la charge à la rupture, car les fibres ont tendance à s'aligner dans le sens du chargement. Cette tendance des fibres ferme la délamination et les fissures longitudinales.

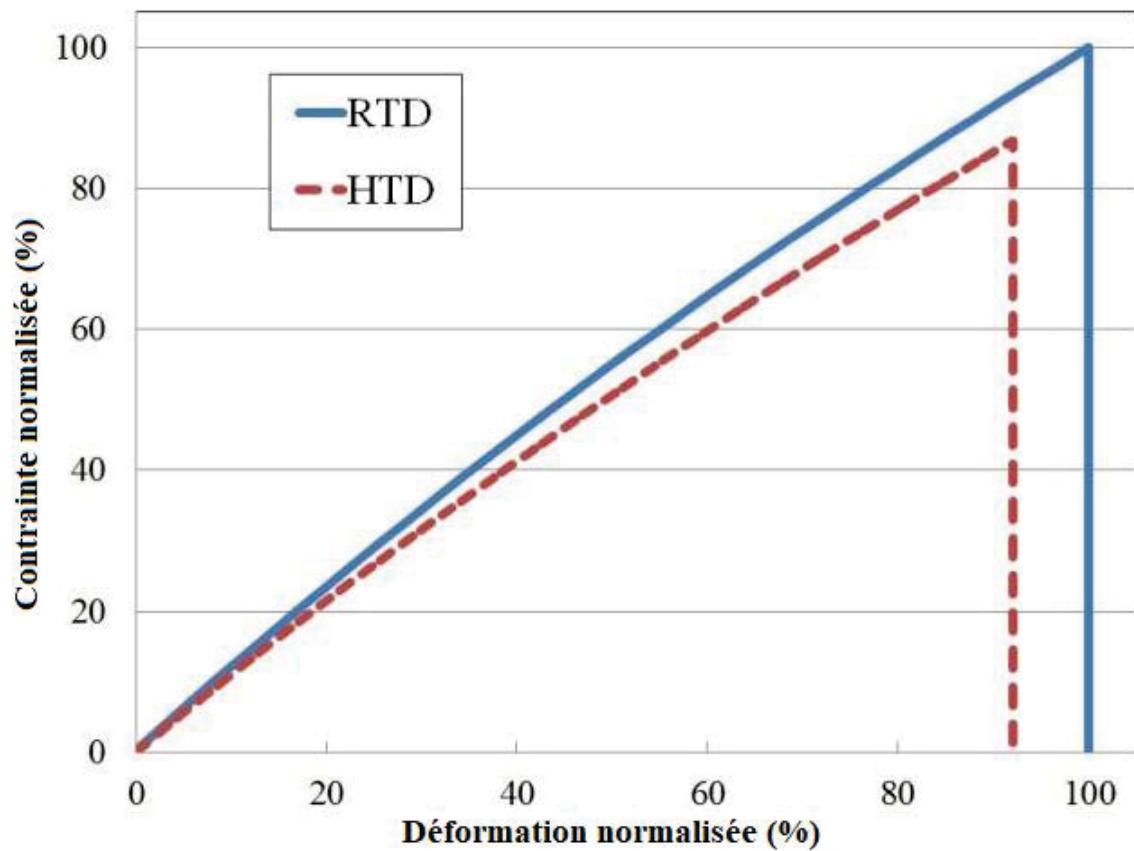


Figure 4-4 Courbes de contrainte-déformation en tension quasi-statique à TA et à HT

La Figure 4-4 présente la courbe normalisée de contrainte par rapport à la déformation en tension quasi-statique à TA et HT. Ces données ont été calculées à partir des équations 4.1

et des données des fichiers de la machine de traction MTS. Les variables des équations sont la force (F) en newton, la section transversale moyenne ($A = \text{largeur} \times \text{épaisseur}$), la longueur de l'éprouvette entre les mors (L) et l'elongation ($dl = L + \text{position du mors}$, qui débute à zéro et se termine à la rupture).

Les valeurs calculées sont normalisées par rapport aux valeurs moyennes de contrainte et de déformation à la rupture de chacun des éprouvettes.

$$\sigma = \frac{F}{A} \quad (4.1)$$

$$\varepsilon = \frac{dl}{L} \quad (4.2)$$

La déformation à la rupture des éprouvettes à HT est plus faible que pour les éprouvettes testées à TA. La contrainte à la rupture est également plus faible à HT qu'à TA. De plus, les pentes des deux courbes sont très similaires. Par contre, une légère déviation entre les courbes est observable près du point de rupture. Cette déviation est probablement causée par la température. Pour confirmer cette tendance, une étude exhaustive avec beaucoup plus d'éprouvettes est nécessaire. De plus, il serait intéressant d'utiliser un extensomètre sur les éprouvettes pour éliminer la flexion dans le bâti de la machine MTS. Dans notre cas, la valeur importante était la charge ultime qui est par la suite utilisées pour les essais en fatigue.

4.2 Essais de fatigue tension-tension à HT

Les résultats des essais T-T à HT se trouvent au Tableau 4-3. Les valeurs présentées dans ce tableau sont seulement celles utilisées pour tracer les courbes S-N. Les valeurs éliminées l'ont été d'après la méthode des deux écarts-types. Un total de cinq valeurs a été éliminé de cette façon. Il est à noter qu'il y a eu plus de valeurs rejetées à HT qu'à TA. De plus, il est possible de remarquer que deux éprouvettes chargées à 50% de CUS ont atteint la

limite du nombre de cycles qui a été établie à un million de cycles. Les autres se sont arrêtés avec le critère de défaillance de 5% d'augmentation de la déformation.

Tableau 4-3 Résultats des essais de fatigue à HT en T-T f=7Hz R=0,1 avec un critère de 5%

% CUS	Nom des éprouvettes	# cycles à l'arrêt
60	BHTC-WF-GE03-TR13-PNL103-SPC2	11 567
	BHTC-WF-GE03-TR11-PNL78-SPC3	24 403
	BHTC-WF-GE03-TR10-PNL75-SPC3	25 077
55	BHTC-WF-GE03-TR11-PNL86-SPC3	43 803
	BHTC-WF-GE03-TR11-PNL88-SPC1	26 958
	BHTC-WF-GE03-TR10-PNL72-SPC3	40 110
50	BHTC-WF-GE03-TR13-PNL113-SPC4	1 000 000
	BHTC-WF-GE03-TR11-PNL80-SPC1	1 000 000
	BHTC-WF-GE03-TR10-PNL73-SPC2	606 741

Les deux éprouvettes qui ont atteint la limite de durée de vie ont été conservées pour créer la courbe S-N à cause de l'endommagement autour du défaut similaire au critère de défaillance. Comme il est possible de l'observer sur les inspections ultrasonores de la Figure 4-5, l'endommagement autour du défaut de l'éprouvette BHTC-WF-GE03-TR11-PNL80-SPC1 (Figure 4-5, A) et BHTC-WF-GE03-TR13-PNL113-SPC4 (Figure 4-5, B) est sensiblement le même que sur l'éprouvette utilisée pour trouver le critère de défaillance de 5% à HT (Figure 4-5, C).

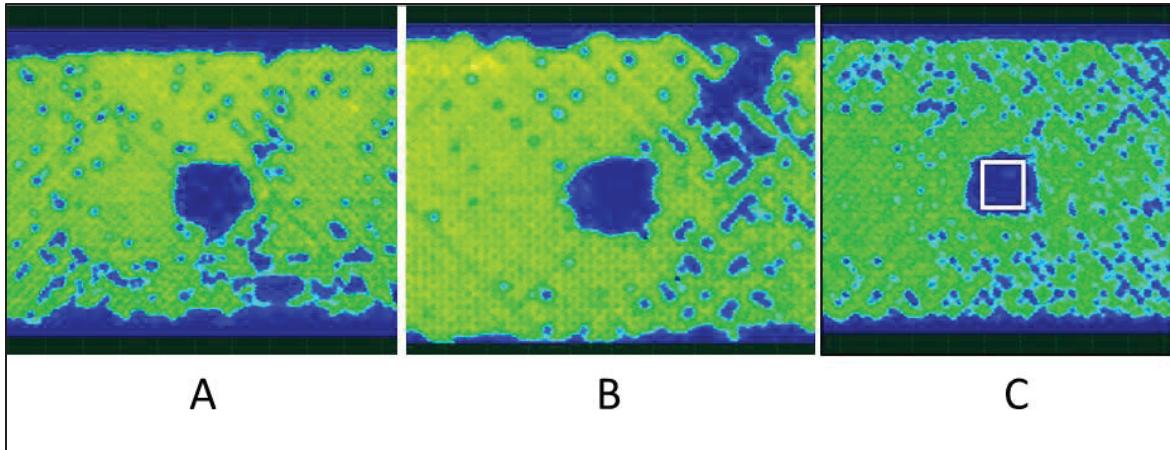


Figure 4-5 Propagation autour du défaut des éprouvettes ayant atteint la limite de durée de vie à HT avec sonde V309 à 5MHZ : A) éprouvette PNL80-SPC1, B) éprouvette PNL113-SPC4, C) critère de défaillance de 5% à HT

Les éprouvettes testées en fatigue ne présentent aucun endommagement visible à l'œil nu sur la surface. Ceci s'explique par le critère de défaillance utilisé qui stipule d'arrêter l'essai bien avant la rupture totale de l'éprouvette. Les Figure 4-6, Figure 4-7 et Figure 4-8 montrent les résultats des inspections ultrasonores pour des éprouvettes à tester en fatigue à TA jusqu'à différentes valeurs de déformation. D'après ces inspections, il est évident qu'une déformation de 5% ne permet pas de faire propager le défaut alors qu'une déformation de 15% représente déjà une progression significative du défaut. Il a donc été décidé d'établir le critère d'arrêt des essais à 10% d'augmentation de déformation, ce qui correspond au début de la propagation du défaut à TA.

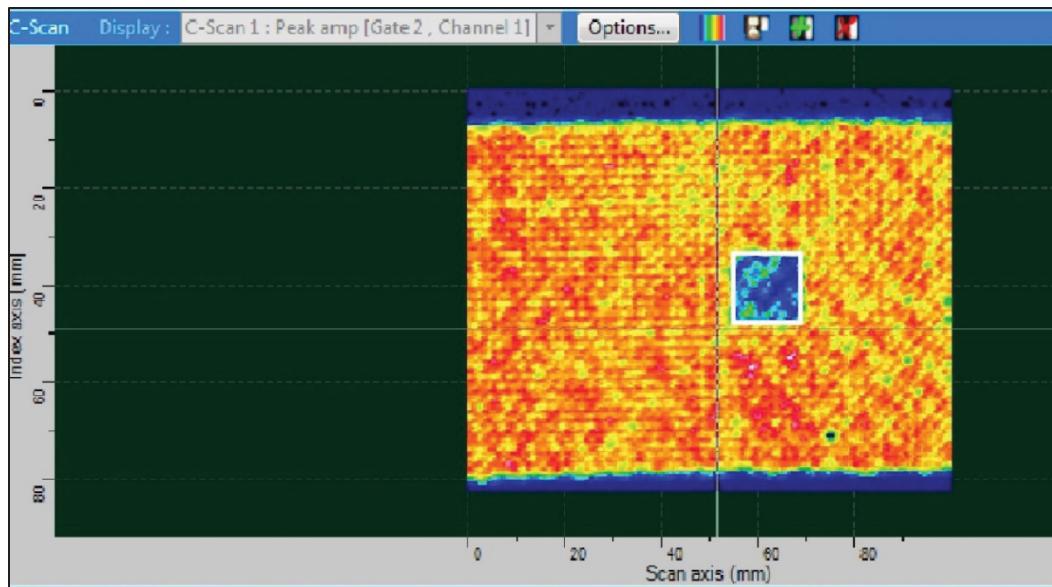


Figure 4-6 Éprouvette après fatigue T-T à TA et critère de 5% avec sonde V309 à 5MHZ

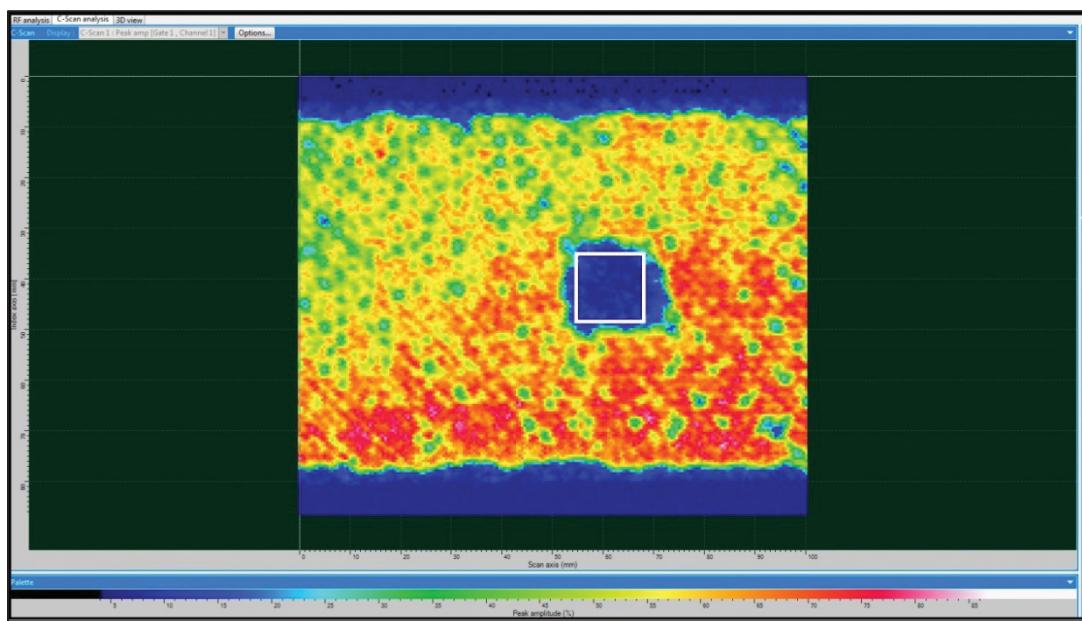


Figure 4-7 Éprouvette après fatigue T-T à TA et critère de 10% avec sonde V309 à 5MHZ

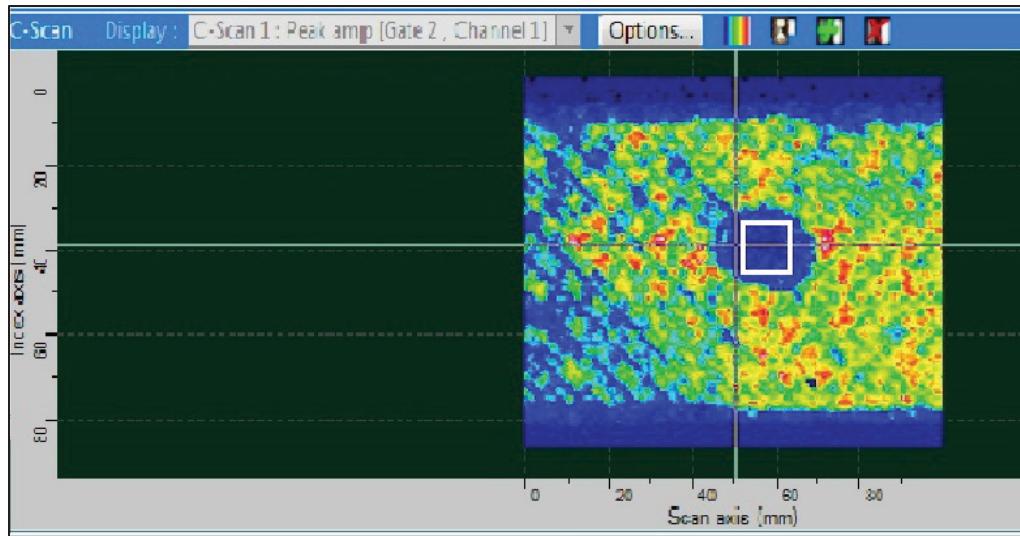


Figure 4-8 Éprouvette après fatigue T-T à TA et critère de 15% avec sonde V309 à 5MHZ

Sur la Figure 4-9, il est possible de voir la position approximative des coupes effectuées pour les micrographies. Cette dernière image d'une éprouvette testée en fatigue et avec un critère de défaillance de 15% montre que l'endommagement se trouve principalement autour du défaut artificiel sur les coupes #3 et #4.

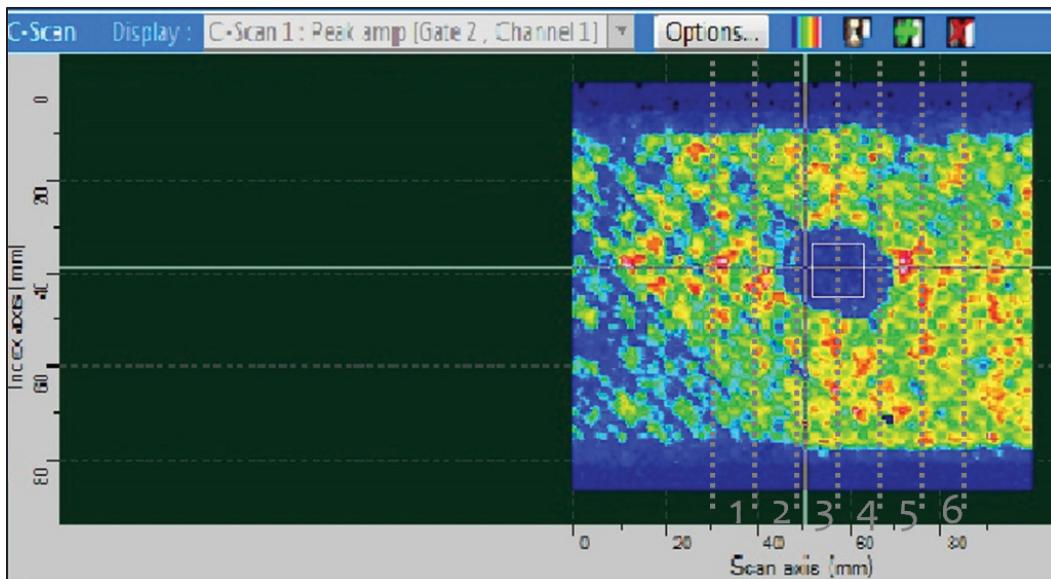


Figure 4-9 Position des coupes sur C-scan, éprouvette fatigue T-T à TA et critère de 15% avec sonde V309 à 5MHZ

Les micrographies suivantes (Figure 4-10 à Figure 4-16) montrent l'endommagement sur les coupes #3 et #4 pour le critère de 15%. Ces figures permettent de remarquer que les fissures sont principalement dans les zones riches en matrices époxy situées entre les plis. De plus, le défaut crée une zone riche en matrice à chaque bout (Figure 4-12). Dans cette même zone, il y a des fissures qui débutent (Figure 4-12 et Figure 4-15). Finalement, les mêmes figures permettent de constater un endommagement généralisé dans l'éprouvette.

