

Comportement en fatigue à la traction des composites tissés
carbone/époxy sous l'effet de la température, l'humidité
et la fréquence de chargement : Essais et modélisation

par

Mohamed KHAY

THÈSE PRÉSENTÉE À L'ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE
COMME EXIGENCE PARTIELLE À L'OBTENTION DU
DOCTORAT EN GÉNIE
Ph. D.

MONTREAL, LE 18 SEPTEMBRE 2018

ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE
UNIVERSITÉ DU QUÉBEC



Mohamed Khay, 2018



Cette licence [Creative Commons](https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/) signifie qu'il est permis de diffuser, d'imprimer ou de sauvegarder sur un autre support une partie ou la totalité de cette œuvre à condition de mentionner l'auteur, que ces utilisations soient faites à des fins non commerciales et que le contenu de l'œuvre n'ait pas été modifié.

PRÉSENTATION DU JURY

CETTE THÈSE A ÉTÉ ÉVALUÉE

PAR UN JURY COMPOSÉ DE :

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

M. Rajamohan Ganesan, codirecteur de thèse
Département de génie mécanique et industriel à l'université Concordia

M. Omar Chaallal, président du jury
Département de génie de la construction à l'École de technologie supérieure

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

M. François Trochu, examinateur externe
Département de génie mécanique à l'école polytechnique de Montréal

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

LE 23 AOÛT 2018

À L'ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE

REMERCIEMENTS

Je tiens tout d'abord à exprimer mes profonds remerciements à mon directeur de recherche, M. Anh Dung Ngô pour m'avoir donné l'opportunité de réaliser ce travail de doctorat.

Je remercie également mon codirecteur, M. Ganesan Rajamohan d'avoir accepté de m'encadrer sur un sujet aussi passionnant. Je leur exprime mon extrême reconnaissance pour leurs précieux conseils, leur disponibilité et leur aide tout le long de ce projet.

J'aimerais exprimer mes remerciements au professeur Omar Chaallal pour avoir accepté de présider le jury de cette thèse ainsi qu'à M. Hakim Bouzid et à M. François Trochu pour avoir accepté d'évaluer ce travail.

Mes remerciements vont également au Consortium pour la recherche et l'innovation en aérospatiale au Québec (CRIAQ), le Conseil de recherches en sciences naturelles et en génie du Canada (CRSNG), Bell Helicopter Textron Canada (BHTC), Bombardier Aéronautique (BA), L-3 MAS Communications et MITACS pour leur soutien financier à travers le programme de bourses dont j'ai bénéficié pendant le déroulement de cette thèse.

Enfin, je voudrais exprimer ma profonde gratitude pour ma mère, mes enfants, mes frères et ma merveilleuse femme pour leur amour et leur soutien pendant ces longues années. Je les remercie pour leur patience.

COMPORTEMENT EN FATIGUE À LA TRACTION DES COMPOSITES TISSÉS CARBONE/ÉPOXY SOUS L'EFFET DE LA TEMPÉRATURE, L'HUMIDITÉ ET LA FRÉQUENCE DE CHARGEMENT : ESSAIS ET MODÉLISATION

Mohamed KHAY

RÉSUMÉ

Le but de cette thèse est d'abord d'étudier l'effet de la température, de l'humidité et de la fréquence de chargement sur le comportement en fatigue à la traction des composites stratifiés tissés carbone/époxy contenant un défaut de délamination interne ; ensuite, de proposer un modèle de fatigue phénoménologique de la rigidité résiduelle ; et enfin, d'étudier l'effet des mécanismes d'endommagement en fatigue à la traction sur les propriétés mécaniques des composites tissés, aux échelles mésoscopique et macroscopique en utilisant une modélisation par la méthode des éléments finis et la technique d'homogénéisation.

Ainsi, des éprouvettes sèches et humides ont été testées sous chargement cyclique en traction, en contrôle de force avec un rapport de contraintes $R = 0.1$, aux fréquences de chargement (7 Hz et 15 Hz) et aux températures (ambiante (TA) et à 82 °C) sous différents niveaux de contraintes. Le changement de rigidité admissible a été utilisé comme critère de défaillance pour déterminer le seuil d'initiation de la propagation de la délamination autour du défaut, sous chargement cyclique en traction à chaque fréquence et chaque condition environnementale. La propagation de la délamination a été vérifiée en utilisant la technique d'imagerie par ultrasons (C-Scan).

Les résultats expérimentaux dans les différentes conditions hygrothermiques montrent que la durée de vie en fatigue des éprouvettes carbone/époxy a été plus affectée individuellement par l'humidité que par la température, et que la combinaison de l'humidité et de la température cause une diminution sévère de la durée de vie en fatigue. Dans l'ensemble, ce comportement garde la même tendance dans chacune des deux fréquences de chargement (7 Hz et 15 Hz). Néanmoins, dans les deux conditions TA/Humide et 82°C/Sèche, l'augmentation de la fréquence de chargement a eu un effet positif en augmentant la durée de

VIII

vie en fatigue des éprouvettes. Alors que dans les deux conditions TA/Sèche et 82°C/Humide, cet effet dépend du niveau de contrainte de chargement cyclique.

Par ailleurs, une étude a été menée sur les effets des conditions hygrothermiques sur la dégradation de rigidité d'un composite stratifié carbone/époxy à renfort tissé sous le chargement cyclique axial en traction-traction à la fréquence 7 Hz. En utilisant la dégradation de rigidité résiduelle en fatigue, une variable d'endommagement a été présentée et un modèle d'endommagement phénoménologique a été proposé.

Enfin, une modélisation par la méthode des éléments finis aux échelles mésoscopique et macroscopique a été réalisée en utilisant la méthode d'homogénéisation pour un composite stratifié tissé afin d'étudier l'effet des mécanismes d'endommagement en fatigue sur les propriétés des stratifiés composites tissés.

Mots clés : Matériaux composites tissés ; fatigue ; effets hygrothermiques ; dégradation de la rigidité ; homogénéisation.

TENSILE FATIGUE BEHAVIOR OF CARBON/EPOXY PLAIN WEAVE COMPOSITES UNDER TEMPERATURE, HUMIDITY AND LOADING FREQUENCY EFFECTS: TESTS AND MODELING

Mohamed KHAY

ABSTRACT

Due to their low weight and superior mechanical properties, carbon fiber-reinforced polymer (CFRP) composites are becoming more and more used in engineering applications where low weight and high stiffness and strength are essential, specifically in the aerospace industry. However, during service these materials are often subjected to a wide range of manufacturing defects and incidental damages. One of these damages that mostly occur is delamination. Furthermore, these materials are exposed to environmental conditions such as temperature and moisture combined to different load frequencies. Consequently, it is necessary for aerospace applications to know the fatigue behavior of flawed CFRP laminates in such operational conditions.

The main goal of this thesis is first to study the effect of temperature, humidity and load frequency on fatigue behavior of quasi-isotropic plain weave carbon/epoxy aerospace laminates containing an artificial flaw under axial cyclic loading in tension-tension, secondly to propose a phenomenological model of the residual stiffness, and finally to carry out finite element modeling on mesoscopic and macroscopic scales by using the homogenization technique.

Dry and wet specimens were tested at tensile load-controlled cyclic loading with a stress ratio $R = 0.1$ and two load frequencies (7 Hz and 15 Hz) at room temperature (RT) and at 82°C under different stress levels. Allowable stiffness reduction as a failure onset criterion was used to determine the delamination propagation threshold under cyclic tensile loading at each frequency and environmental condition. The propagation of delamination was verified using the ultrasonic imaging (C-Scan) technique.

The experimental results show that fatigue life of CFRP specimens was more individually affected by moisture than by temperature and combined moisture and temperature cause a drastic decrease in fatigue life. The general behavior is kept with the same overall trend in each of the two loading frequencies (7 Hz and 15 Hz). However, under RT/Wet and 82°C/Dry conditions, the loading frequency increase played a positive effect by increasing the fatigue life of specimens. While in both conditions RT/Dry and 82°C/Wet, this effect depends on the cyclic loading stress level.

In addition, an investigation of the effect of hygrothermal conditions on stiffness degradation and damage of composite laminates subjected to tensile fatigue loading has been carried out. Based on the residual stiffness degradation, a phenomenological model of composite laminates damage under different hygrothermal conditions has been proposed.

Finally, finite element modeling at the mesoscopic and macroscopic scales was performed using the homogenization method for a woven composite laminate to investigate the impact of the presence of fatigue damage mechanisms on the macroscopic mechanical properties of woven composite laminates.

Keywords: Woven fabric composite; fatigue; hygrothermal effects; stiffness degradation ; Homogenization.

TABLE DES MATIÈRES

	Page
INTRODUCTION	1
0.1 Contexte et problématique de la thèse	1
0.2 Objectif de la thèse	2
0.3 Méthodologies	2
0.4 Organisation de la thèse	3
 CHAPITRE 1 REVUE DE LITTÉRATURE	 7
1.1 Introduction	7
1.2 Généralités sur les matériaux composites tissés	7
1.3 Mécanismes d'endommagement par fatigue des matériaux composites	8
1.3.1 Endommagement en fatigue des composites stratifiés UD	9
1.3.2 Endommagement en fatigue des composites stratifiés tissés à armure simple	11
1.4 Effet des conditions hygrothermiques sur le comportement des composites stratifiés	13
1.4.1 Effet de la température	14
1.4.2 Effet de l'humidité sur la résistance et la rigidité	14
1.4.3 Effet combiné de la température et de l'humidité	15
1.5 Effets de la fréquence de chargement sur le comportement en fatigue des matériaux composites	15
1.6 Critère de rupture en fatigue fondé sur le changement de rigidité	16
1.7 Synthèse de la revue de littérature	17
 CHAPITRE 2 MÉTHODOLOGIE EXPÉRIMENTALE	 19
2.1 Introduction	19
2.2 Matériaux	19
2.3 Conditionnement hygrothermique	20
2.4 Essais mécaniques	21
2.4.1 Essais quasi-statiques	22
2.4.2 Essais de fatigue en traction-traction	23
2.4.3 Essais quasi-statiques post fatigue	24
2.4.4 Critère de rupture en fatigue	25
2.5 Système vidéo-extensomètre	28
2.6 Imagerie par ultrasons (CScan)	30
2.7 Bilan du chapitre	30
 CHAPITRE 3 RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX ET DISCUSSION	 33
3.1 Introduction	33
3.2 Comportement de l'absorption d'humidité	33
3.3 Essais quasi statiques de traction	35