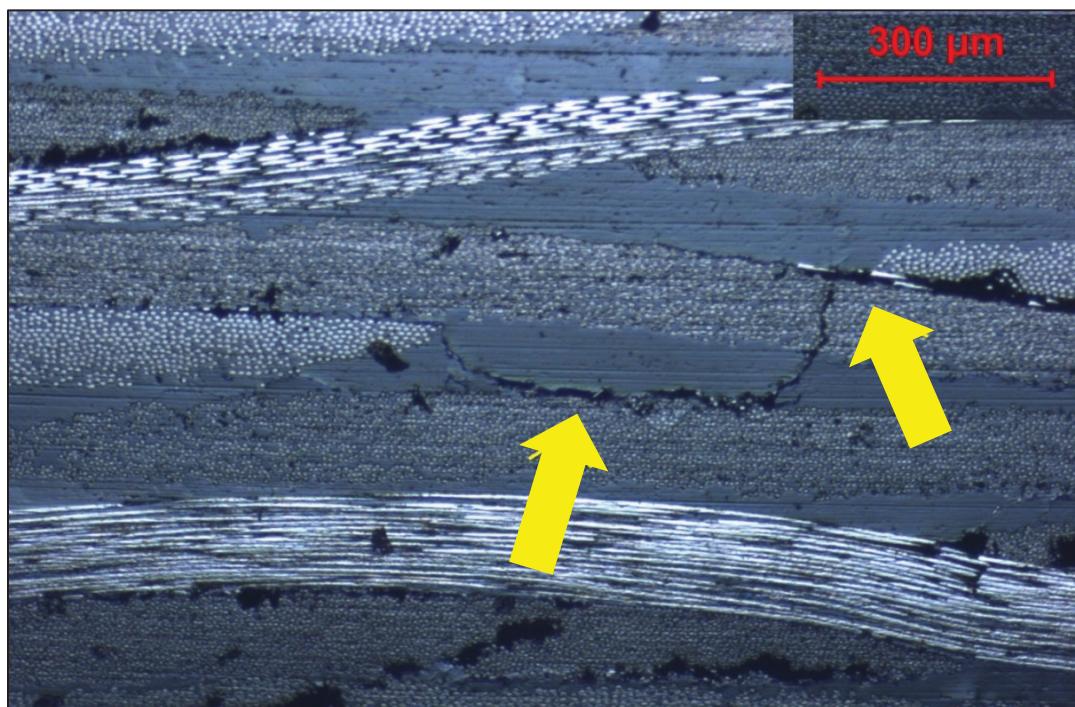


Figure 4-10 Fatigue T-T à TA et critère 15% agrandissement 50X, coupe 3A, (a)

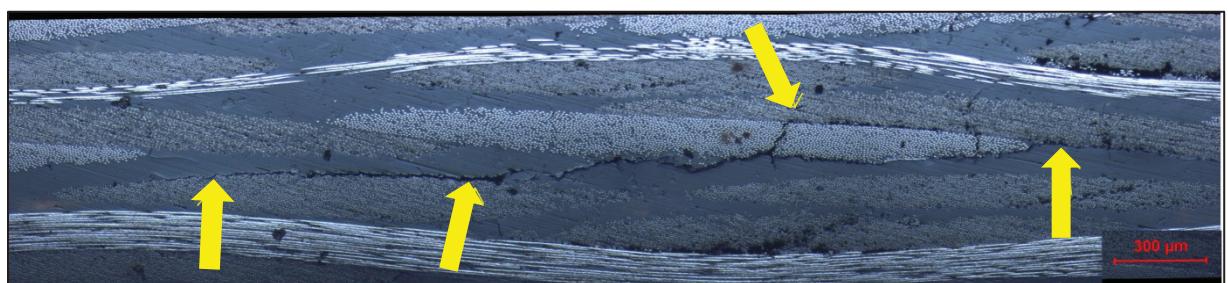


Figure 4-11 Fatigue T-T à TA et critère 15% agrandissement 50X, coupe 3A, (b)

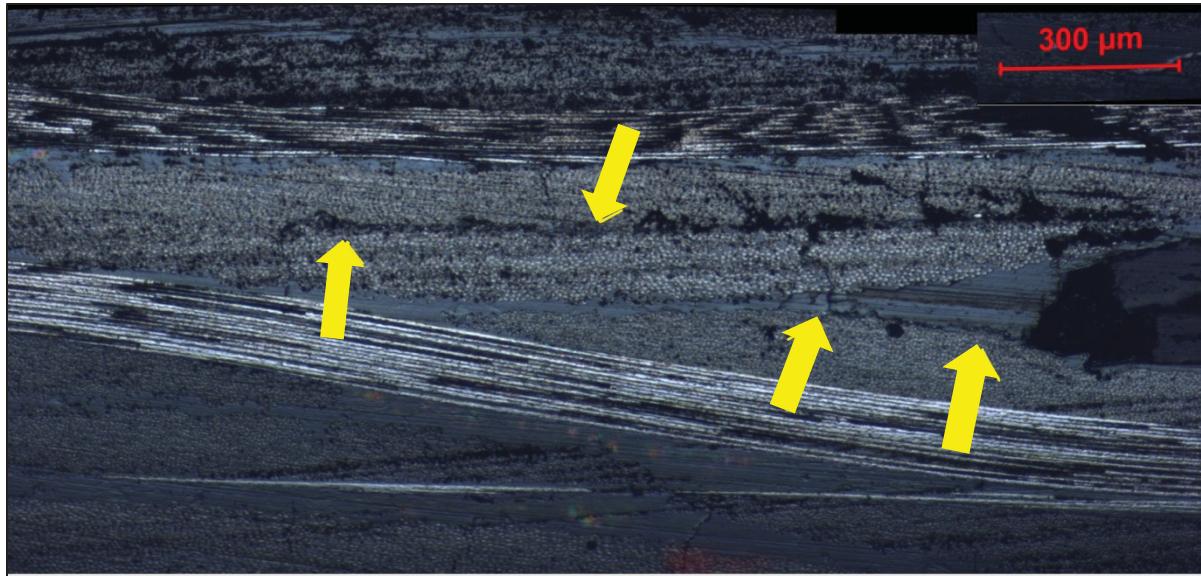


Figure 4-12 Fatigue T-T à TA et critère 15% agrandissement 50X, coupe 3B, (c)

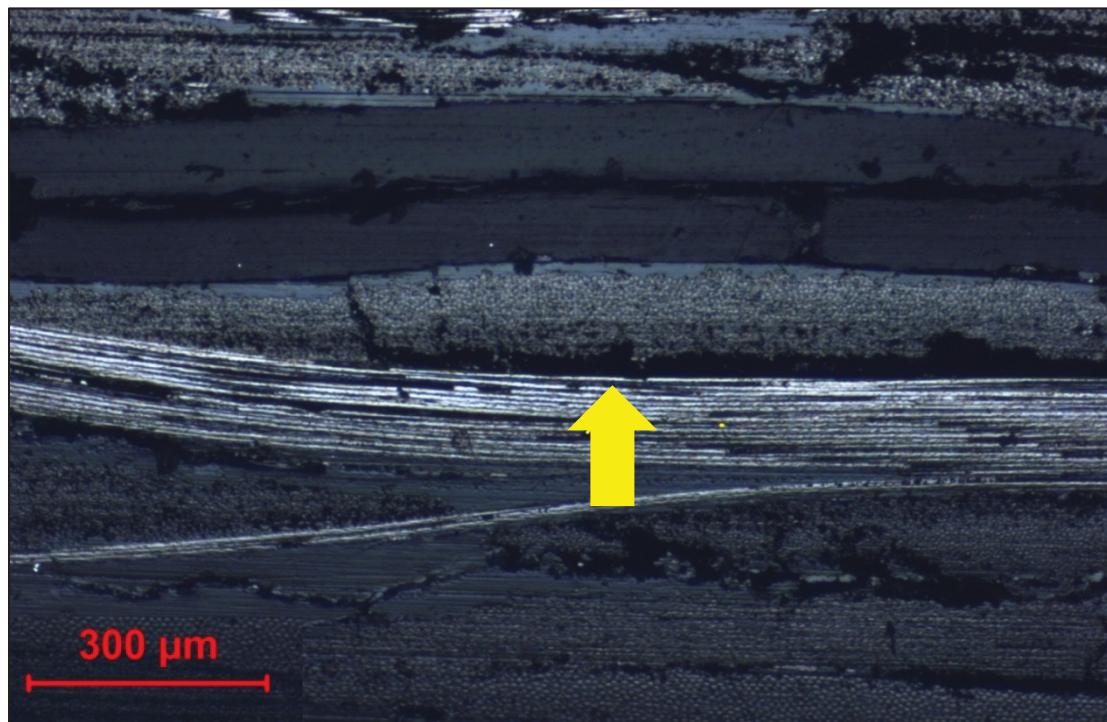


Figure 4-13 Fatigue T-T à TA et critère 15% agrandissement 50X, coupe 3B, (d)

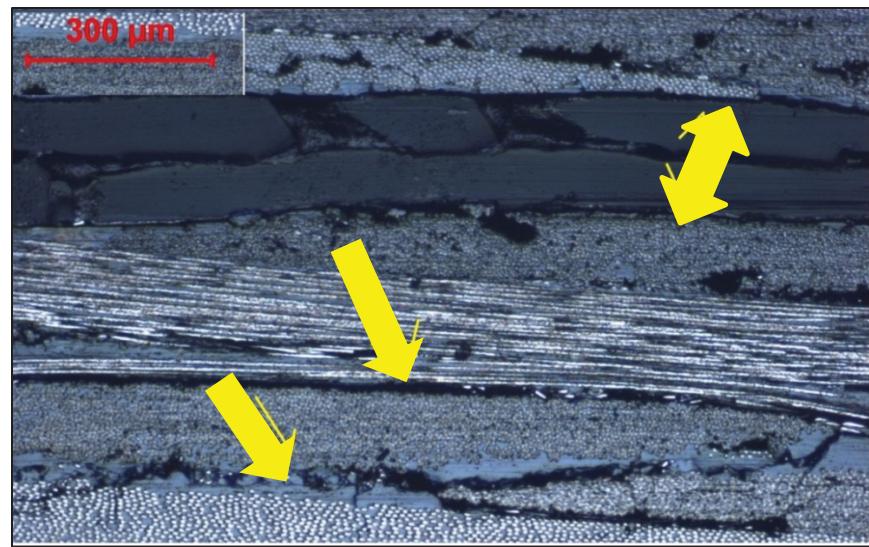


Figure 4-14 Fatigue T-T à TA et critère 15% agrandissement 50X, coupe 4A, (e)

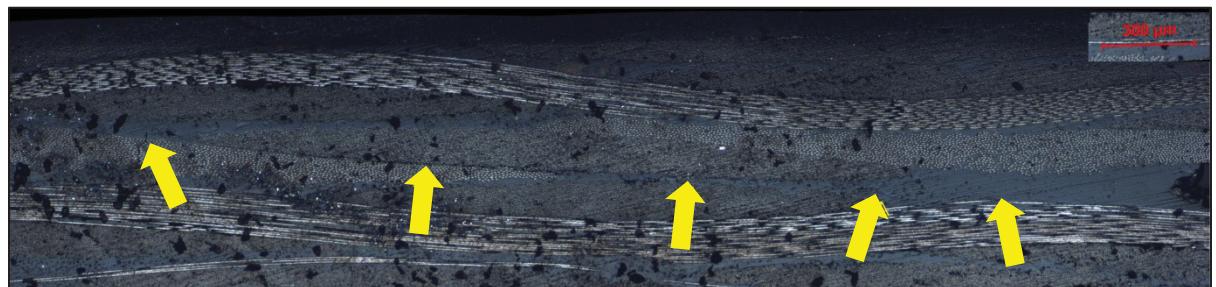


Figure 4-15 Fatigue T-T à TA et critère 15% agrandissement 50X, coupe 4A, (f)



Figure 4-16 Fatigue T-T à TA et critère 15% agrandissement 50X, coupe 4B, (g)

Les schémas suivants (Figure 4-17) représentent la position des figures précédentes sur l'éprouvette. Il est intéressant de noter que certaines fissures se sont propagées entre deux surfaces de coupes (a et d, f et g). L'endommagement observé est très cohérent avec l'inspection faite par ultrason (Figure 4-9). Ces informations confirment les conclusions portées à partir de l'inspection ultrasonore, c'est-à-dire que le critère de 15% de déformation est trop grand.

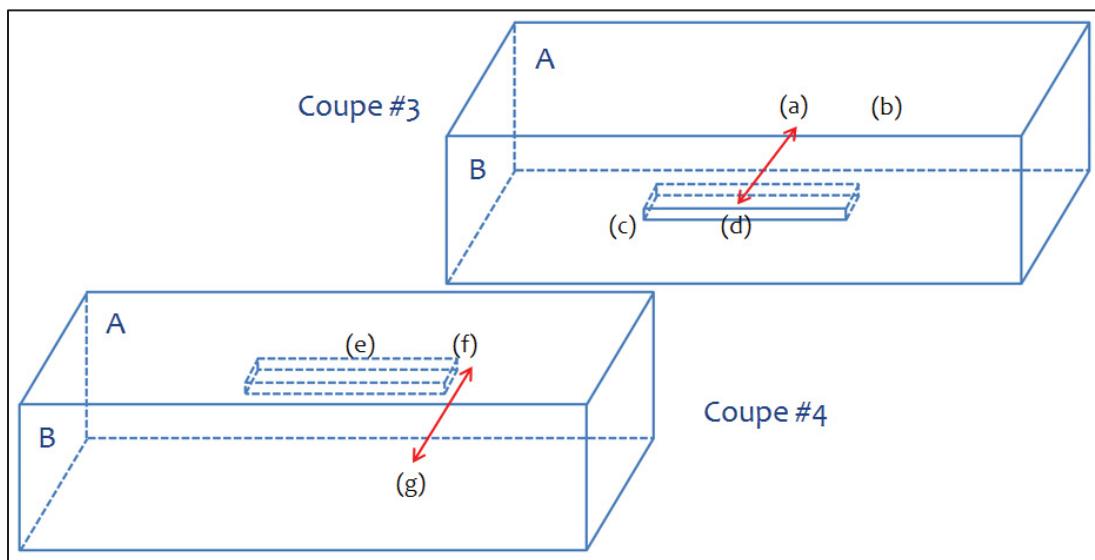


Figure 4-17 Position des défauts sur l'éprouvette testée avec un critère de 15%, basée sur les Figure 4-10 à Figure 4-16

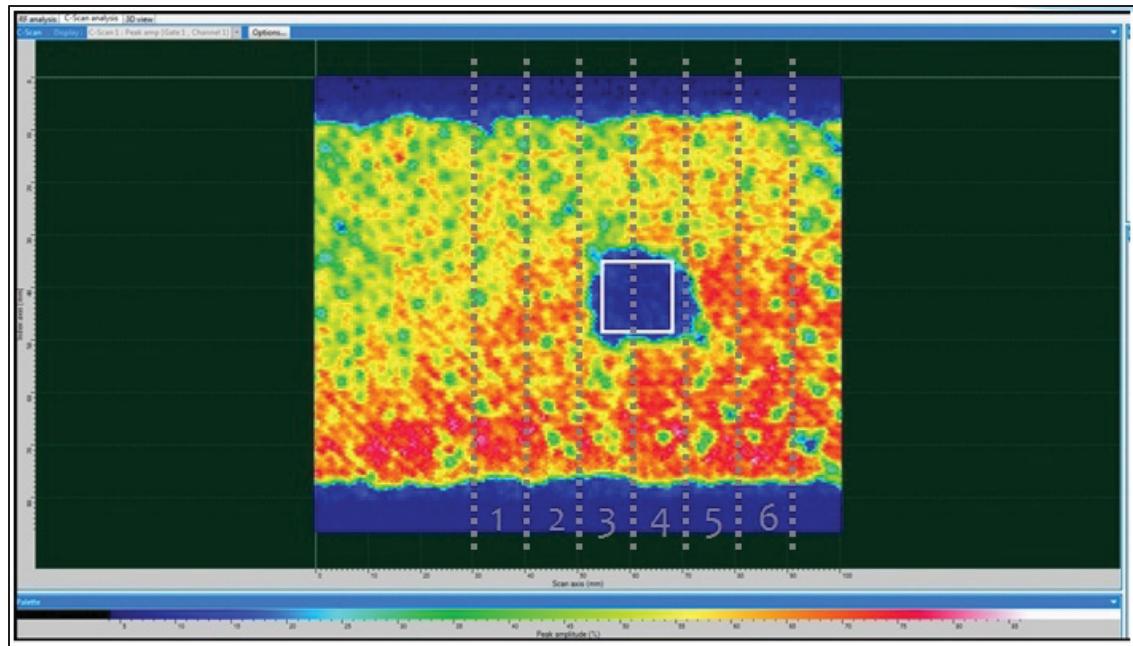


Figure 4-18 Position des coupes sur C-scan, fatigue T-T à TA et critère 10% avec sonde V309 à 5MHz

De son côté, la Figure 4-18 permet de voir les positions des coupes pour le critère de 10%. Il est attendu de voir de l'endommagement autour du défaut, mais la surface de coupe 3A devrait être intacte. Sur les figures suivantes (Figure 4-19 à Figure 4-24) se trouvent les microographies pour l'éprouvette testée à 10%.

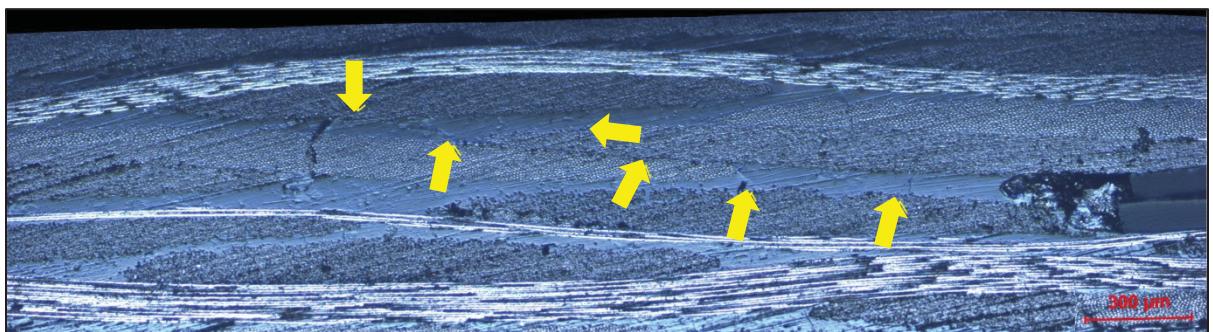


Figure 4-19 Fatigue T-T à TA et critère 10% agrandissement 50X, coupe 3B, (h)

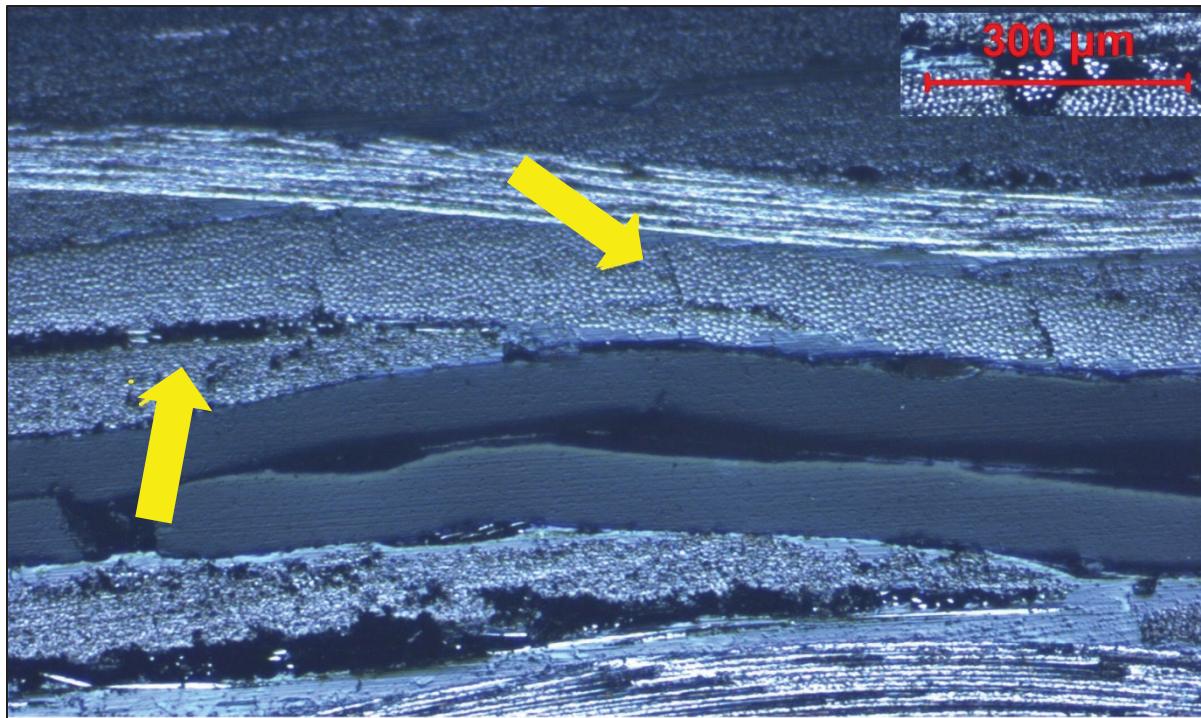


Figure 4-20 Fatigue T-T à TA et critère 10% agrandissement 50X, coupe 3B, (i)

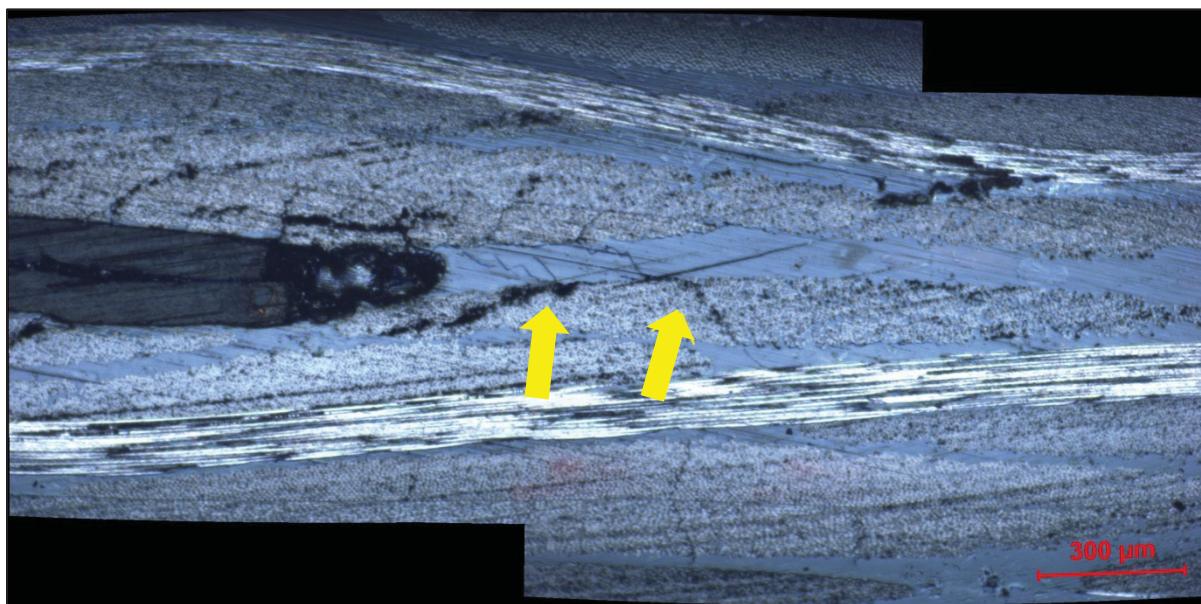


Figure 4-21 Fatigue T-T à TA et critère 10% agrandissement 50X, coupe 4A, (j)

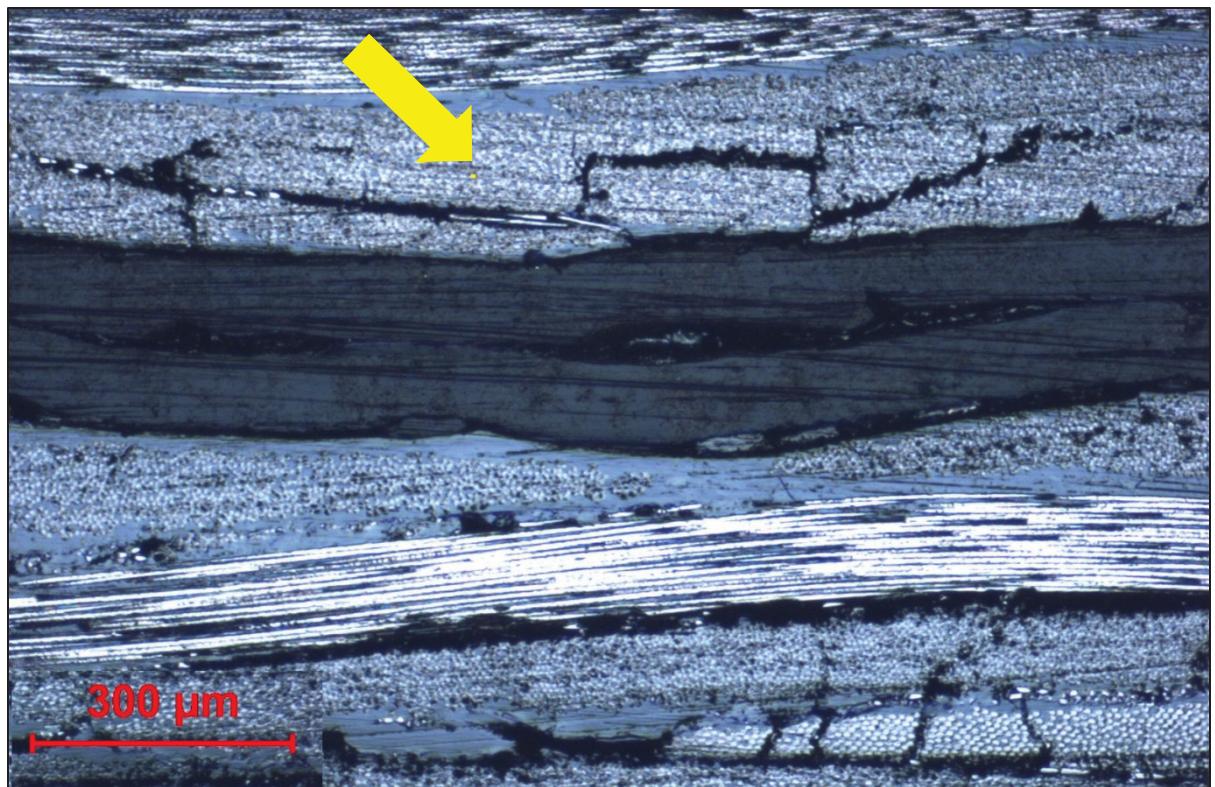


Figure 4-22 Fatigue T-T à TA et critère 10% agrandissement 50X, coupe 4A, (k)

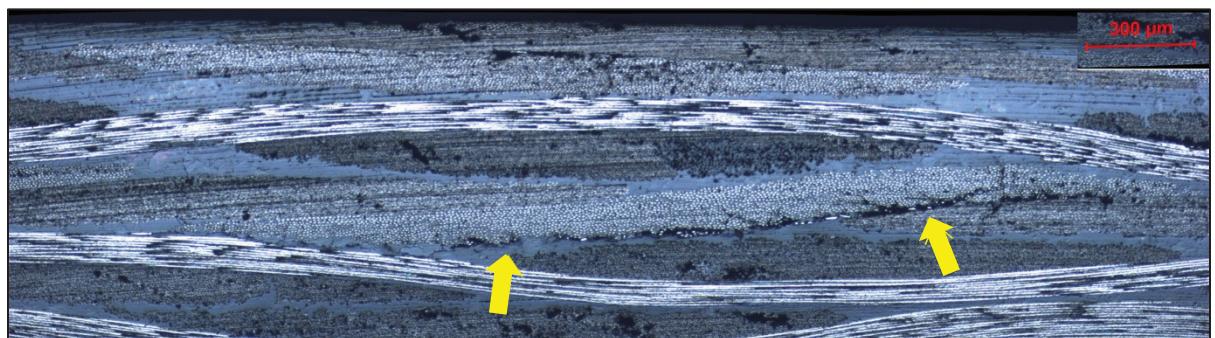


Figure 4-23 Fatigue T-T à TA et critère 10% agrandissement 50X, coupe 4B, (l)

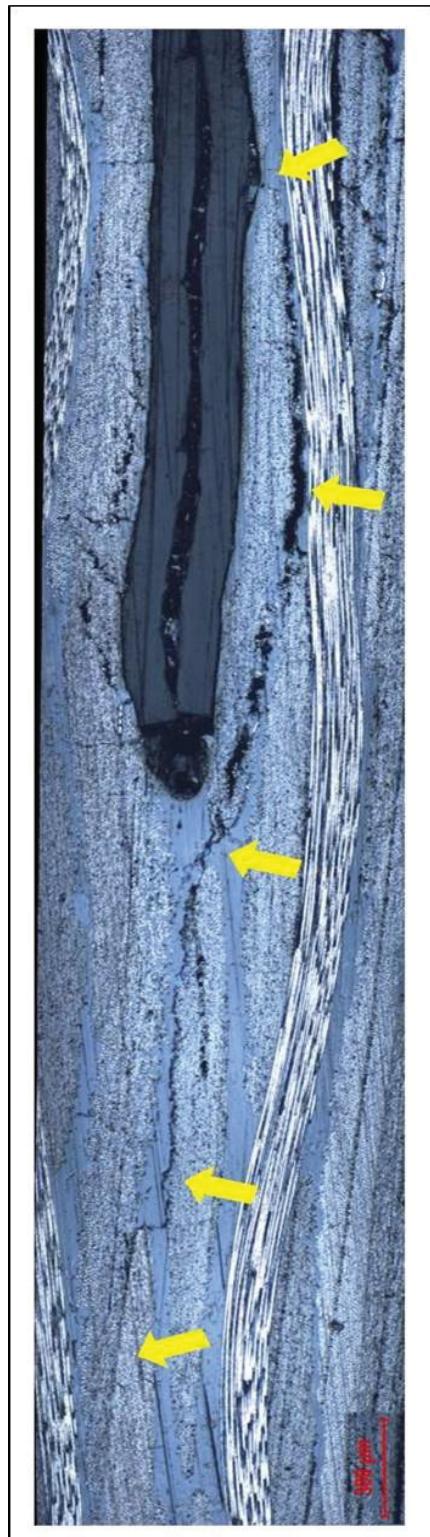


Figure 4-24 Fatigue T-T à TA
et critère 10% agrandissement
50X, coupe 4B, (m)

Sur les dernières figures (Figure 4-19 à Figure 4-24), il est possible d'observer approximativement les mêmes types de fissures que sur l'éprouvette testée avec le critère de 15%. Les micrographies montrent des fissures dans les poches d'époxy entre les plis et également des fissures qui démarrent autour du défaut. Par contre, il est assez évident que le niveau d'endommagement de l'éprouvette testée à 10% est beaucoup plus faible que celui à 15%. Maintenant, le cas de l'endommagement autour du défaut de la Figure 4-24 sera traité. Contrairement aux autres figures autour du défaut artificiel, la fissure semble débuter vers le milieu du défaut plutôt que dans la poche de résine au bout du défaut. En s'attardant à la fibre à 0° sous le défaut, il est possible de remarquer que celle-ci est très près du défaut et qu'il y a création d'une poche de résine à l'endroit le plus près. Cette poche de résine est unique pour cette éprouvette. Il est probable que le décollement autour du défaut a créé des contraintes à l'intérieur de cette région riche en résine et facilitant ainsi la formation de fissures. Cette configuration particulière laisse intacte la compréhension du phénomène de fissurations puisque celles-ci débutent également dans une poche de résine. De plus, lorsque la fissure rejoint le bout du défaut, il y a également des fissures dans cette région qui s'ajoutent à la fissure provenant du centre. Il est possible de penser dans ce cas très particulier que les fissures du bout et du centre se sont créées de façon simultanée et qu'elles se sont rejoindes au bout du défaut.

Sur les schémas suivants (Figure 4-25), les différentes positions des micrographies effectuées sur l'éprouvette de 10% sont représentées. Ces représentations schématiques des micrographies mettent en lumière qu'il y a une propagation entre la surface A et B de la coupe 4 (j et m). Elle montre aussi qu'aucune fissure n'est présente sur la surface 3A. En effet, lors de l'inspection, aucune fissure longitudinale ou délamination n'a été trouvée, seulement quelques petites fissures transversales qui n'étaient pas reliées à aucune autre fissure. Il est intéressant de remarquer que les inspections ultrasonores ont déterminées la position exacte de chacune des micrographies effectuées. La méthode acoustique permet d'observer l'endommagement général de l'éprouvette, tandis que la micrographie permet de voir la fissure elle-même.

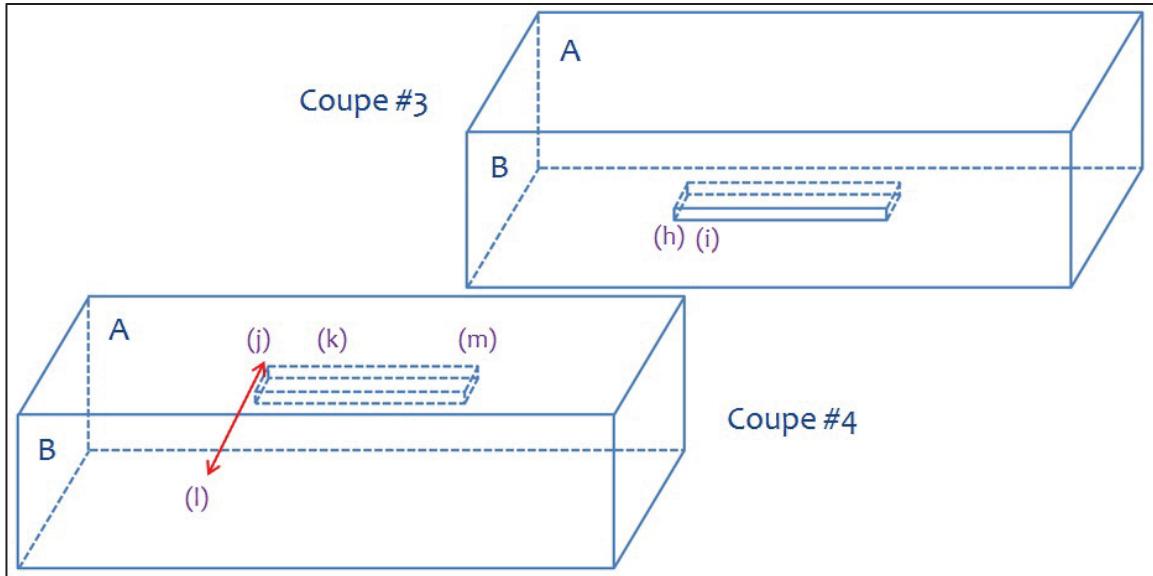


Figure 4-25 Position des défauts sur l'éprouvette testée avec un critère de 10%, basée sur les Figure 4-19 à Figure 4-24

Ces micrographies permettent d'affirmer que le critère de 10% de déformation est bien celui qui permet le commencement de la propagation du défaut à TA. Il est important de mentionner que les critères de défaillance à TA et HT sont différents, et ce, même si la méthode qui a été utilisée pour trouver le critère de défaillance est identique. Ces deux différents critères représentent la même chose, soit le début de la propagation du défaut. La Figure 4-26 représente une inspection sur une éprouvette de fatigue à HT. La zone délamинée autour du téflon est très similaire à celle obtenue à TA (Figure 4-7). La différence est le critère de défaillance, qui est établi à 5% de déformation pour les essais à HT.