3.4	Essais de fatigue de détermination du critère du début de propagation de la délamination	39
3.5	Essais de fatigue traction-traction à la fréquence de chargement de 7 Hz.....	42
3.6	Essais de fatigue traction-traction à la fréquence de chargement de 15 Hz.....	45
3.7	Comparaison des résultats de essais de fatigue à $f=7$ Hz et 15 Hz	47
3.8	Essais statiques de traction résiduelle	52
3.9	Endommagement du composite stratifié tissé $[45/0/-45/90]_s$	54
3.10	Bilan du chapitre et originalité des contributions	57
CHAPITRE 4 MODÉLISATION PHÉNOMÉNOLOGIQUE DU COMPORTEMENT EN FATIGUE DES COMPOSITES TISSÉS SOUS DIFFÉRENTES CONDITIONS HYGROTHERMIQUES		
4.1	Introduction.....	61
4.2	Classification des modèles de l'endommagement en fatigue des matériaux composites	61
4.3	Modélisation de la dégradation de rigidité des éprouvettes composites stratifiés tissés	64
4.4	Modélisation phénoménologique de l'endommagement	69
4.4.1	Module fatigue comme mesure de l'endommagement total	70
4.4.2	Module sécant comme mesure de l'endommagement du matériau	71
4.5	Bilan du chapitre	75
CHAPITRE 5 MODÉLISATION PAR ÉLÉMENTS FINIS À L'ÉCHELLE MÉSCOPIQUE DU COMPOSITE STRATIFIÉ TISSÉ $[45/0/-45/90]_s$		
5.1	Introduction.....	77
5.2	Cadre théorique.....	78
5.2.1	Loi de comportement élastique linéaire.....	78
5.2.1.1	Formulation en rigidité	78
5.2.1.2	Formulation en souplesse.....	79
5.2.2	Technique d'homogénéisation périodique.....	80
5.3	Modélisation géométrique du composite stratifié tissé $[45/0/-45/90]_s$ à l'échelle mésoscopique	85
5.3.1	Détermination de la CUR d'un composite stratifié tissé	85
5.3.1.1	Extraction de la CUR des plis en axe du chargement ($0/90^\circ$)....	85
5.3.1.2	Extraction de la CUR des plis hors axe de chargement ($\pm 45^\circ$)..	86
5.3.1.3	Calcul de la CUR du composite stratifié $[45/0/-45/90]_s$	86
5.3.2	Modèle géométrique de la CUR	88
5.3.3	Propriétés du matériau	91
5.4	Modélisation numérique de la CUR du composite stratifié tissé $[45/0/-45/90]_s$	93
5.4.1	Conditions aux limites et de périodicité.....	93
5.4.2	Maillage	95
5.4.3	Propriétés mécaniques de la CUR du composite stratifié et sensibilité du maillage.....	96
5.4.3.1	Taille des éléments.....	96

	5.4.3.2	Type d'éléments.....	99
	5.4.3.3	Stabilité de la CUR	99
5.5		Validation du modèle numérique de la CUR.....	100
	5.5.1	Validation du modèle numérique de la CUR au niveau d'un pli dans l'axe du chargement (à 0°).....	101
	5.5.2	Validation du modèle numérique de la CUR du stratifié tissé [45/0/-45/90] _s	102
5.6		Bilan du chapitre.....	103
CHAPITRE 6		MODÉLISATION PAR ÉLÉMENTS FINIS À L'ÉCHELLE MÉSOSCOPIQUE DU COMPOSITE STRATIFIÉ TISSÉ ENDOMMAGÉ [45/0/-45/90] _s	105
6.1		Introduction.....	105
6.2		Analyses numériques des mécanismes d'endommagements des composites stratifiés tissés	105
	6.2.1	Effet de la taille des fissures transversales sur les propriétés mécaniques du composite stratifié tissé.....	106
	6.2.2	Effet des fissures transversales sur les propriétés mécaniques du composite stratifié tissé.....	107
	6.2.3	Effet de la méta-délamination sur les propriétés mécaniques du composite stratifié tissé.....	109
6.3		Modélisation numérique de l'éprouvette avec défaut de délamination interne du stratifié composite tissé [45/0/-45/90] _s	113
	6.3.1	Géométrie, maillage et conditions aux limites de l'éprouvette.....	113
	6.3.2	Résultats et discussion	117
6.4		Bilan du chapitre et originalité des contributions	118
		CONCLUSION.....	119
		CONTRIBUTIONS	125
		RECOMMANDATIONS	127
ANNEXE I		PUBLICATIONS.....	129
		BIBLIOGRAPHIE.....	131

LISTE DES TABLEAUX

	Page
Tableau 2.1	Matrice des essais quasi statiques de traction à différentes conditions environnementales.....23
Tableau 2.2	Matrice des essais de fatigue traction-traction à différentes conditions opérationnelles ($R=0.1$)23
Tableau 2.3	Matrice des essais quasi statiques de traction résiduelle à différentes conditions environnementales.....25
Tableau 3.1	Critères du début de propagation de la délamination dans différentes conditions environnementales ($R = 0,1$ et $f = 7$ Hz)41
Tableau 3.2	Critères du début de propagation de la délamination dans différentes conditions environnementales ($R = 0,1$ et $f = 15$ Hz)41
Tableau 3.3	Paramètres de régression linéaire des courbes S-N normalisées43
Tableau 3.4	Paramètres de régression linéaire des courbes S-N normalisées (15Hz) ...46
Tableau 4.1	Paramètres des courbes de dégradation du module fatigue.68
Tableau 4.2	Paramètres des courbes de dégradation du module sécant.69
Tableau 5.1	Liste des cinq premiers CURs possibles du composite stratifié tissé [45/0/-45/90] _s88
Tableau 5.2	Données des dimensions en mm de la géométrie de base90
Tableau 5.3	Propriétés mécaniques des mèches91
Tableau 5.4	Propriétés mécaniques de la matrice (Marouene et al., 2016)91
Tableau 5.5	Comparaison des propriétés mécaniques obtenues en adoptant le modèle complet et son quart97
Tableau 5.6	Propriétés mécaniques des CURs des composites stratifiés en fonction du maillage.....98
Tableau 5.7	Comparaison des propriétés mécaniques de la CUR complète du stratifié versus nombre des éléments en épaisseur des mèches98

Tableau 5.8	Comparaison des propriétés mécaniques de la CUR complète versus le type d'élément choisi	99
Tableau 5.9	Propriétés mécaniques des CURs de différentes tailles	100
Tableau 5.10	Comparaison des propriétés mécaniques obtenues de la CUR d'un pli à 0° aux données du matériau G30-500PW	102
Tableau 5.11	Comparaison des propriétés mécaniques obtenues en adoptant le modèle CUR du stratifié et les résultats ACP	102

LISTE DES FIGURES

	Page
Figure 1.1	Différentes architectures d'armures des composites tissés bidimensionnels 2D.....8
Figure 1.2	Progression d'endommagement des composites stratifiés UD en fonction de la durée de vie10
Figure 1.3	Dégradation du module de rigidité et accumulation d'endommagement dans les composites tissés versus durée de vie en fatigue12
Figure 1.4	Représentation schématique de la croissance d'endommagement dans les composites tissés lors de la fatigue13
Figure 2.1	Éprouvette avec défaut inséré20
Figure 2.2.	Banc expérimental pour essais mécaniques22
Figure 2.3	Exemple de courbe de déformation versus nombre de cycles de chargement26
Figure 2.4	Aperçu des points de référence sur une éprouvette d'essai28
Figure 2.5	Organigramme des essais de fatigue contrôlés par le programme du système vidéo extensomètre29
Figure 2.6	Exemple de l'éprouvette coupée en tranches pour l'étude microscopique30
Figure 3.1	Comportement au séchage des éprouvettes CFRP tissées à 71°C34
Figure 3.2	Comportement d'absorption de l'humidité de deux lots de stratifiés CFRP à 71°C et 95 % HR.....34
Figure 3.3	Courbes contrainte-déformation normalisées des essais de traction des éprouvettes avec défaut à différentes conditions hygrothermiques.....36
Figure 3.4	Comparaison de la CUT normalisée des éprouvettes avec et sans défaut à différentes conditions hygrothermiques36
Figure 3.5	Comparaison des résistances à la traction normalisées des éprouvettes avec défaut soumises à différentes conditions hygrothermiques37