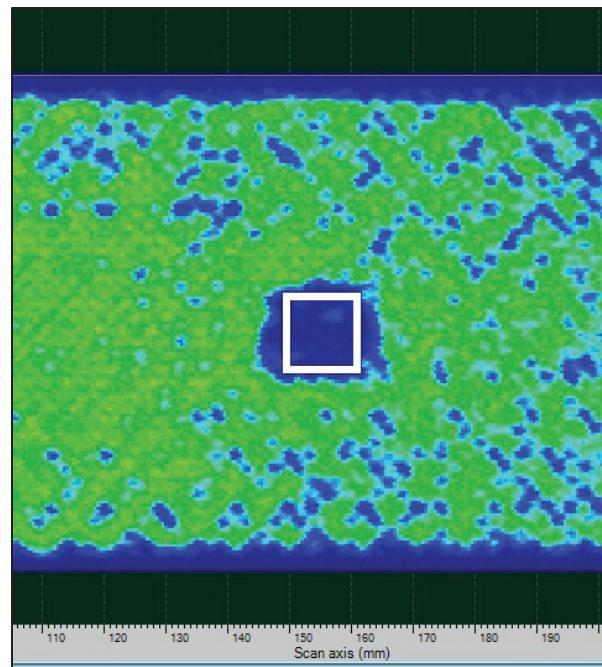


Figure 4-26 Éprouvette après fatigue T-T
à HT et critère de 5% avec
sonde V309 à 5MHZ

La Figure 4-27 montre une représentation graphique des résultats des essais de fatigue sous forme de courbe S-N à base logarithmique. On y voit que la courbe à HT est décalée vers le bas par rapport à celle à TA tirée des valeurs obtenues par M. Khay (Khay et al., 2014). Ce décalage est l'effet de la température sur les éprouvettes ce qui dégrade la résistance en fatigue du composite. Ce décalage a également été observé par Sims (2003). La seconde observation est sur la pente de la courbe. La pente à HT est plus faible que celle à TA.

Tableau 4-4 Équations de la courbe S-N normalisées
à TA et HT

Équation de la courbe à TA et HT
$y = -5,74\ln(x) + 132,8$
$y = -2,24\ln(x) + 80,4$

Le tableau 4.4 montre les équations des courbes S-N normalisées à TA et HT. En effet, les coefficients d'une courbe logarithmique et d'une courbe de puissance sont très près l'un de l'autre. Dans le cadre de cette recherche, la courbe logarithmique a été choisie pour permettre d'extrapoler les valeurs entre les courbes à HT et à TA discutées un peu plus loin. Il est également à noter qu'une courbe de puissance qui montre que l'effet de la température est moins important à des charges plus faibles a été observé par Khay et al. (2002). Un nombre plus important d'éprouvettes serait nécessaire pour confirmer une ou l'autre des courbes de tendances.

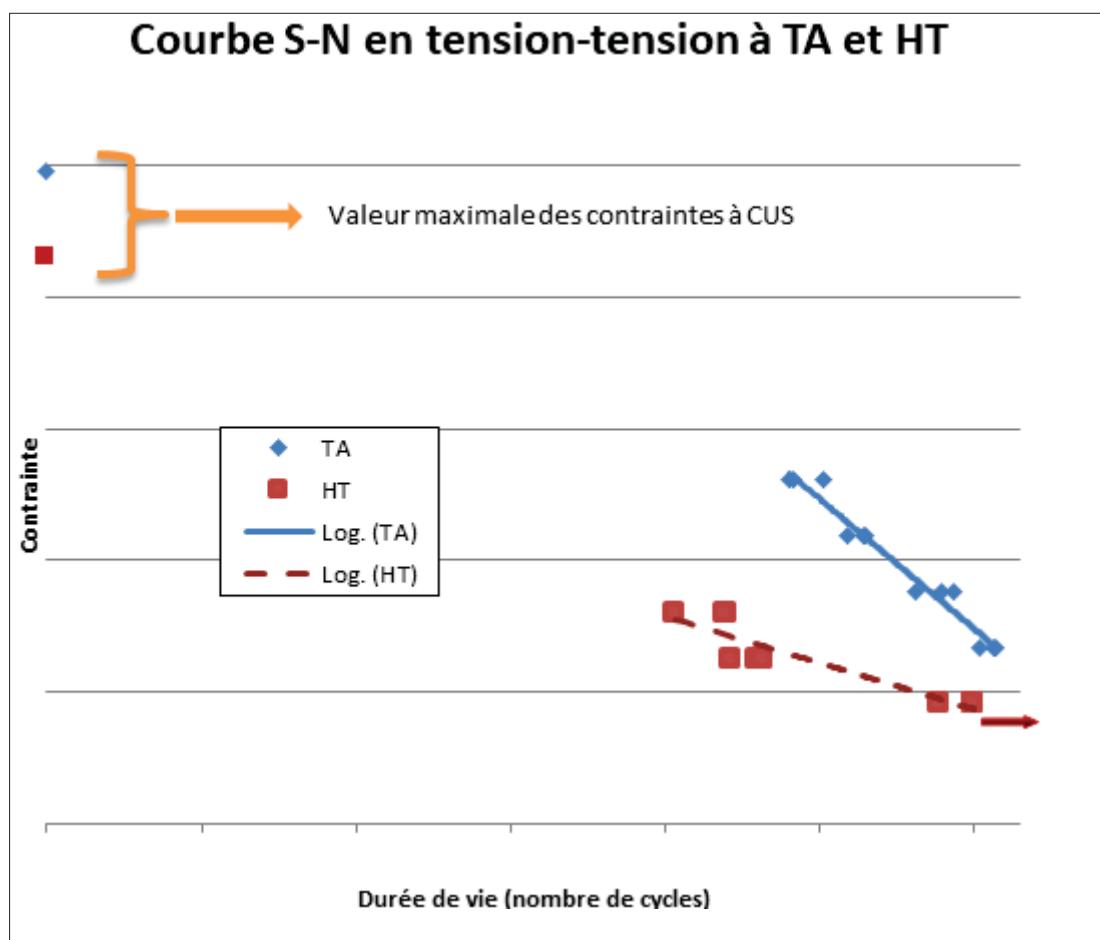


Figure 4-27 Courbes S-N à TA et HT sur un graphique semi-log

L'équation 4.3 et 4.4 permet d'interpoler la durée de vie des éprouvettes pour une contrainte et une température située entre 21°C (TA) et 121°C (HT). Le développement de

l'équation d'interpolation est élaboré en ANNEXE V. Afin d'arriver à cette équation, certaines hypothèses ont été posées. La première hypothèse est que les deux courbes S-N sont des courbes logarithmiques, c'est-à-dire qu'elles sont linéaires sur un graphique semi-logarithmique. La deuxième hypothèse est que les deux courbes S-N ont une intersection commune sur le graphique. Enfin, la troisième hypothèse est que la gradation est linéaire entre les courbes, c'est-à-dire l'effet de la température est constant sur les éprouvettes. Cette dernière hypothèse n'est pas exacte, mais il s'agit d'une bonne approximation (comme il est possible de déduire à partir de la Figure 1-7 tirée de Sims (2003)) pour les températures assez loin de T_g comme dans le cas présent. Malheureusement, cette équation n'a pu être confirmée par les autres membres du projet CRIAQ avant la fin de ce travail.

$$N = e^{\left(\frac{\sigma + 16,03\alpha - 304,4}{\alpha}\right)} \quad (4.3)$$

$$\begin{aligned} \sigma &= \text{contrainte (MPa)} \\ T &= \text{température (\textdegree C)} \end{aligned} \quad (4.4)$$

Finalement, sur la Figure 4-28, il est possible d'observer les mêmes données disposées selon le pourcentage de la charge ultime à TA et à HT. Cette courbe s'avère utile pour déterminer un aspect crucial, soit l'effet de la HT qui se fait sentir seulement en réduisant la contrainte ultime des éprouvettes. Si tel était le cas, les deux courbes se superposeraient sur un graphique du pourcentage de la charge ultime sur le nombre de cycles, contrairement à ce que les graphiques du projet démontrent. Les deux courbes sont bien distinctes.

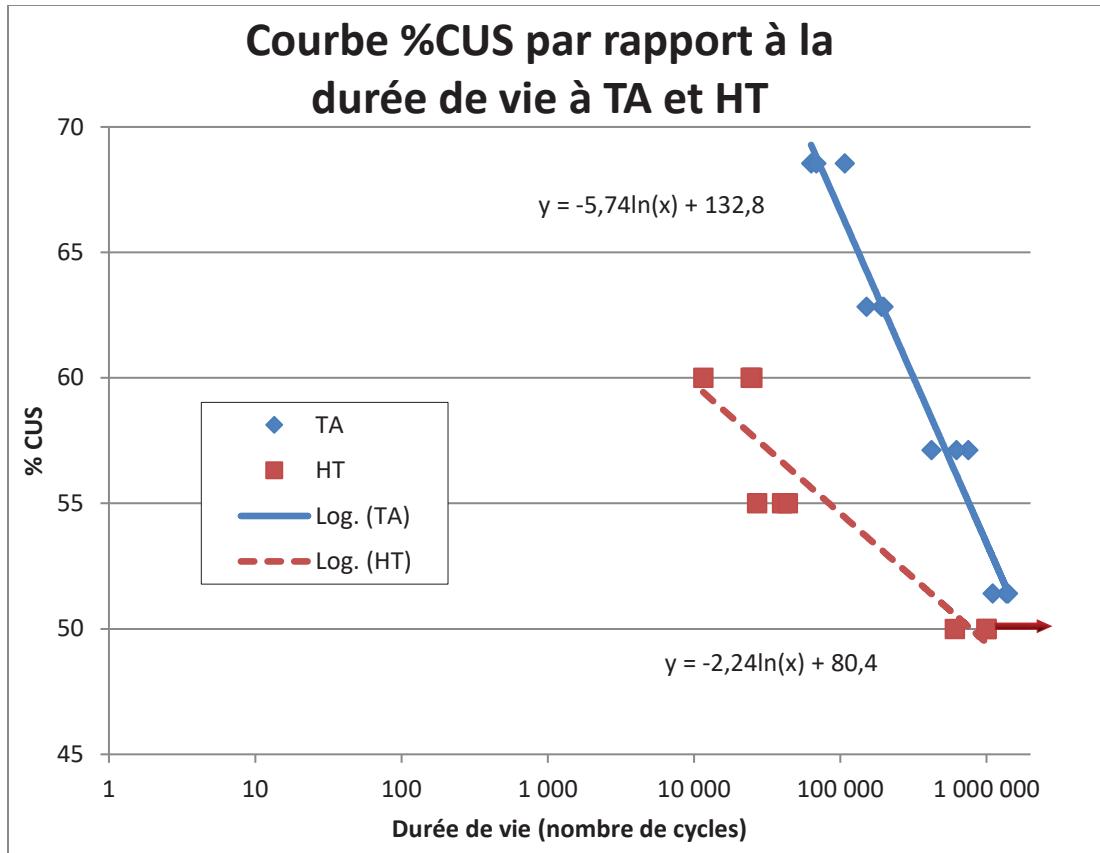


Figure 4-28 Courbe %CUS par rapport à la durée de vie à TA et HT sur graphique semi-log

4.3 Essais de flexion quasi-statiques à TA

Les résultats des essais de flexion quasi-statiques à TA se trouvent au Tableau 4-5. Il est à noter que les éprouvettes utilisées lors de ces essais sont d'une épaisseur de 3,2 mm et que le défaut est décentré (Figure 3-1). La flèche maximale moyenne des éprouvettes à la rupture est de 34 mm. Cette valeur est approximative puisque les éprouvettes bougent sur les rouleaux rendant impossible de trouver la valeur au niveau du composite, un phénomène normal lors d'un test de flexion. Les écart-type sur la valeur de la contrainte à la rupture sont également très faible pour ces éprouvettes.

Tableau 4-5 Résultats des essais quasi-statiques en flexion à TA

Nom des éprouvettes	CUS (%)	Contrainte maximale (%)
BHTC-WF-FLEX-TR21-PNL209-SPC3	98,8	98,8
BHTC-WF-FLEX-TR21-PNL200-SPC3	99,9	99,9
BHTC-WF-FLEX-TR21-PNL215-SPC2	101,8	101,8
BHTC-WF-FLEX-TR21-PNL203-SPC3	99,4	99,4
BHTC-WF-FLEX-TR21-PNL216-SPC3	100,1	100,1

Lors de l'installation des éprouvettes sur le montage, le défaut a été positionné sur le côté où les fibres sont en tension. Une éprouvette a été testée avec le défaut du côté des fibres en compression. Aucune différence dans le chargement à la rupture n'a été notée entre les deux installations. Le mode de rupture est aussi le même sur toutes les éprouvettes, soit une rupture du côté tension au niveau du rouleau du milieu. Il est à noter toutes les éprouvettes sont demeurées en un seul morceau. La Figure 4-29 montre un exemple de rupture en flexion pour les éprouvettes du projet. Cette image illustre les multiples délaminations entre les plis. Par contre, il est impossible de dire où a débuté la fissure menant à la rupture.

Il est également intéressant de remarquer les fissures du côté de la compression des éprouvettes de flexion quasi-statique (Figure 4-30). Les fissures suivent remarquablement bien le motif tissé des fibres comme dans l'article de Hochard et Thollon (2010). Les fissures sont parallèles aux fibres. Si la fissure rencontre une fibre perpendiculaire, elle la suit jusqu'à ce qu'elle rencontre une poche de résine ou une fibre parallèle, puis elle continue son chemin. Le motif des fibres a servi à réduire l'avance de la fissure en la contraignant à contourner les fibres non parallèles. Il est concevable de penser que les fissures internes se sont propagées de la même façon jusqu'à la rupture de l'éprouvette.



Figure 4-29 Rupture en flexion quasi-statique à TA agrandissement 8X

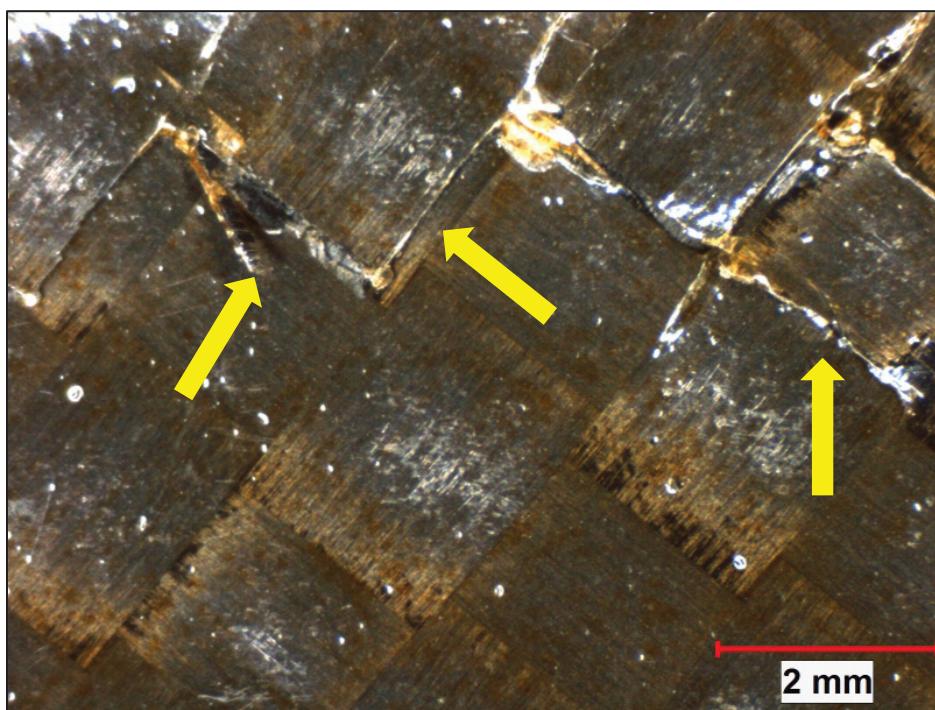


Figure 4-30 Rupture en flexion quasi-statique à TA agrandissement 8X, côté compression

4.4 Essais de flexion complètement renversée en fatigue

Lors des tests préliminaires en flexion, certaines limitations sont devenues apparentes. Tout d'abord, en effectuant les tests de flexion quasi-statiques, il était évident que la flèche était grande, de l'ordre de 34-35 mm pour la rupture. De même, les machines servohydrauliques comme la machine MTS utilisée pour les tests sont conçues pour faire des déplacements plus petits à fréquence élevée. Les limitations de la machine MTS et de ses composantes (châssis machine, pompe hydraulique, valves, ...) ont causé quelques problèmes sur l'échéancier des tests.

La fréquence des essais mécaniques a dû être réduite à cause des grands déplacements imposés en flexion complètement renversée et des limitations de la machine MTS (Tableau 4-6). Ces grands déplacements sont directement liés à la rigidité des éprouvettes et à la force maximale demandée à la machine. La différence de fréquence et de déplacement est marquante. Pour déterminer la fréquence, il faut tenir compte du critère de défaillance et du fait que le déplacement augmente durant l'essai. De plus, la commande de chargement de la machine MTS doit rester sinusoïdale durant tout l'essai. L'hypothèse qu'une faible fréquence (moins de 7 Hz) joue un rôle négligeable sur l'endommagement des éprouvettes est donc nécessaire.

Tableau 4-6 Conditions de chargement des tests en flexion complètement renversée à TA

% charge ultime en statique	Fréquence (Hz)	Durée de vie (cycles)
12	7	1 000 000
30	3	853 049*
40	2,25	1 000 000
55	1,5	16 821

Sur le Tableau 4-6, il est également possible de voir la durée de vie en nombres de cycles des éprouvettes en flexion complètement renversée. En fatigue à 30% de la charge

ultime, la durée de vie de l'éprouvette n'a pas atteint la limite d'endurance de 10^6 cycles. Durant l'essai de cette éprouvette une panne de courant est survenue après environ 79h (853 000 cycles) et il y a eu une période de 6 à 8 où l'éprouvette était contrainte seulement sous le poids du piston de la machine MTS. Après, des inspections ultrasonores et micrographies de l'éprouvette, aucun endommagement important n'a été trouvé (voir Figure 4-31). C'est la raison pourquoi la décision a été prise d'augmenter le chargement.

4.4.1 Endommagement des éprouvettes en fatigue

Il n'y a pas eu d'endommagement lorsque l'éprouvette a été chargée à 12% CUS pendant 10^6 cycles. Les marques des rouleaux de chargement sont superficielles. Pour un chargement de 30% CUS, aucun endommagement n'était visible à la surface, à l'exception des marques des rouleaux un peu plus profondes, mais tout de même superficielles. Lors de l'inspection ultrasonore, aucun endommagement interne n'a été décelé. Par contre lors de la micrographie, il a été possible d'observer des fissures transversales directement sous les rouleaux de chargement (Figure 4-31), mais rien n'était observable autour ou près du défaut.