Figure 3.6	Comparaison des modules de Young longitudinaux des éprouvettes avec défaut soumises à différentes conditions hygrothermiques38
Figure 3.7	Éprouvettes avec et sans défaut fracturées par traction quasi statique soumises à différentes conditions hygrothermiques39
Figure 3.8	Images typiques C-Scan des éprouvettes carbone/époxy avec défaut fatiguées montrant le début de propagation de la délamination dans différentes conditions hygrothermiques à 7 Hz : (a) TA/Sec; (b et c) 82°C/Sec; (d) TA/hum; et (e) 82°C/hum.....40
Figure 3.9	Micrographies optiques de la coupe transversale de l'éprouvette après essai de fatigue à 69 % de la CUT à la condition TA/Sec et $\alpha=10\%$: (a) et (b) aux extrémités droite et gauche du Téflon ; (c) à travers le téflon41
Figure 3.10	Courbes SN Normalisées des éprouvettes avec défaut soumises à différentes conditions hygrothermiques et à la fréquence de chargement de 7 Hz.....43
Figure 3.11	Paramètres de régression linéaire de la courbe SN normalisée en fonction de la température et la teneur en humidité44
Figure 3.12	Courbes SN normalisées des éprouvettes soumises à différentes conditions hygrothermiques et à la fréquence de chargement de 15 Hz....46
Figure 3.13	Courbes SN de régression linéaire normalisées dans différentes conditions hygrothermiques et aux fréquences de chargement de 7 et 15 Hz47
Figure 3.14	Courbes SN normalisées des éprouvettes dans la condition TA/Sec et aux fréquences de chargement de 7 et 15 Hz48
Figure 3.15	Courbes SN normalisées des éprouvettes dans la condition 82°C/Sec et aux fréquences de chargement de 7 et 15 Hz.....49
Figure 3.16	Courbes SN normalisées des éprouvettes dans la condition TA/Hum et aux fréquences de chargement de 7 et 15 Hz.....50
Figure 3.17	Courbes SN normalisées des éprouvettes dans la condition 82°C/Hum et aux fréquences de chargement de 7 et 15 Hz.51
Figure 3.18	Comparaison des résistances RUT des éprouvettes avec défaut avant et après essais de fatigue aux fréquences de chargement 7 Hz et 15 Hz dans différentes conditions hygrothermiques52

Figure 3.19	Modes de rupture des éprouvettes des essais statiques de traction résiduelle post fatigue dans différentes conditions opérationnelles.....	53
Figure 3.20	Images microscopiques typiques d'endommagement aux bords d'une éprouvette testée à 69 % de la CUT à la condition TA/Sec	55
Figure 3.21	Images microscopiques montrant l'endommagement typique d'une éprouvette testée en fatigue à 69 % de la CUT à la condition TA/Sec et $\alpha=10\%$ ($f=7$ Hz) : (a) et (d) bords droit et gauche ; (b) et (c) autour du défaut	55
Figure 3.22	Images tomographiques typiques d'endommagement autour du téflon inséré d'une éprouvette après essai de fatigue à 50 % de la CUT à la condition 82°C/Hum et ($\alpha=7\%$ et $f=15$ Hz)	56
Figure 3.23	Zone d'endommagement mésoscopique de délamination des éprouvettes après essai de fatigue jusqu'au début de la propagation de la délamination autour du défaut	57
Figure 4.1	Principales catégories de modélisation d'endommagement en fatigue des matériaux composites	62
Figure 4.2	Principales catégories de modélisation d'endommagement en fatigue des matériaux composites modifiées.....	63
Figure 4.3	Dégradation typique du module-fatigue normalisé des éprouvettes avec défaut soumises à différentes conditions hygrothermiques	66
Figure 4.4	Dégradation typique du module sécant normalisé des éprouvettes avec défaut soumises à différentes conditions hygrothermiques	66
Figure 4.5	Paramètres des fonctions d'interpolation de la dégradation des modules fatigue et sécant normalisés des éprouvettes carbone/époxy avec défaut soumises à différentes conditions hygrothermiques : (a) TA/Sec ; (b) 82°C/Sec ; (c) TA/Hum et (d) 82°C/Hum.....	68
Figure 4.6	Endommagement total et taux d'endommagement total versus le nombre de cycles normalisé dans différentes conditions hygrothermiques.....	73
Figure 4.7	Endommagement fatigue et taux d'endommagement fatigue versus nombre de cycles normalisé dans différentes conditions hygrothermiques.....	74
Figure 5.1	Différentes échelles de modélisation des composites à base de renforts tissés.....	81