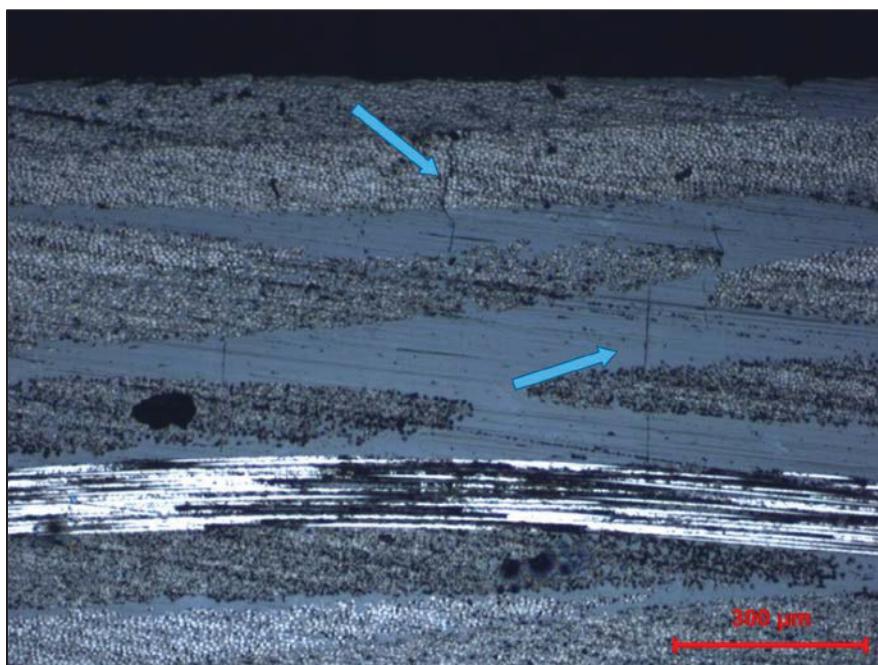


Figure 4-31 Chargement de 30% CUS en flexion complètement renversée à TA agrandissement 50X - fissures transversales

L'éprouvette suivante testée à 40% CUS a permis d'observer un endommagement de surface plus important (Figure 4-32). D'abord, l'empreinte des rouleaux en surface est beaucoup plus importante qu'aux autres chargements (flèche orange). Ensuite, la zone décolorée de la figure indique une délamination et un endommagement de la matrice entre les interstices de la fibre tissée (flèches bleues). Enfin, des fissures de matrice en surface sont observables. Celles-ci sont dans une zone d'environ 27 mm à partir des rouleaux de chargement.

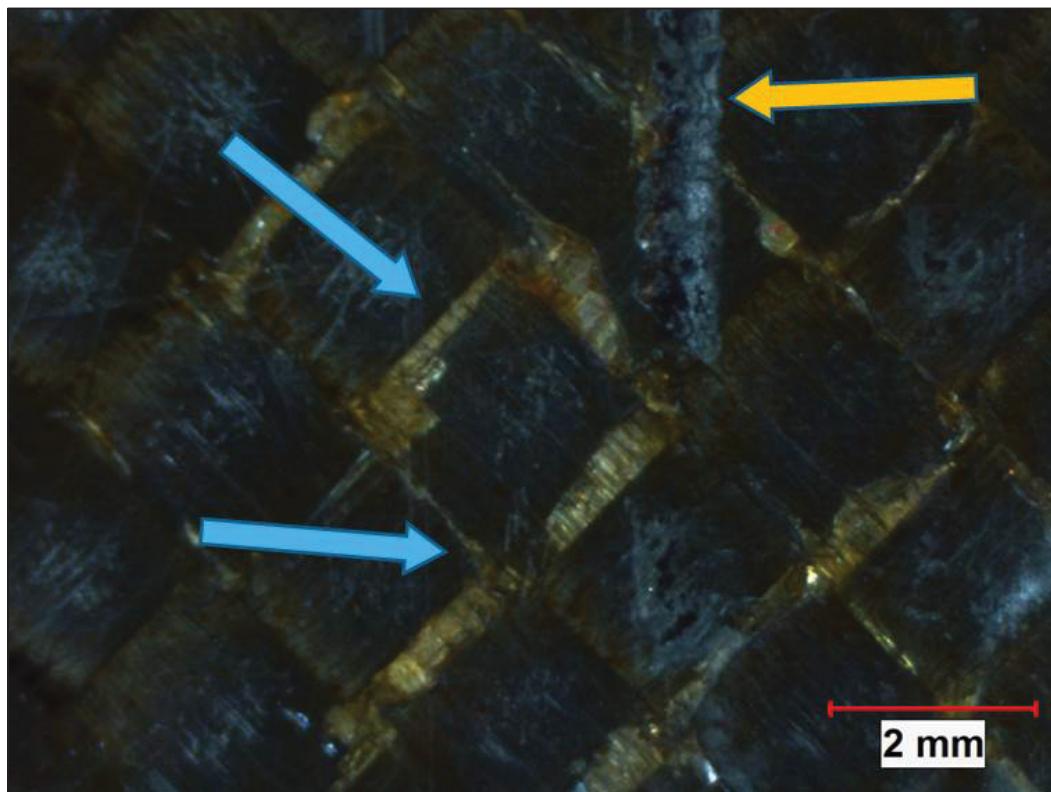


Figure 4-32 Chargement de 40% CUS en flexion complètement renversée à TA agrandissement 8X - endommagement en surface : délamination (flèches bleues),
marque du rouleau (flèche orange)

La Figure 4-33 est une inspection ultrasonore de la même éprouvette testée en fatigue en flexion à 40% CUS. Il est facile de voir qu'il y a une zone importante d'endommagement. Cette zone se trouve autour des rouleaux de chargement (la ligne orange pointillée indique la position approximative des rouleaux). La zone semble également toucher le défaut interne

(flèche bleue). Par contre, il est impossible de confirmer avec cette inspection l'endommagement au niveau du défaut. L'onde ultrasonore est complètement dissipée par la détérioration du composite en surface.

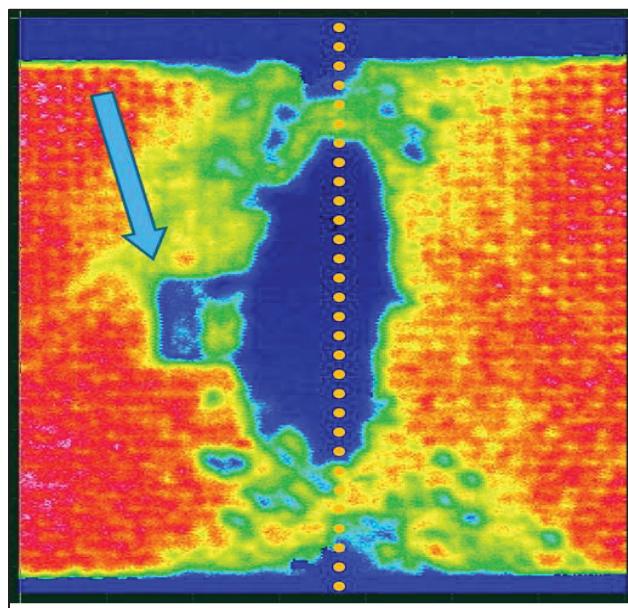


Figure 4-33 Chargement de 40% CUS en flexion complètement renversée à TA avec sonde V309 à 5MHZ - inspection ultrasonore : défaut (flèche bleue), position du rouleau (points oranges)

Finalement la Figure 4-34 et Figure 4-35 représente une micrographie de l'éprouvette. La première figure montre l'endommagement autour du défaut. Il est possible de voir des fissures transversales et un décollement entre le défaut et le composite, mais pas de propagation de délamination. D'ailleurs les fissures transversales aperçues (Figure 4-34, A) sont probablement causées par la forme particulière du bout du défaut puisque cette forme est unique à cette éprouvette. De plus, la micrographie à droite (Figure 4-34, C) se trouve le plus près du rouleau de chargement, mais aucun endommagement n'est visible. La Figure 4-35 révèle que l'endommagement est limité en surface sous forme de délaminations entre le premier et deuxième pli.

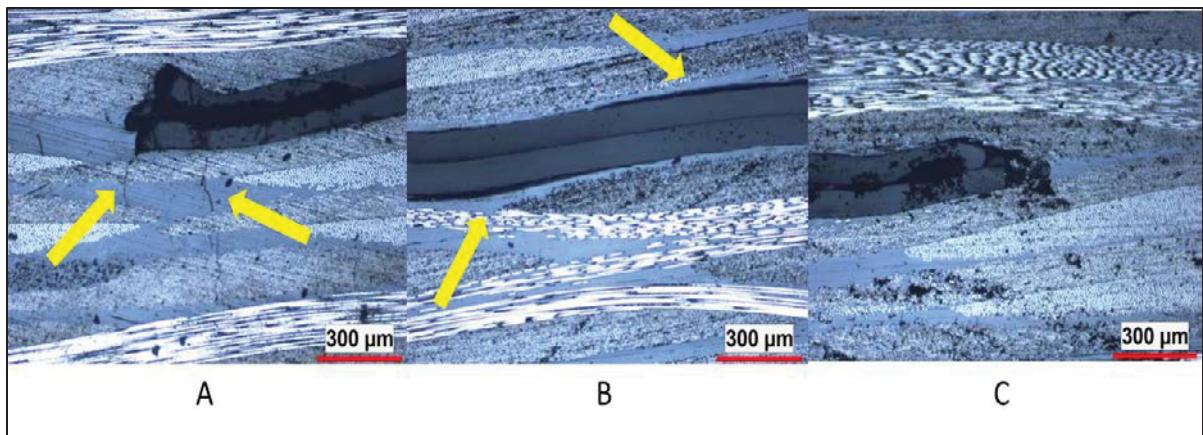


Figure 4-34 Chargement de 40% CUS en flexion complètement renversée à TA agrandissement 50X- micrographie du défaut : A) fissures transversales au bout du défaut, B) décollement du défaut, C) pas de propagation

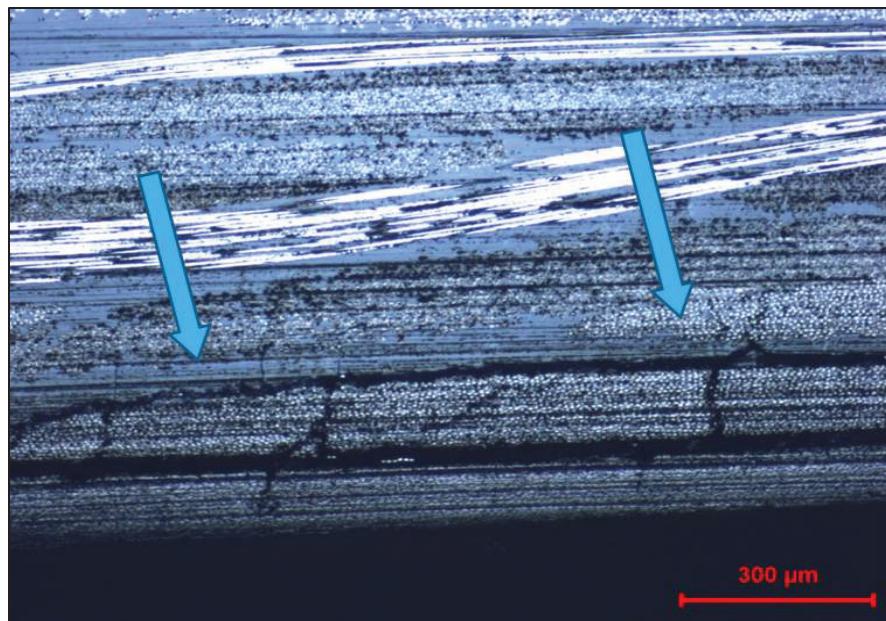


Figure 4-35 Chargement de 40% CUS en flexion complètement renversée à TA agrandissement 50X – micrographie de la délamination près de la surface

Le chargement a donc été augmenté à 55% de la charge ultime. Le critère de défaillance a également été modifié pour tenir compte du bruit dans le signal. Celui-ci est maintenant de 12%. Sur la Figure 4-36, l'endommagement de surface est très apparent. Il est possible

d'observer la marque des rouleaux de chargement (flèche orange), ainsi que la rupture de la surface du composite (flèches bleues) du côté opposé au défaut par rapport au rouleau de chargement. De plus, le critère de défaillance a été atteint très rapidement, soit après 16 800 cycles. À titre comparatif, la déformation finale à 10^6 cycles pour le test à 40% CUS était d'environ 10%. Des fissures de matrice en surface ont également été observées, mais en nombre moins important à cause du nombre de cycles plus faible.

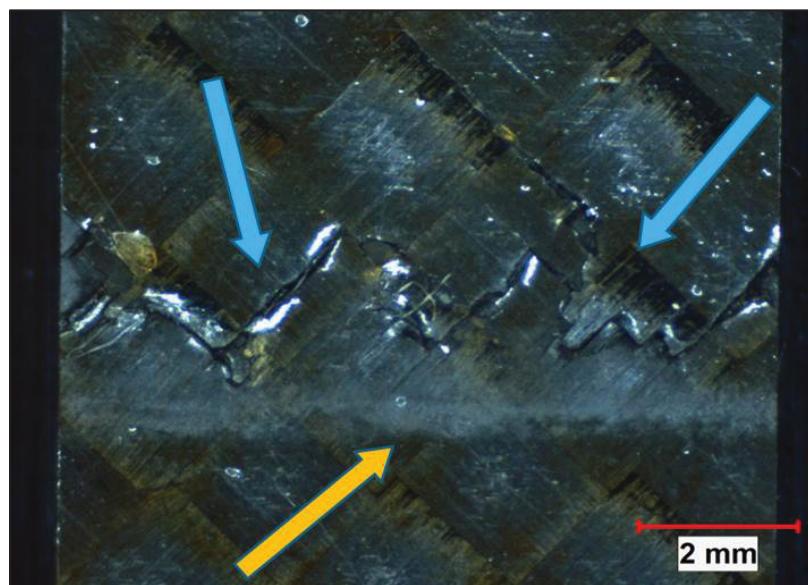


Figure 4-36 Chargement de 55% CUS en flexion complètement renversée à TA agrandissement 8X - endommagement en surface, fissure (flèches bleues) et marque du rouleau (flèche orange)

De son côté, la Figure 4-37 présente le fond de la fissure créée par la rupture en surface du composite. Cette inspection permet de découvrir des fibres brisées dans des faisceaux de fibres. Ceci montre les grandes forces atteintes près de la surface du composite.

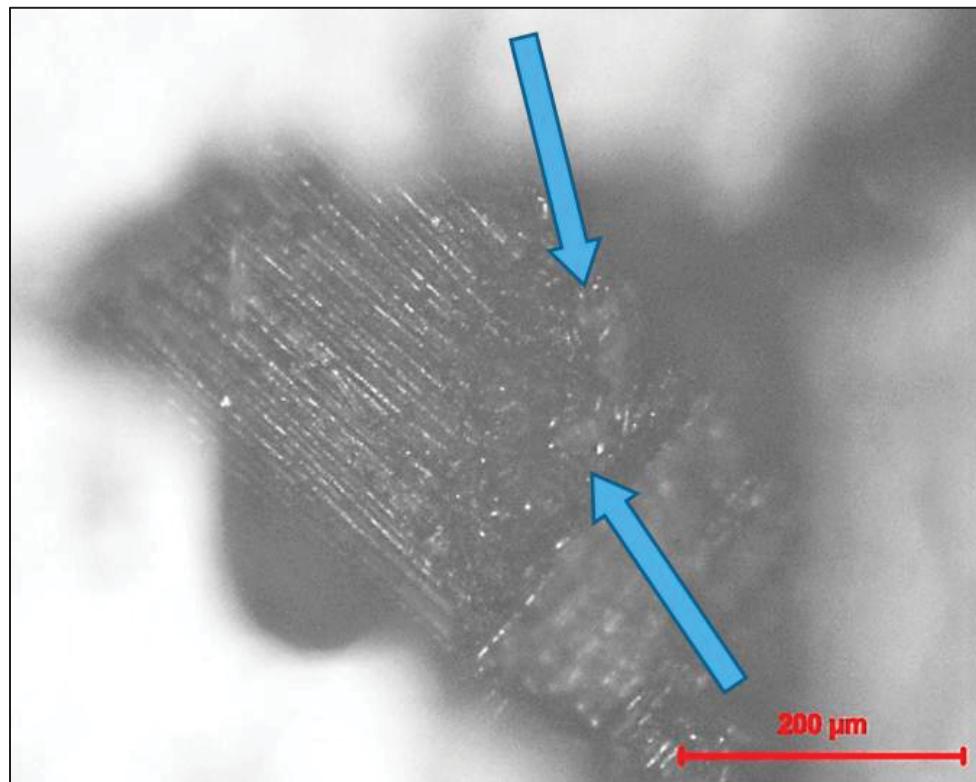


Figure 4-37 Chargement de 55% CUS en flexion complètement renversée à TA agrandissement 75X – observation des bris de fibres sur le fond de la fissure de surface

Avec l'inspection ultrasonore (Figure 4-38), il est possible de voir que l'endommagement est similaire au chargement de 40% CUS. De même, la zone d'endommagement touche également la zone de délamination interne. Par contre, la zone est plus petite à cause du nombre de cycles plus faible. Comme c'était le cas à 40% CUS, il est impossible de dire sur ce type d'inspection s'il s'agit d'un endommagement en surface ou autour du défaut interne.

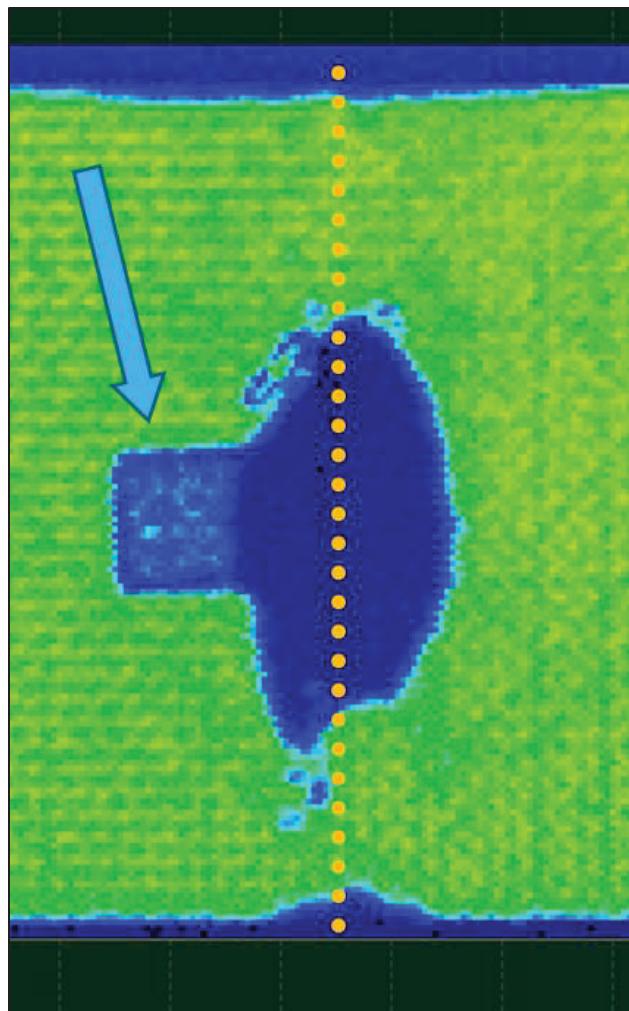


Figure 4-38 Chargement de 55% CUS en flexion complètement renversée à TA avec sonde V309 à 5MHZ
- inspection ultrasonore : défaut (flèche bleue)

La micrographie de l'éprouvette (Figure 4-39) permet de déterminer la position de l'endommagement dans le composite. Il s'agit de délamination en surface. Ces délaminations sont plus importantes que pour l'éprouvette chargée à 40% CUS, par contre, elles sont toujours près de la surface. Aucun endommagement n'a été observé autour ou près du défaut de téflon.

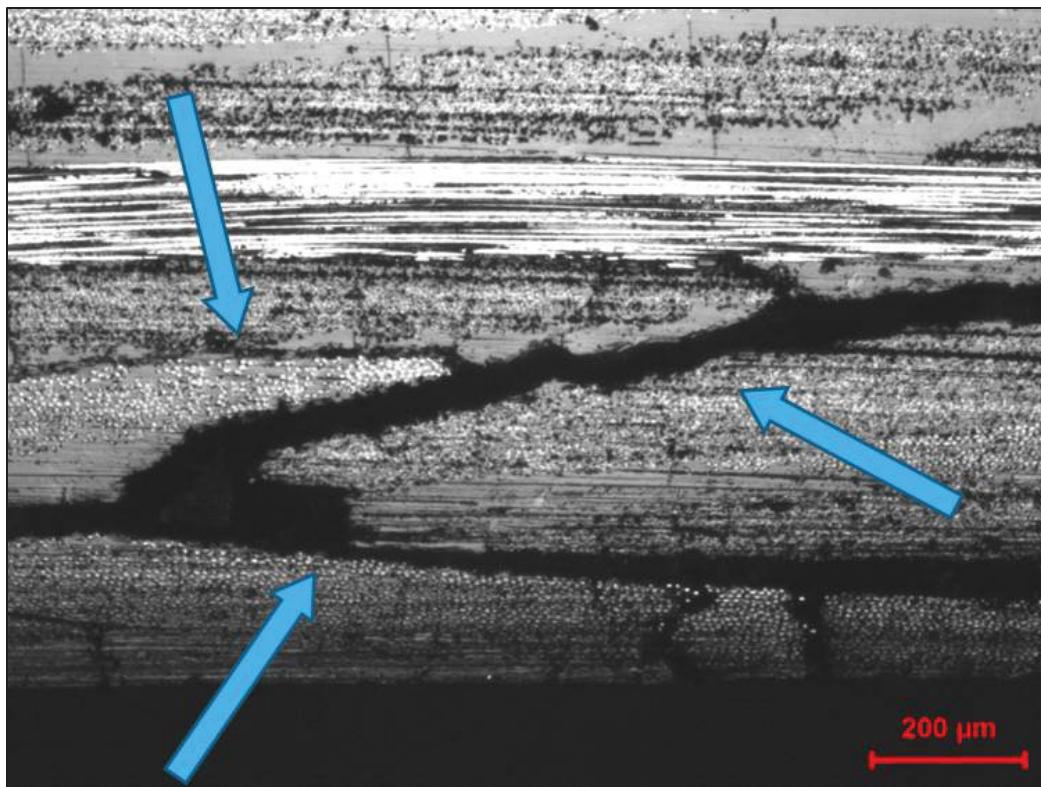


Figure 4-39 Chargement de 55% CUS en flexion complètement renversée à TA agrandissement 75X – micrographie de la délamination près de la surface

L'endommagement est sous forme de délamination autour des rouleaux de chargement et également près de la surface. Aucun endommagement n'a été détecté près ou autour du défaut, et ce peu importe la charge de fatigue appliquée. Ces observations portent à croire que le défaut interne joue un faible rôle sur l'endommagement et les performances du composite. La contrainte de cisaillement, qui est un élément important lorsqu'il est question de propagation de délamination, semble être trop faible pour propager la délamination artificielle. La délamination, la fissure et les bris de fibres suggèrent que l'endommagement n'est pas seulement dû aux rouleaux de chargement. Un endommagement causé par les rouleaux aurait été dans une zone beaucoup plus près de la surface de contact du rouleau et il n'y aurait pas eu d'endommagement à l'extérieur de cette zone.

Ces dernières constatations mènent vers trois conclusions possibles. La première est que la position du défaut dans l'épaisseur de l'éprouvette n'est pas optimale pour générer un endommagement important et une propagation de délamination. La position optimale du défaut pour maximiser les contraintes de cisaillement se trouve au milieu de l'éprouvette, tandis que la position pour optimiser l'endommagement se trouve près de la surface. La deuxième conclusion possible est que la taille du défaut de téflon est trop faible pour avoir un effet lors de test en flexion. Enfin, la troisième conclusion est qu'un test de flexion à trois points complètement renversée serait un type de test inapproprié pour permettre une propagation. En effet, vu sa grande flexibilité le matériau est inadéquat pour un test de flexion. Des éprouvettes plus épaisses permettraient d'atteindre une force de flexion plus élevée et en même temps d'avoir des contraintes de cisaillement plus importantes au niveau du défaut.

CONCLUSION

Afin de clore ce projet, les conclusions sont présentées en fonction de chacun des types de chargements.

Pour le chargement en tension quasi-statique et de fatigue T-T, les essais se sont déroulés à 121°C. Les essais quasi-statiques ont été effectués avec une vitesse de chargement de 2 mm par minutes. Par rapport à la contrainte maximale à la rupture 21°C (Khay et al., 2014), la diminution de la contrainte est de 8,8%. Le module de Young quant à lui connaît une diminution faible de l'ordre de 3,4%. En fatigue T-T à 121°C, avec une fréquence d'essai de 7 Hz et selon un critère de défaillance de 5% d'augmentation de déformation, il est trouvé que la durée de vie des éprouvettes a été grandement réduite par rapport à la durée de vie à 21°C (Khay et al., 2014). Les deux courbes S-N des éprouvettes testées aident à établir l'équation suivante permettant d'interpoler la durée de vie des éprouvettes soumises à une température entre 21°C et 121°C:

$$N = e^{\left(\frac{\sigma+16,04\alpha-303,3}{\alpha}\right)}$$

où $\sigma = 0,28(T - 21) - 42,8$, σ = contrainte (MPa) et T = température (°C).

Lors des essais préliminaires, un désalignement des mâchoires de la machine MTS provoquant un flambement de l'éprouvette lors de la partie de compression du test T-C n'a pas permis la validation du montage T-C.

Le montage de flexion a permis de réaliser des tests de flexion quasi-statique et de flexion complètement renversée. Les tests se sont déroulés à 21°C. La vitesse de chargement en flexion quasi-statique est de 2 mm par minutes. Les fissures observées à la surface des éprouvettes du côté compression permettent de supposer que celles-ci suivent le motif du tissu. En fatigue, la fréquence cible de 7 Hz n'a pu être atteinte à cause de la faible rigidité des éprouvettes et des équipements disponibles. La fréquence de tests pour obtenir un endommagement est de 1,5 Hz. Le critère de défaillance n'a pas été défini, car la délamination artificielle ne s'est pas propagée. Une zone d'endommagement plus large que la surface de contact des rouleaux de chargement a été observée de chaque côté de l'éprouvette lors d'essais

à 55% de la charge ultime en flexion. Une fracture en surface et des bris de fibres à l'intérieur de cette fracture ont également été observés en dehors de la surface de contact des rouleaux de chargement. La zone d'endommagement est près de la surface et est sous la forme d'une délamination entre le premier et deuxième pli. Ces observations suggèrent que l'endommagement près de la surface est causé par d'autres facteurs que seulement la pression des rouleaux.

RECOMMANDATIONS

Pour les essais de fatigue en T-T à HT, il serait intéressant de confirmer la courbe de tendance de type puissance à HT, puisque celle-ci semble s'ajuster le mieux aux données. Par rapport à l'équation d'interpolation, ma recommandation est d'utiliser la courbe de tendance de type puissance à HT et de trouver un moyen pour avoir une gradation non-linéaire de l'effet de la température. En effet, il est connu que plus la température est élevée, plus les effets sur le composite sont importants.

Pour permettre d'effectuer les essais en T-C, il est recommandé d'effectuer un alignement sur la machine MTS ainsi que d'ajouter un module d'alignement.

Les autres recommandations portent essentiellement sur la flexion puisque la délamination artificielle du stratifié ne s'est pas propagée.

Tout d'abord, il serait intéressant de tenter de réduire l'effet du rouleau de chargement sur le stratifié en ajoutant un matériau entre le rouleau et le stratifié. Ceci permettrait de réduire la zone endommagée et ainsi possiblement éviter la fracture de surface et bris de fibre. Une autre idée pour réduire l'effet du rouleau est d'augmenter le diamètre de celui-ci.

Ensuite, toujours dans le but d'agrandir la zone de délamination artificielle, il serait intéressant de tester en flexion des éprouvettes avec un défaut interne plus grand. Il est possible que la surface de délamination artificielle testée jusqu'à présent soit trop petite pour engendrer les contraintes nécessaires pour l'expansion de la zone. Le but est de trouver cette surface critique à la propagation. Enfin, il faudrait tester des éprouvettes avec le défaut de téflon à une position différente. Comme démontré dans le chapitre 4, l'endommagement se trouve principalement près de la surface, possiblement à cause des rouleaux de chargement. Un défaut à une distance plus faible de la surface permettrait possiblement d'avoir des effets sur l'endommagement.

Enfin la dernière recommandation est de tester une éprouvette plus épaisse. Une éprouvette plus épaisse permettrait d'augmenter la charge de flexion et également les contraintes de cisaillement internes. Par contre, il faut prendre des précautions au niveau du montage qui pourrait fléchir et vibrer avec une charge trop élevée.

ANNEXE I

MATÉRIAUX DE CYTEC

> CYCOM® 5276-1 EPOXY RESIN SYSTEM

TECHNICAL DATA SHEET



DESCRIPTION

CYCOM® 5276-1 is a 350°F (177°C) curing toughened epoxy resin with a service temperature range of -75°F to 250°F (-59°C to 121°C). This highly toughened resin is formulated with the most advanced epoxy chemistry and is specially designed for improved handling during layup and assembly.

FEATURES & BENEFITS

- Excellent tack and drape
- Simple 2-hour 350°F (177°C) cure cycle
- Excellent flow control
- Available in various product forms
- Open mold life greater than 40 days
- High damage tolerance
- Co-cure capability

SUGGESTED APPLICATIONS

Primary aircraft structures where critical load-bearing components are required.

CHARACTERISTICS

Other

This resin system has potential to be applied to other product types such as Nicalon and Tyranno silicon carbide fibers.

Shelf Life and Shop Life

Shelf life in sealed containers is greater than 6 months at 0°F (-18°C) and greater than 3 months at 40°F (4°C). To prevent moisture pickup, a sealed container should not be opened until the prepreg reaches ambient temperature. Shop life is greater than 14 days at room temperature.

Working Life

The material has demonstrated over 1000 hours working life.



> CYCOM® 5276-1 EPOXY RESIN SYSTEM

TECHNICAL DATA SHEET

Handling Life

Table 1 summarizes the handling profile of different product forms. The system meets 10 day handling life requirements.

Table 1 | CYCOM 5276-1 Handling Life Profile

Out Time	Tape		Fabric	
	Tack	Drape	Tack	Drape
0 days	4	4	5	5
10 days	3	4	4	5

0 = None; 1 = Poor; 2 = Fair; 3 = Good; 4 = Very Good; 5 = Excellent

Prepreg Form

The prepreg is supplied as (1) unidirectional tape up to 60 inches (152.3 cm) wide or slit to requirements on 10 inch (25.4 cm) diameter cardboard cores or; (2) woven fabric up to 60 inches (152.3 cm) wide or slit to requirements on 3 inch (7.6 cm) diameter cardboard core. All materials are shipped in sealed poly bags.

Table 2 | CYCOM 5276-1 Product Forms

Carbon		Glass
Tape	Fabric	
70 to 300 AFW	Up to 60" width	Unidirectional
Up to 60" width	Any AFW	Woven
Slit tape: 1/8" and up		Roving

Mechanical Life

CYCOM 5276-1 shows no change in mechanical performance after storage at room temperature for 1000 hours.

CYCOM® 5276-1 EPOXY RESIN SYSTEM

TECHNICAL DATA SHEET

Viscosity Profile

CYCOM 5276-1 matrix resin exhibits excellent flow control under cure conditions (2°C/min, 30% strain, 10 Rad/sec, RDS-II, 25 mm Plates 0.6 mm gap).

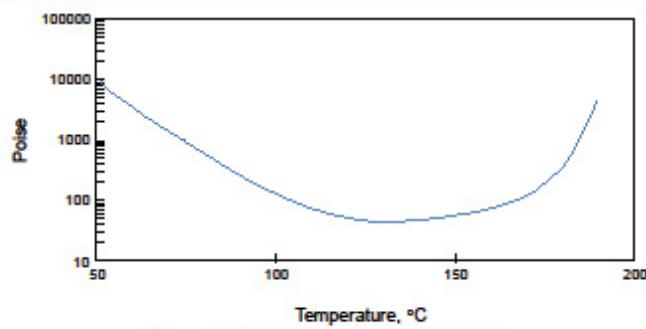


Figure 1 | CYCOM 5276-1 Viscosity Profile

Moisture Equilibrium Content

The moisture equilibrium content of CYCOM 5276-1 is less than 1.0% for laminates (55% fiber volume) at 160°F (71°C) and 85% relative humidity.

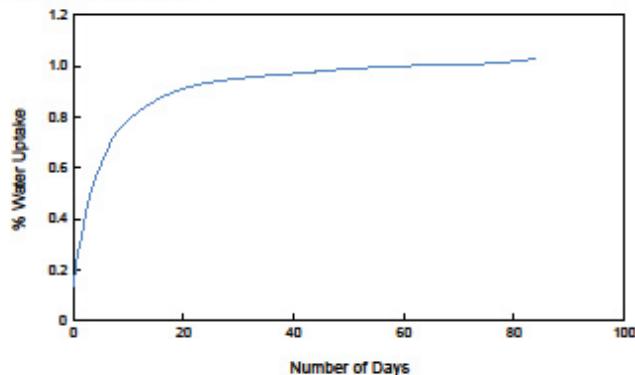


Figure 2 | CYCOM 5276-1 Moisture Equilibrium Content


CYCOM® 5276-1 EPOXY RESIN SYSTEM

TECHNICAL DATA SHEET

**PROPERTIES**

Table 3 | Technical Data, Neat Resins, Standard Cure + Standard Post-Cure

Property	Test Condition	G40-800 Tape	G30-500PW Fabric	Test Method
0° Tensile Strength(ksi) / Modulus(Msi)	-67°F 75°F	437 / 22.1 437 / 22.5	- 134 / 9.0	SACMA SRM-4
90° Tensile Strength(ksi) / Modulus(Msi)	-94°F -67°F 75°F 180°F Wet	-/- 15.3 / - 13.1 / - -/-	120 / 8.9 -/- 119 / 8.8 120 / 8.7	SACMA SRM-4
0° Compression Strength (ksi) / Modulus(Msi)	75°F 180°F Wet	253 / 20.7 209 / 21.1	123 / 8.9 -/-	SACMA SRM-1
90° Compression Strength(ksi) / Modulus(Msi)	-94°F 75°F 180°F Wet	-/- -/- -/-	124 / 8.6 114 / 8.5 80 / 8.6	SACMA SRM-1
In-plane Shear Strength(ksi) / Modulus(Msi)	-94°F 75°F 180°F Wet 250°F	-/- 20.2 / 0.70 13.6 / 0.60 13.4 / 0.52	22.4 / 0.83 18.6 / 0.68 11.7 / 0.52 -	SACMA SRM-7
Filled Hole Tensile Strength, ksi 35 in-lbs	75°F	79	-	SACMA SRM-5
Open Hole Compression Strength, ksi	-94°F 75°F 180°F Wet 220°F Wet 250°F	- - 32 32 34	58 45 35 - -	SACMA SRM-3 49
G_{Ic} (in lb/in²)	75°F	2.2	-	GE A50TF284
G_{Ic} (in lb/in²)	75°F	14	-	GE A50TF284
Compression After Impact, ksi 1500 in lb/in	-94°F 75°F 180°F Wet	- 47 -	43 45 32	SACMA SRM-2
Dry Tg. °F *	75°F	370	-	DMA 10°C/min
Wet Tg. °F *	75°F	310	-	DMA 10°C/min

* **NOTE:** Tg data is not applicable for U.S. export control classification or licensing.
For export-related information please contact us.

> CYCOM® 5276-1 EPOXY RESIN SYSTEM

TECHNICAL DATA SHEET

Fluid Sensitivity

This resin system demonstrates excellent chemical resistance and retains shear strength and modulus after storage in different fluids up to 90 days.

Table 4 | G30-500PW X 3-point Flexural Strength(ksi) / Modulus(Msi) (ASTM D790) After Fluid Exposure

Test Description	Exposure Time and Temperature	Weight Gain (%)	Test Temperature	
			75°F (24°C)	180°F (82°C)
Control	-	-	153 / 8.7	112 / 8.4
Anti-freeze	30 days at 32°F	-	158 / 8.5	124 / 8.3
Hydraulic fluid	90 days at 75°F	-0.14	161 / 8.4	134 / 8.4
Lubricating fluid	90 days at 180°F	-0.14	156 / 8.5	138 / 8.4
Jet fuel	90 days at 75°F	-	146 / 8.6	132 / 8.4
Cleaning solution	7 days at 75°F	0.16	154 / 8.9	128 / 8.6
MEK	7 days at 75°F	0.15	153 / 8.7	130 / 8.5

Working Life

This resin system demonstrates excellent chemical resistance and retains shear strength and modulus after storage in different fluids up to 90 days.

Table 5 | G40-800 Tape Prepreg Shop Life Study

Days	Flow*	Tack	Open Hole Compression Strength at 75°F (ksi)
0	13.2%	Excellent	43.0
7	12.5%	Good	42.7
14	14.3%	Medium	43.1
21	13.3%	Low	43.1
28	11.1%	Low	44.8
35	11.6%	Low	43.7
40	11.2%	Low	44.5

*4 piles, 4" x 4", 350°F/20 minutes/100psi

Co-Curability

Superior flow control enables CYCOM 5276-1 to co-cure with honeycomb core providing void free sandwich panels. Flatwise tensile test on panels made with no film adhesive results in core failures according to CMS 532-19. This suggests potential self-adhesive capability.