Figure 5.2	Numérotation de référence pour l'application des conditions aux limites périodiques sur un modèle d'éléments finis parallélépipédiques utilisant les équations de contrainte de couplage (CE): (a) faces, (b) arêtes, (c) coins83
Figure 5.3	Cellule unitaire représentative d'un pli composite tissé taffetas dans l'axe du chargement (à 0° ou 90°) : (a) CUR configuration 1, (b) CUR configuration 285
Figure 5.4	Cellule unitaire représentative d'un pli hors axe du chargement ($\pm 45^\circ$): (a) CUR configuration 1, (b) CUR configuration 286
Figure 5.5	Cellule unitaire représentative d'un stratifié $[0^\circ/45^\circ]$87
Figure 5.6	Géométrie adoptée de la CUR de base d'un pli composite tissé taffetas : (a) dans l'axe du chargement (plis à 0° ou 90°); (b) hors axe du chargement (plis à $\pm 45^\circ$)89
Figure 5.7	Géométrie interne adoptée et dimensions des mèches90
Figure 5.8	Géométrie globale de la CUR par pli du composite tissé taffetas : (a) dans l'axe du chargement (à 0° ou 90°) ; (b) hors axe du chargement (à $\pm 45^\circ$)90
Figure 5.9	Orientation des repères locaux des propriétés mécaniques dans les mèches92
Figure 5.10	Maillage des mèches : (a) mèches de la CUR du stratifié en complet, (b) détail du maillage des mèches, (c) mèches de la CUR modélisée92
Figure 5.11	Cas de chargement étudiés pour l'extraction des constantes élastiques C_{ij} de la matrice de rigidité de la CUR du stratifié94
Figure 5.12	Maillage de la CUR du composite stratifié tissé $[45/0/-45/90]_s$: (a) CUR du stratifié complet, (b) Mèches, (c) Matrice95
Figure 5.13	Maillage étudiés pour la convergence97
Figure 5.14	Tailles des $\frac{1}{4}$ des CURs comparées : (a) $(m,p)=(14,20)$; (b) $(m,p)=(10,14)$; (c) $(m,p)=(7,10)$; (e) $(m,p)=(5,7)$100
Figure 6.1	Distribution de la contrainte autour de la fissure transversale dans la trame du composite stratifié tissé $[45/0/-45/90]_s$ pour différentes tailles de fissure106

Figure 6.2	Évolution des propriétés mécaniques normalisées du composite stratifié tissé $[45/0/-45/90]_s$ versus taille des fissures transversales dans les mèches.....	107
Figure 6.3	CUR du composite stratifié saturée par des fissures transversales	108
Figure 6.4	Effets de la fissuration transversale dans les mèches sur les propriétés mécaniques normalisées du composite stratifié tissé $[45/0/-45/90]_s$	109
Figure 6.5	CUR avec une méta-délamination dans les plis 0° et 45°	110
Figure 6.6	Dégradation des propriétés mécaniques normalisées par méta- délamination de la CUR du stratifié $[45/0/-45/90]_s$	111
Figure 6.7	Dégradation des propriétés mécaniques normalisées par méta- délamination généralisée sur la CUR du stratifié $[45/0/-45/90]_s$	112
Figure 6.8	Méta-délamination complète de la CUR (chargement axial) : (a) Coupe au milieu de la CUR ; (b) Coupe à $\frac{3}{4}$ de la CUR du stratifié $[45/0/-45/90]_s$	112
Figure 6.9	Géométrie du modèle de l'éprouvette avec défaut	113
Figure 6.10	Maillage du modèle de l'éprouvette	114
Figure 6.11	Aperçu du déplacement hors plan de l'éprouvette sous chargement uniaxial en traction ($F=60\text{kN}$)	115
Figure 6.12	Aperçu du déplacement hors plan au niveau du pli adjacent au défaut pour un chargement uniaxial en traction ($F=60\text{kN}$)	115
Figure 6.13	Contraintes au niveau du pli adjacent du défaut pour un chargement uniaxial en traction ($F=60\text{kN}$)	116

LISTE DES ABRÉVIATIONS, SIGLES ET ACRONYMES

ASTM	American Society for Testing Material
CDS	État d'endommagement caractéristique (<i>Characteristic Damage State</i>)
CE	Contraintes de couplage
CFRP	Polymères renforcés de fibres de carbone (<i>Carbon Fiber-Reinforced Polymer</i>)
CLP	Conditions aux limites périodiques
CRIAQ	Consortium de recherche et d'innovation en aérospatiale au Québec
CUT	Charge ultime à la traction
CUR	Cellule unitaire représentative
DIC	Corrélation d'images numériques
HR	Humidité relative
MEF	Méthode des éléments finis
PTF	Point Target Focus
RUT	Résistance ultime à la traction
RUT _{TAS}	RUT à la température ambiante et humidité non contrôlée (sèche)
RVE	Élément de volume représentatif (<i>Representative Volume Element</i>)
SACMA	<i>Suppliers of Advanced Composite Materials Association</i>
RT/Dry	Room temperature and not controlled humidity (dry)
RT/Wet	Room temperature and 85% relative humidity (wet)
82°C/Dry	Temperature 82°C and not controlled humidity (dry)
82°C/Wet	Temperature 82°C and 85% relative humidity (wet)

XXIV

TA/Sec	Température ambiante et humidité non contrôlée (sèche)
TA/Hum	Température ambiante et humidité de 85% HR
82°C/Sec	Température élevée et humidité non contrôlée (sèche)
82°C/Hum	Température 82°C et humidité de 85% HR
UD	Unidirectionnel