Table 6 | Flatwise Tensile G30-500-3K-8HS, 4 ply facing on 3PCF, 1/8" Cell, 3.0 Density Nomex® Honeycomb

FM 300-2 Film Adhesive	No Adhesive
327 ksi	320 ksi

> CYCOM® 5276-1 EPOXY RESIN SYSTEM

TECHNICAL DATA SHEET



Resistance to Micro-Cracking

The excellent toughness of CYCOM 5276-1 matrix resin and its optimized resin/fiber interface characteristics offer the cured laminates the ability to withstand temperature change from -70°F to 180°F (-57°C to 82°C) during thermal cycling. Panels made from G40-800 pass 100 thermal cycle conditioning with no micro-cracks evident under 50X magnification.

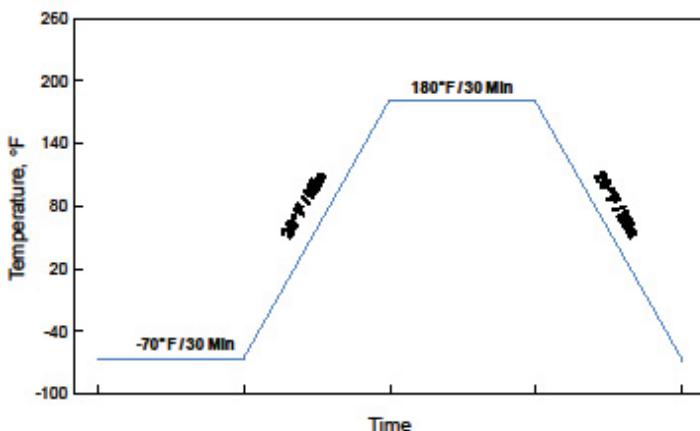


Figure 3 | Thermal Cycle – Cured Panel Thickness = 1.75 in (4.4 cm),
Ply Stacking Sequence = [0°/90°]₁₀s, 210 Plies Total

Fatigue

The most effective resin/fiber interaction of CYCOM 5276-1 is further illustrated by 0° Short Beam Fatigue testing. Fiberglass (S2) reinforced specimens proved no failure up to 10 million cycles under 5 ksi (34.47 MPa) constant mean stress and 3 ksi (20.68 MPa) oscillatory stress at 15 Hz.

APPLICATION NOTES

Cure Cycle and Thermal Sensitivity

No special bagging materials or techniques are required during the processing of CYCOM 5276-1. The resin exhibits a stable cure state after 2 hours at 350°F (177°C). The test results of Tg (dry and wet) and mechanical properties show that CYCOM 5276-1 is insensitive to changes in heat-up rate [from 1 – 5°F/minute (0.5 – 3°C/minute)] and holding temperatures [from 345 – 365°F (174 – 185°C)] as specified in BMS 8-276C.

Cure Procedure

1. Apply full vacuum
2. Apply 85 psi (586 KPa) pressure for lamination
3. Vent vacuum bag to atmosphere at 20 psi (138 KPa)
4. Heat up at 1 – 5°F/minute to 350°C (0.5 – 3°C/minute to 177°C)
5. Hold at 350°F (177°C) for 2 hours
6. Cool down at 5°F/minute to 160°F (3°C/minute to 72°C)

> CYCOM® 5276-1 EPOXY RESIN SYSTEM

TECHNICAL DATA SHEET

PRODUCT HANDLING AND SAFETY

Cytec Engineered Materials recommends wearing clean, impervious gloves when working with epoxy resin systems to reduce skin contact and to avoid contamination of the product.

Materials Safety Data Sheets (MSDS) and product labels are available upon request and can be obtained from any Cytec Engineered Materials Office.

DISPOSAL OF SCRAP MATERIAL

Disposal of scrap material should be in accordance with local, state, and federal regulations.

CONTACT INFORMATION

GLOBAL HEADQUARTERS

Tempe, Arizona
tel 480.730.2000
fax 480.730.2088

NORTH AMERICA

Olean, New York	Springfield, Massachusetts	Havre de Grace, Maryland
tel 716.372.9650	tel 1.800.253.4078	tel 410.939.1910
fax 716.372.1594	fax 716.372.1594	fax 410.939.8100
Winona, Minnesota	Anaheim, California	Orange, California
tel 507.454.3611	tel 714.630.9400	tel 714.639.2050
fax 507.452.8195	fax 714.666.4345	fax 714.532.4096
Greenville, Texas	Cytec Carbon Fibers LLC	D Aircraft Products, Inc.
tel 903.457.8500	Piedmont, South Carolina	Anaheim, California
fax 903.457.8598	tel 864.277.5720	tel 714.632.8444
	fax 864.299.9373	fax 714.632.7164

EUROPE AND ASIA

Wrexham, United Kingdom	Ostringen, Germany	Shanghai, China
tel +44.1978.665200	tel +49.7253.934111	tel +86.21.5746.8018
fax +44.1978.665222	fax +49.7253.934102	fax +86.21.5746.8038

DISCLAIMER: The data and information provided in this document have been obtained from carefully controlled samples and are considered to be representative of the product described. Cytec Engineered Materials (CEM) does not express or imply any guarantee or warranty of any kind including, but not limited to, the accuracy, the completeness or the relevance of the data and information set out herein. Because the properties of this product can be significantly affected by the fabrication and testing techniques employed, and since CEM does not control the conditions under which its products are tested and used, CEM cannot guarantee that the properties provided will be obtained with other processes and equipment. No guarantee or warranty is provided that the product is adapted for a specific use or purpose and CEM declines any liability with respect to the use made by any third party of the data and information contained herein. CEM has the right to change any data or information when deemed appropriate.

All trademarks are the property of their respective owners.

ANNEXE II

CHAMBRE ATMOSPHÉRIQUE

Pour que l'échantillon expérimente les mêmes conditions durant toute la durée d'un test, il faut un caisson qui scelle les conditions désirées. La chambre atmosphérique disponible à l'ÉTS est trop petite pour accueillir les éprouvettes hors-normes utilisées pour cette recherche. C'est pourquoi une nouvelle chambre était nécessaire.

Voici les contraintes lors de la conception de la chambre atmosphérique :

- dimensions assez grandes pour effectuer les différents tests;
 - hauteur permettant de faire un test de T-T en prenant en compte le mouvement du piston de la machine MTS;
 - profondeur permettant d'installer le montage de flexion;
- contenir les différents environnements de tests;
- résister à la corrosion causée par les environnements de tests;
- munie de fenêtres d'inspection pour le système de vision et l'inspection des bords de l'échantillon;
 - fenêtres permettant l'inspection à toutes les températures de tests;
- facilité d'installation sur la machine MTS;
- connexion avec le conditionneur Thermotron.

La conception et la fabrication de la chambre ont été réalisées en collaboration avec un autre membre de l'équipe (voir le projet de M. Trad). Pour débuter, une chambre à faible coût a été construite dans le but de vérifier les dimensions et les interférences une fois celle-ci installée. La structure interne de la chambre est constituée de bois. Un polyéthylène à haute densité régulier est utilisé pour les surfaces où la température sera faible, par exemple l'extérieur de la chambre. Pour l'intérieur et les autres surfaces de la chambre où la température est soupçonnée d'être élevée, un plastique polyéthylène HT à masse molaire élevée est utilisé. La température de service recommandée pour ce dernier est entre -40 °F et 275°F. Comme matière isolante, une laine minérale pour l'isolation domiciliaire est utilisée. Enfin, des vitres trempées sont installées sur trois surfaces pour permettre l'inspection des bords de l'échantillon et la mesure de déformation par le système de vision durant le test. L'installation des vitres permet également de remplacer l'air se situant entre les vitres avec un gaz inerte, pour enlever l'humidité entre celles-ci. La Figure A II- représente le prototype complet incluant un système d'éclairage interne ainsi qu'une entrée et sortie pour le système de conditionnement Thermotron. Des parties mobiles ont également été conçues pour sceller le mieux possible l'environnement à l'intérieur de la chambre autour des colonnes d'extension.



Figure A II-1 Prototype de la chambre atmosphérique

Il a été observé que les dimensions de la chambre sont de façon générale les bonnes. Seulement quelques ajustements mineurs ont été nécessaires. Par la suite, les tests préliminaires ont montré que ce type de structure peut contenir convenablement un environnement à l'intérieur. Par contre, certains problèmes sont apparus. Tout d'abord, il s'est formé de la condensation dans le bas d'une des fenêtres. Une hypothèse de cette situation est la position de la chambre lors des tests préliminaires. Celle-ci étant près d'un autre équipement du laboratoire expulsant un air frais directement sur la vitre en question. Ensuite, il s'est produit du bombement sur les panneaux intérieurs lors des tests à HT. Ce décollement des panneaux de la structure interne ne rendait plus la chambre étanche. Cette situation est probablement due à la dilatation thermique du polyéthylène. Le matériau, n'ayant aucune place pour se dilater, bombe sous l'effet de la chaleur.

Ces observations prises en compte, une nouvelle chambre atmosphérique a été construite en tôle d'acier inoxydable. Quelques améliorations ont été apportées à cette nouvelle chambre. Les dimensions générales sont semblables, sauf l'espace autour de la colonne de la machine qui est maintenant plus grand. Il avait également été recommandé d'augmenter l'espace intérieur pour installer plus facilement le montage de flexion. Par contre, cette recommandation n'a pas été retenue pour diverses raisons. Le montage a donc été modifié en conséquence. La Figure A II- montre l'installation complète des appareils nécessaires pour effectuer un test à HT : la machine MTS, le conditionneur Thermotron, le système de vision avec caméra, l'ordinateur de contrôle ainsi que la chambre atmosphérique métallique.

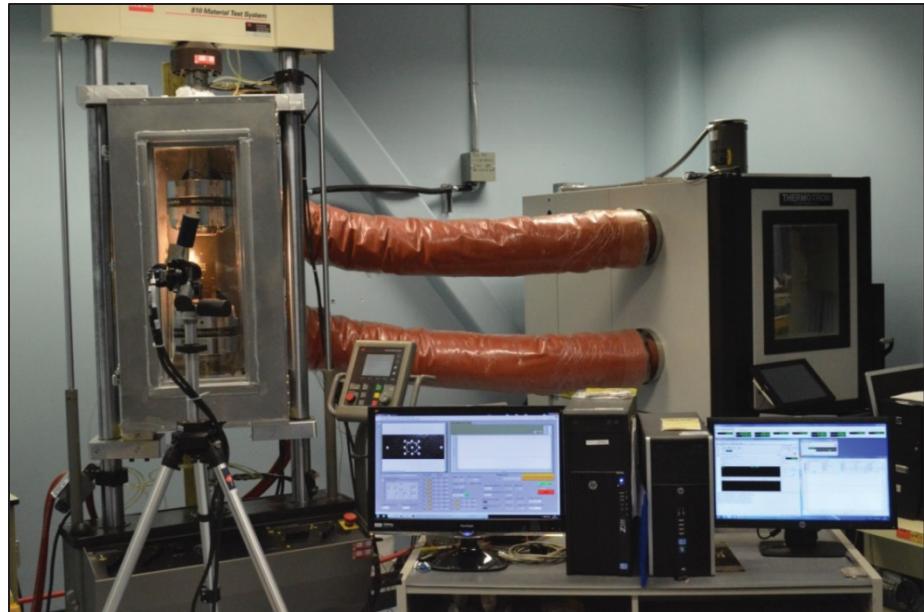


Figure A II-2 Installation complète

Lors des tests préliminaires sur cette nouvelle chambre, il a été observé que cette dernière peut contenir les environnements qui sont nécessaires à la réalisation du projet. Cependant, un peu de condensation est apparu sur le bas des fenêtres de côté à l'humidité la plus élevée. L'hypothèse est qu'il n'y a pas assez de mouvement d'air conditionné dans ces régions, car sur la vitre de la porte il n'y a pas de condensation qui a été observée. Une pièce sera fabriquée pour s'installer devant l'entrée d'air. Cette pièce permettra de rediriger l'air et également de créer un mélange plus homogène d'humidité dans la chambre atmosphérique.

Le niveau de luminosité nécessaire pour le système de vision est très élevé. Un système d'éclairage a donc été conçu pour la chambre. Un système intégré comme dans le cas de la chambre prototype a été écarté comme solution, car le niveau de luminosité n'était pas assez élevé. Un éclairage externe a également été envisagé, mais le reflet de la lumière sur la vitre ne permettait pas de bonnes lectures du système de vision. Enfin, une ampoule pour appareil électroménager avec une base de porcelaine est utilisée. Celles-ci sont installées sur un col de cygne flexible avec une base lourde. Le col de cygne permet de placer l'ampoule dans la direction désirée. Un cache métallique est également fixé pour augmenter la luminosité et réduire le reflet dans la direction de la caméra.

ANNEXE III

INSTALLATION DES ÉPROUVENTES ET PRÉCAUTIONS

Essais tension et tension-tension

Pour les essais de tension, la pression hydraulique des mâchoires est importante puisqu'une pression trop faible peut créer un glissement lors de l'essai et une pression trop grande peut causer un endommagement et un site de fissuration. Les pressions utilisées sont de 16 MPa à TA et 13 MPa à HT. Ces pressions empêchent le glissement sans créer d'endommagement inutile près et au niveau des mors. Pour aider à contrer le glissement, une maille de fils fins en acier inoxydable ainsi que des tôles d'aluminium minces sont installées entre l'échantillon et les mors. Les tôles d'aluminium sont minces puisqu'elles permettent de mieux épouser les contours et ainsi réduire les contraintes au niveau des mors. Ensuite, il est essentiel de vérifier l'alignement de l'échantillon dans la mâchoire. Les fils de trames doivent être dans la direction du chargement. Tout désalignement des fibres peut entraîner un changement des valeurs recueillies puisque celles-ci vont être contraintes non axialement. Enfin, il faut être attentif lors du serrage des mors afin de réduire au minimum les contraintes de compression sur l'échantillon.

Essais de tension-compression

Pour les essais de T-C avec le montage, il y a quelques similitudes avec les essais de tension. D'abord, la maille d'acier inoxydable et les tôles d'aluminium sont conservées. Ensuite, la pression des mors est la même et l'alignement est toujours critique.

Avant l'installation, il est important de prendre certaines précautions pour réduire les forces sur l'échantillon et les possibilités de flambage. Avant même de commencer la mise en place, il faut préchauffer la machine. Cette procédure standard est importante dans le cas d'un essai de T-C, car elle permet de réduire les effets de torsion sur l'échantillon en rendant le piston plus libre en rotation.

La procédure d'installation des éprouvettes pour essai en T-C est la suivante :

- glisser l'échantillon dans le montage de T-C une fois les vis desserrées;
- serrer les vis. Le couple de serrage doit permettre à l'échantillon de bouger, mais il faut bien s'assurer d'enlever tout jeu dans la direction de l'épaisseur;
- installer la maille et les tôles sur l'échantillon. Elles sont maintenues en place par des pinces à papier;
- placer le montage et l'échantillon sur la mâchoire du bas;
- aligner les deux mâchoires en tournant la mâchoire du bas;
- bouger la mâchoire du bas plus près de celle du haut pour faciliter l'alignement de l'échantillon;

- aligner méticuleusement l'échantillon entre les mors. L'angle de la chaîne l'échantillon par rapport à la direction de chargement est très important lors de la partie compression;
- fermer la mâchoire du haut et installer les ressorts du montage;
- installer une cale entre le montage et les mors du haut. Celle-ci est là pour ne pas comprimer les câbles d'installation des mors et également pour s'assurer que le montage soit bien droit et stable;
- déplacer la mâchoire du bas à la position désirée (environ 4mm entre le mors et le montage);
- fermer la mâchoire en s'assurant de minimiser la force de compression.

Essais de flexion quasi-statiques et en fatigue

Pour les essais de flexion, les précautions sont différentes puisque les mâchoires hydrauliques sont inutilisées.

Lors des tests préliminaires de fatigue en flexion, certaines difficultés ont été rencontrées. Les colonnes nécessaires pour installer le montage au milieu de la chambre ont causé un mouvement non désiré sur l'échantillon et l'ensemble du système montage-colonne-machine. La source de ce problème a été identifiée comme un manque de serrage au niveau des vis des colonnes. Les forces exercées sur les filets des vis des colonnes, la vibration du montage ainsi que le jeu dans le filet des vis causaient une rotation de la colonne. La solution préconisée pour régler cette situation fut d'installer des collets de serrage au niveau des vis. La procédure est d'installer les colonnes et le montage, puis de serrer avec les outils appropriés. Ensuite, le système est précontraint en installant une pièce plus rigide dans le montage. La force utilisée se doit d'être plus importante que la force à laquelle les tests suivants seront effectués. Une fois le système précontraint, les collets sont serrés.

Lorsque le montage est en place et les colonnes bien serrées, une éprouvette épaisse est glissée sur les rouleaux. Les rouleaux sont ensuite pressés et bloqués contre l'échantillon avec les vis d'ajustement. Le couple sur les vis d'ajustement est juste assez pour permettre à l'échantillon de bouger, mais également d'avoir un contact total. Enfin, les guides anti-glissement sont posés avec des cales de silicone pour réduire le bruit, car l'échantillon cogne sur les parois du dispositif anti-mouvement. Les cales de silicone aident également à réduire le bruit du signal de commande de la machine en permettant aux supports rotatifs de suivre le mouvement de l'échantillon de façon plus précise. La dernière précaution à prendre pour la flexion est de s'assurer que les rouleaux de chargement soient bien alignés, car le piston hydraulique de chargement peut facilement tourner.

ANNEXE IV

PARAMÈTRES DU C-SCAN

Les inspections ultrasonores sont effectuées sur le système de TecScan. Il a été découvert que la sonde optimale pour inspecter les éprouvettes du projet est la sonde V309 (voir les caractéristiques en appendice) avec une fréquence de 5 MHz. Une inspection test a également été effectuée à fréquence plus élevée. Par contre, les résultats ont été décevants, car la fréquence étant trop élevée le signal ne se rendait pas jusqu'au-dessous de l'échantillon. La sonde choisie a une distance focale de 2 pouces avec un jeu expérimenté sur le focus d'environ 10 mm. Enfin, les paramètres suivants sont les plus intéressants en tenant compte du temps d'inspection, de la précision et de la grosseur du fichier produit : pour une inspection initiale, « step » en x et y de 0,5mm et une vitesse de 0,024m/s et pour une inspection fine, « step » en x et y de 0,25mm et une vitesse de 0,01m/s.

ANNEXE V

ÉQUATION D'INTERPOLATION

L'équation d'interpolation est développée à partir des équations des deux courbes S-N à TA et à HT.

Où σ est la contrainte et N est le nombre de cycles.

Ces deux équations ont une intersection commune qui se trouve en égalant les deux côtés des équations A V-1 et A V-2.

Une fois cette intersection trouvée, l'équation se poursuit avec la différence de pente des courbes S-N.

La différence de température est de ($121^{\circ}\text{C} - 21^{\circ}\text{C} = 100^{\circ}\text{C}$), donc à chaque degré la pente change de 0,276.

La pente de l'équation d'interpolation est donc l'équation A V-9, ici appelée α pour simplifier l'écriture des équations suivantes.

L'équation de la courbe est :

Avec les valeurs de l'intersection (N et σ), il est possible de trouver B

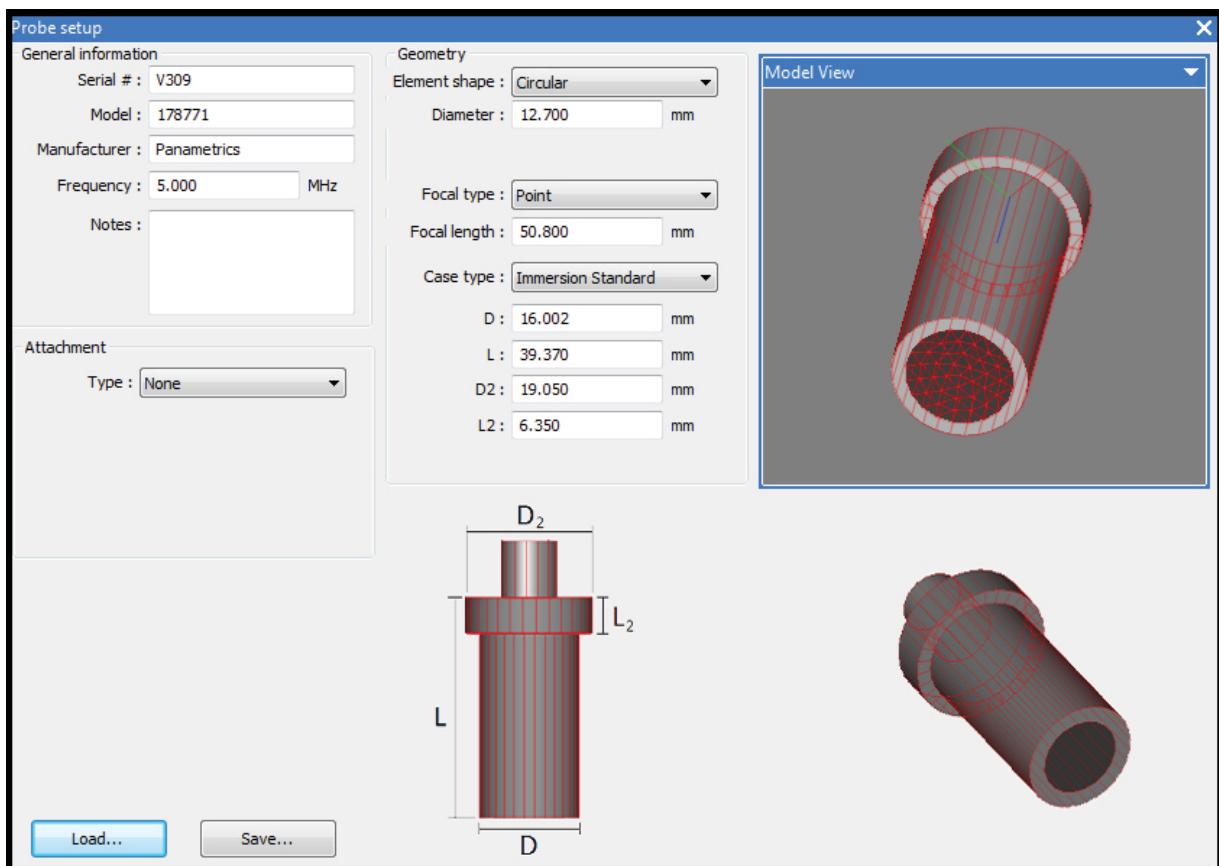
Avec

σ , la contrainte en MPa
T, la température en °C

L'équation A V-14 en base 10 donne :

APPENDICES

SONDE ULTRASONORE À IMMERSION V309



LISTE DE RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- Al-Hmouz, I. A. 1997. « The effect of loading frequency and loading level on the fatigue behavior of angle-ply carbon/PEEK thermoplastic composites ». Masters. Concordia University. <<http://spectrum.library.concordia.ca/271/>>.
- Amiri, A., et M. N. Cavalli. 2013. « Experimental Investigation of Fatigue Behavior of Carbon Fiber Composites Using Fully Reversed Four Point Bending Test ». In *Composite Materials and Joining Technologies for Composites, Volume 7*, sous la dir. de Patterson, Eann, David Backman et Gary Cloud. p. 131-137. Coll. « Conference Proceedings of the Society for Experimental Mechanics Series »: Springer New York. <http://dx.doi.org/10.1007/978-1-4614-4553-1_15>.
- Asp, L. E. 1998. « The effects of moisture and temperature on the interlaminar delamination toughness of a carbon/epoxy composite ». *Composites Science and Technology*, vol. 58, n° 6, p. 967-977.
- Banea, M. D., L. F. M. da Silva et R. D. S. G. Campilho. 2012. « Effect of Temperature on Tensile Strength and Mode I Fracture Toughness of a High Temperature Epoxy Adhesive ». *Journal of Adhesion Science and Technology*, vol. 26, n° 7, p. 939-953.
- Barth, M., F. Schubert et B. Koehler. 2008. « Where x-ray imaging fails - delamination, crack, and micro-pore detection using ultrasonic reflection tomography in a scanning acoustic microscope ». In *Nuclear Science Symposium Conference Record, 2008. NSS '08. IEEE*. (19-25 Oct. 2008), p. 577-581.
- Bathias, C. 2006. « An engineering point of view about fatigue of polymer matrix composite materials ». *International Journal of Fatigue*, vol. 28, n° 10, p. 1094-1099.
- Cao, S. H., Z. S. Wu et F. Li. 2012. « Effects of Temperature on Tensile Strength of Carbon fiber and Carbon/Epoxy Composite Sheets ». *Advanced Materials Research*, vol. Volumes 476 - 478, p. 778-784.
- Carlsson, L. A., D. F. Adams et R. B. Pipes. 2003. *Experimental characterization of advanced composite materials, third edition*, 3rd edition. CRC Press, ix, 258 p. p.
- Chen, A. S., et B. Harris. 1993. « Fatigue-induced damage mechanisms in carbon fibre-reinforced plastic composites ». *Journal of Materials Science*, vol. 28, n° 8, p. 2013-2027.
- Code of Federal Regulations. 1993. *Title 14: Aeronautics and Space*. 14 CFR 1.23.613C (1993). Washington, DC: U.S Government Printing Office.

- Coronado, P., A. Argüelles, J. Viña, V. Mollón et I. Viña. 2012. « Influence of temperature on a carbon-fibre epoxy composite subjected to static and fatigue loading under mode-I delamination ». *International Journal of Solids and Structures*, vol. 49, n° 21, p. 2934-2940.
- Cowley, K. D., et P. W. R. Beaumont. 1997. « The interlaminar and intralaminar fracture toughness of carbon-fibre/polymer composites: The effect of temperature ». *Composites Science and Technology*, vol. 57, n° 11, p. 1433-1444.
- Curtis, P.T. 1988. *CRAG Test Methods for the Measurement of the Engineering Properties of Fibre Reinforced Plastics*. Royal Aerospace Establishment.
- De Baere, I., W. Van Paepegem et J. Degrieck. 2008. « On the feasibility of a three-point bending setup for the validation of (fatigue) damage models for thin composite laminates ». *Polymer Composites*, vol. 29, n° 10, p. 1067-1076.
- De Baere, I., W. Van Paepegem et J. Degrieck. 2009. « Comparison of different setups for fatigue testing of thin composite laminates in bending ». *International Journal of Fatigue*, vol. 31, n° 6, p. 1095-1101.
- Drzal, L. T., et M. Madhukar. 1993. « Fibre-matrix adhesion and its relationship to composite mechanical properties ». *Journal of Materials Science*, vol. 28, n° 3, p. 569-610.
- Feih, S., E. Boiocchi, E. Kandare, Z. Mathys, A. G. Gibson et A. P. Mouritz. 2009. « Strength degradation of glass and carbon fibres at high temperature ». In *ICCM 17*. (Edinburgh, Scotland 2009), p. 10 pages.
- Feih, S., et A. P. Mouritz. 2012. « Tensile properties of carbon fibres and carbon fibre-polymer composites in fire ». *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 43, n° 5, p. 765-772.
- Fernando, G. F. , et F. A. A. Al-Khodairi. 2003. « The fatigue of hybrid composites ». In *Fatigue in composites : science and technology of the fatigue response of fibre-reinforced plastics*. p. 189-241. Boca Raton: CRC Press.
- Galiotis, C., et C. Koimtzoglou. 2003. « The effect of the interface on the fatigue performance of fibre composites ». In *Fatigue in composites : science and technology of the fatigue response of fibre-reinforced plastics*. p. 147-172. Boca Raton: CRC Press.
- Gamstedt, E. K., et B. A. Sjögren. 1999. « Micromechanisms in tension-compression fatigue of composite laminates containing transverse plies ». *Composites Science and Technology*, vol. 59, n° 2, p. 167-178.
- Gibson, R. F. 2007. *Principles of composite material mechanics*, 2nd. Boca Raton: CRC Press, xxvii, 579 p. p.

- Greenhalgh, E., M. J. Hiley et C. B. Meeks. 2009. *Failure Analysis and Fractography of Polymer Composites*. Woodhead Publishing.
- Harris, B. 2003. « A historical review of the fatigue behavior of fibre-reinforced plastics ». In *Fatigue in composites : science and technology of the fatigue response of fibre-reinforced plastics*. p. 3-35. Boca Raton: CRC Press.
- Herrington, P. D., et A. B. Doucet. 1992. « Progression of Bending Fatigue Damage around a Discontinuity in Glass/Epoxy Composites ». *Journal of Composite Materials*, vol. 26, n° 14, p. 2045-2059.
- Himmel, N., et C. Bach. 2006. « Cyclic fatigue behavior of carbon fiber reinforced vinylester resin composites manufactured by RTM and VARI ». *International Journal of Fatigue*, vol. 28, n° 10, p. 1263-1269.
- Hochard, Ch, et Y. Thollon. 2010. « A generalized damage model for woven ply laminates under static and fatigue loading conditions ». *International Journal of Fatigue*, vol. 32, n° 1, p. 158-165.
- Hwang, T.-K., J.-B. Park et H.-G. Kim. 2012. « Temperature effect on the flexural deformation and strength of carbon fiber-reinforced plastic laminate ». *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, vol. 31, n° 17, p. 1158-1169.
- Jen, M.-H. R., Y.-C. Tseng, H.-K. Kung et J. C. Huang. 2008. « Fatigue response of APC-2 composite laminates at elevated temperatures ». *Composites Part B: Engineering*, vol. 39, n° 7–8, p. 1142-1146.
- Jensen, L. R., J. C. M. Rauhe et P. Ryszard. 2007. « Interfacial Properties of Carbon Fibre - Epoxy Composites under Fatigue Loading ». In *Proceedings of the 28th Risø International Symposium on Materials Science - Interface design of polymer matrix composites - mechanics, chemistry, modeling and manufacturing*. p. 199. Danmarks Tekniske Universitet, Risø Nationallaboratoriet for Bæredygtig Energi.
- Jeon, K.-W., K.-B. Shin et J.-S. Kim. 2011. « Evaluation of tension-compression and tension-tension fatigue life of woven fabric glass/epoxy laminate composites used in railway vehicle ». *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing*, vol. 12, n° 5, p. 813-820.
- Kawai, M., et N. Maki. 2006. « Fatigue strengths of cross-ply CFRP laminates at room and high temperatures and its phenomenological modeling ». *International Journal of Fatigue*, vol. 28, n° 10, p. 1297-1306.

- Kawai, M., et T. Taniguchi. 2006. « Off-axis fatigue behavior of plain weave carbon/epoxy fabric laminates at room and high temperatures and its mechanical modeling ». *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 37, n° 2, p. 243-256.
- Kawai, M., S. Yajima, A. Hachinohe et Y. Kawase. 2001a. « High-temperature off-axis fatigue behaviour of unidirectional carbon-fibre-reinforced composites with different resin matrices ». *Composites Science and Technology*, vol. 61, n° 9, p. 1285-1302.
- Kawai, M., S. Yajima, A. Hachinohe et Y. Takano. 2001b. « Off-Axis Fatigue Behavior of Unidirectional Carbon Fiber-Reinforced Composites at Room and High Temperatures ». *Journal of Composite Materials*, vol. 35, n° 7, p. 545-576.
- Khan, R. I. 2000. « Effect of temperature on the fatigue behavior of plain weave woven carbon fabric-reinforced composite plastic ». M.S. Ann Arbor, King Fahd University of Petroleum and Minerals (Saudi Arabia), 127-127 p. p. In ProQuest Dissertations & Theses Full Text.
- Khan, R. I., Z. Khan, F. Al-Sulaiman et N. Merah. 2002. « Fatigue Life Estimates in Woven Carbon Fabric/Epoxy Composites at Non-Ambient Temperatures ». *Journal of Composite Materials*, vol. 36, n° 22, p. 2517-2535.
- Khay, M., M. Cardonne, P.L. Vachon, M. Dubé, A. D. Ngô et R. Ganesan. 2014. « Experimental investigation of the tensile-tensile fatigue behaviour of carbon/epoxy plain weave laminates ». In *10th Canada-Japan Workshop on Composites*. (Vancouver, Canada).
- Kim, J.-K., et M.-L. Sham. 2000. « Impact and delamination failure of woven-fabric composites ». *Composites Science and Technology*, vol. 60, n° 5, p. 745-761.
- Mall, S., D. W. Katwyk, R. L. Bolick, A. D. Kelkar et D. C. Davis. 2009. « Tension-compression fatigue behavior of a H-VARTM manufactured unnotched and notched carbon/epoxy composite ». *Composite Structures*, vol. 90, n° 2, p. 201-207.
- Mallick, P.K. 2008. *Fiber-reinforced composites: materials, manufacturing, and design*. CRC Press.
- Michaels, D. 2013. « EMEA Special Report: Their New Materials ». *The Wall Street Journal* (New York, USA). <<http://online.wsj.com/news/articles/SB10001424127887323844804578530982555671760>>.
- Mivehchi, H., et A. Varvani-Farahani. 2010. « The effect of temperature on fatigue damage of FRP composites ». *Journal of Materials Science*, vol. 45, n° 14, p. 3757-3767.

- Miyano, Y., M. K. McMurray, J. Enyama et M. Nakada. 1994. « Loading Rate and Temperature Dependence on Flexural Fatigue Behavior of a Satin Woven CFRP Laminate ». *Journal of Composite Materials*, vol. 28, n° 13, p. 1250-1260.
- Montesano, J., M. Selezneva, Z. Fawaz, C. Poon et K. Behdinan. 2012. « Elevated temperature off-axis fatigue behavior of an eight-harness satin woven carbon-fiber/bismaleimide laminate ». *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 43, n° 9, p. 1454-1466.
- Naik, N.K. 1993. *Woven Fabric Composites*. Taylor & Francis.
- Naik, N.K. 2003. « Woven-fibre thermoset composites ». In *Fatigue in composites : science and technology of the fatigue response of fibre-reinforced plastics*. p. 296-313. Boca Raton: CRC Press.
- O'Brien, T.K., N.J. Johnston, I.S. Raju, D.H. Morris et R.A. Simonds. 1987. « Comparisons of various configurations of the edge delamination test for interlaminar fracture toughness ». *Toughened Composites, ASTM STP*, vol. 937, p. 199-221.
- Osborn, J. W., et F. J. McGarry. 1992. « Fully reversed bending fatigue of several composites ». In *47th Annual Conference: Papers and Programme*. sous la dir. de Institute, Society of the Plastics Industry. Composites, p. Section 18A. Composites Institute.
- Park, S.-J., M.-K. Seo et J.-R. Lee. 2006. « Roles of interfaces between carbon fibers and epoxy matrix on interlaminar fracture toughness of composites ». *Composite Interfaces*, vol. 13, n° 2-3, p. 249-267.
- Payan, J. 2004. « Etude du comportement de composites stratifiés sous chargement statique et de fatigue ». 1 vol. (138 p.) p.
- Rotem, A., et H.G. Nelson. 1981. « Fatigue behavior of graphie-epoxy laminates at elevated temperatures ». In *ASTM STP723*, sous la dir. de ASTM. p. 152-173.
- Sauder, C., J. Lamon et R. Pailler. 2004. « The tensile behavior of carbon fibers at high temperatures up to 2400 °C ». *Carbon*, vol. 42, n° 4, p. 715-725.
- Selezneva, M., J. Montesano, Z. Fawaz, K. Behdinan et C. Poon. 2011. « Microscale experimental investigation of failure mechanisms in off-axis woven laminates at elevated temperatures ». *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 42, n° 11, p. 1756-1763.
- Shen, C.-H., et G. S. Springer. 1977. « Effects of Moisture and Temperature on the Tensile Strength of Composite Materials ». *Journal of Composite Materials*, vol. 11, n° 1, p. 2-16.

- Shimokawa, T., Y. Kakuta, D. Saeki et Y. Kogo. 2007. « Carbon Plain-Weave Fabric Low-Temperature Vacuum Cure Epoxy Composite: Static and Fatigue Strength at Room and High Temperatures and Practicality Evaluation ». *Journal of Composite Materials*, vol. 41, n° 18, p. 2245-2265.
- Sims, G.D. 2003. « Fatigue test methods, problems and standards ». In *Fatigue in composites : science and technology of the fatigue response of fibre-reinforced plastics*. p. 36-62. Boca Raton: CRC Press.
- Song, D.-Y., et N. Otani. 1997. « Fatigue life prediction of cross-ply composite laminates ». *Materials Science and Engineering: A*, vol. 238, n° 2, p. 329-335.
- Strauch, E. C., C. L. Rachau et K. L. Koudela. 2008. « A Test Fixture for Fully Reversed Axial Fatigue Characterization of Composites ». *Journal of Testing and Evaluation (JTE)*, vol. Volume 36, n° 4, p. 6.
- Uematsu, Y., T. Kitamura et R. Ohtani. 1995. « Delamination behavior of a carbon-fiber-reinforced thermoplastic polymer at high temperatures ». *Composites Science and Technology*, vol. 53, n° 3, p. 333-341.
- Zaragoza, S., A. lvarez, J. Tarrío-Saavedra, B. lvarez, S. Naya et S. Gómez. 2013. « Thermal stability of epoxies for recreational crafts ». In *Developments in Maritime Transportation and Exploitation of Sea Resources*. p. 435-440. CRC Press.