LISTE DES SYMBOLES ET UNITÉS DE MESURE

A	Paramètre de la fonction logarithmique
A'	Paramètre de la fonction de dégradation de la rigidité des éprouvettes
a_i	demi-longueur de la CUR d'une dimension
α	Augmentation de la déformation longitudinale maximale en pourcentage
α'	Augmentation du déplacement longitudinal maximal en pourcentage
B	Pente de la fonction logarithmique
B_1	Constante de modèle d'endommagement
B'	Paramètre de la fonction de dégradation de la rigidité des éprouvettes
b_1	Paramètre de la fonction de dégradation de la rigidité des éprouvettes
b_2	Paramètre de la fonction de dégradation de la rigidité des éprouvettes
C	Matrice de rigidité
C_1	Constante de modèle d'endommagement
C_{ij}	Composante de la matrice de rigidité
D	Fonction d'endommagement
D'	Coefficient de diffusion
D_f	Endommagement fatigue
D_t	Endommagement total
$\delta_{MAX,N}$	Déplacement longitudinal maximal à N cycles de chargement en fatigue.
$[\varepsilon]$	Tenseur des déformations
ε_{ij}	Composante du tenseur de déformation
$\varepsilon_{MAX,N}$	Déformation longitudinale maximale à N cycles de chargement en fatigue.
$\bar{\varepsilon}_i$	Composant de la déformation moyenne homogénéisé
E_0	Module de Young longitudinal initial
E_1	Module de Young longitudinal
E_2	Module de Young transversal
E_3	Module de Young transversal en épaisseur
$E(N)$	Module Young longitudinal résiduel après N cycles de fatigue
E_F^0	Module fatigue de Young longitudinal initial
$E_F(N)$	Module fatigue de Young longitudinal résiduel après N cycles de fatigue
E_S^0	Module sécant de Young longitudinal initial
$E_S(N)$	Module sécant de Young longitudinal résiduel après N cycles de fatigue
f	Fréquence de chargement cyclique
G_{12}	Module de cisaillement dans le plan
G_{13}, G_{23}	Modules de cisaillement interlaminaires
h	Épaisseur de l'éprouvette
ℓ_0, ℓ_{45}	Longueurs des CURs des plis à 0° et 45°
$LC_{0/45}$	Longueur de la CUR du composite stratifié
M_t	Teneur en humidité de l'éprouvette
M_t	Teneur en humidité de l'éprouvette
M_p	Perte en humidité de l'éprouvette
M_m	Gain d'humidité en poids maximal de l'éprouvette
N	Nombre de cycles de chargements cycliques
n	nombre de cycles normalisé

$N_{début}$	Nombre de cycles de fatigue au début de propagation de la délamination
N_f	Nombre de cycles de fatigue à la rupture
N_p	Nombre total de points d'intégration dans la CUR
ν_{12}	Coefficient de Poisson dans le plan
ν_{13}, ν_{23}	Coefficients de Poisson interlaminaires
p, m	Nombre entier
r	Niveau de la contrainte maximale appliquée normalisée
R	Rapport de contrainte
S	Matrice de souplesse
S_{ij}	Composante de la matrice de souplesse
$[\sigma]$	Tenseur des contraintes
σ_{ij}	Composante du tenseur de contrainte
σ_{MAX}	Contrainte maximale appliquée
σ_{RUT}	Résistance ultime à la traction à une condition hygrothermique donnée
σ'_{RUT}	Résistance ultime à la traction à la condition TA/Sec
$(\sigma_i)_k$	Composante de la contrainte déterminée au point d'intégration k
$\bar{\sigma}_i$	Composant de contrainte moyenne homogénéisée
T	Température de l'essai exprimée en degré Celsius (°C)
t	Temps
u_i^k	Composante du vecteur déplacement pour la face k
V	Volume
V_k	Volume associé à la contrainte déterminée au point d'intégration k
W_t	Masse de l'éprouvette à l'instant, t
W_i	Masse initiale de l'éprouvette
X_i	Position longitudinale du point i de référence Vidéo-Extensomètre

UNITÉS DE BASE

Aire

mm² millimètre carré

UNITÉS GÉOMÉTRIQUES

Longueur

mm millimètre
 µm micromètre

UNITÉS MÉCANIQUES

Vitesse

mm/min millimètre par minute

Angle plan

° Degré

Diffusion

mm²/s millimètre carré par seconde

UNITÉS DE TEMPS

h heure

Contrainte

MPa méga Pascal

GPa giga Pascal

Angle solide Fréquence

MHz méga Hertz

Hz Hertz

Force

kN kilo Newton

Tension

V volt

UNITÉS CALORIFIQUES

°C degré Celsius

INTRODUCTION

0.1 Contexte et problématique de la thèse

Grâce à leur faible poids et leurs propriétés mécaniques supérieures, les matériaux composites polymères renforcés de fibres de carbone (CFRP) sont de plus en plus utilisés dans les applications d'ingénierie, où un faible poids, une grande rigidité et une résistance supérieure sont essentiels, particulièrement dans l'industrie aérospatiale. En effet, durant la dernière décennie, les matériaux composites CFRP ont fait une grande percée avec le Boeing 787 Dreamliner et l'Airbus A350 (plus de 50 % de la masse totale), permettant de réaliser des économies sur le carburant en remplaçant la plupart des pièces métalliques par des matériaux composites plus légers à base de fibres de carbone.

Cependant, pendant leur mise en service, ces matériaux sont souvent exposés à un large éventail de défauts et d'endommagements accidentels. L'un des endommagements qui se produit la plupart du temps est la délamination. En raison du manque de compréhension des conséquences de la délamination et de la complexité de la prédiction de son initiation et de sa propagation, de nombreuses pièces en composites stratifiés sont inutilement rejetées lors de l'inspection.

Une approche de conception fondée sur le principe de la tolérance à l'endommagement peut être adoptée pour les matériaux composites avancés. Dans cette approche, la présence d'une fissure non critique, dont la propagation n'a pas atteint sa longueur critique entre deux inspections périodiques, est tolérée et l'initiation de la délamination dans un composant structural ne signifie pas la fin de sa vie utile. Cette approche permet de planifier la réparation ou le remplacement d'un composant avant une rupture catastrophique.

En outre, les matériaux composites CFRP sont exposés à des environnements hygrothermiques tels que la température et l'humidité combinées à des fréquences de chargement cyclique différentes. Par conséquent, il est nécessaire pour les applications

aérospatiales de connaître le comportement en fatigue des stratifiés composites CFRP contenant un défaut interne dans de pareilles conditions opérationnelles.

0.2 Objectif de la thèse

Le présent sujet de recherche s'inscrit dans le cadre d'un projet CRIAQ qui vise à mettre au point une méthodologie de modélisation expérimentale et numérique afin de déterminer le seuil de propagation de la délamination sous chargement cyclique dans les stratifiés composites tissés soumis à différentes conditions opérationnelles. Ce projet regroupe plusieurs industriels aéronautiques (Bell Helicopter Textron Canada, Bombardier Aéronautique et L-3 Mas), et plusieurs universités (École de Technologie Supérieure, Université de Sherbrooke, Université Concordia et Université de Moncton).

La présente thèse a pour premier objectif d'étudier l'influence des conditions opérationnelles telles que l'environnement (humidité, température) et la fréquence de chargement cyclique sur l'initiation de la propagation de la délamination d'un matériau composite structural aéronautique carbone/époxy quasi isotrope, de type tissé à armure toile, contenant un défaut artificiel sous un chargement cyclique axial en traction-traction.

De plus, en vue de l'ultime objectif de prédire le comportement à l'endommagement en fatigue des composites tissés, trois objectifs spécifiques sont à réaliser, à savoir :

- Proposer un modèle phénoménologique fondé sur la dégradation de rigidité.
- Étudier l'effet des mécanismes d'endommagement sur les propriétés des stratifiés composites tissés aux échelles mésoscopique et macroscopique en utilisant une modélisation par la méthode des éléments finis (MEF) et la technique d'homogénéisation.
- Étudier l'impact d'un défaut interne de délamination sur les champs de contrainte de l'éprouvette d'essais en utilisant un modèle multi-échelle.

0.3 Méthodologie

En premier lieu, l'influence des conditions opérationnelles sur le comportement en fatigue par traction axiale d'un composite stratifié carbone/époxy quasi isotrope et tissé contenant un défaut artificiel sera étudiée. En particulier, les effets de la température, de l'humidité et de la fréquence de chargement cyclique sur le comportement en fatigue des composites stratifiés CFRP seront examinés. À cette fin, des éprouvettes seront testées sous chargement cyclique en traction-traction, en contrôle de force avec un rapport de contraintes $R = 0.1$, pour les fréquences de chargement de 7 Hz et 15 Hz, sous différents niveaux de contraintes et à divers conditions environnementales. La rigidité résiduelle sera mesurée en temps réel durant les essais de fatigue en traction en utilisant un vidéo-extensomètre ; ce qui nous permettra d'utiliser le changement de rigidité admissible comme critère de défaillance pour déterminer le seuil d'initiation de la propagation de la délamination autour du défaut artificiel à chaque fréquence de chargement et à chaque condition environnementale. L'initiation de la propagation de la délamination sera vérifiée en utilisant la technique d'imagerie par ultrasons (C-Scan).

En second lieu, une modélisation phénoménologique de l'endommagement des composites stratifiés tissés sous différentes conditions hygrothermiques et à la fréquence de chargement de 7 Hz sera proposée. En outre, l'utilisation des concepts de module fatigue et de module sécant comme mesures d'endommagement sera examinée. Par ailleurs, une modélisation par la MEF du composite stratifié tissé taffetas $[45/0/-45/90]_s$ en utilisant le logiciel commercial ANSYS APDL sera réalisée. En exploitant la technique d'homogénéisation à l'échelle mésoscopique, les mécanismes d'endommagements par fatigue en traction seront modélisés et leur effet sur les propriétés mécaniques sera évalué. En dernier lieu, une modélisation multi-échelle de l'éprouvette d'essai sera réalisée pour évaluer l'impact de la présence d'un défaut de délamination interne de 12.7 x 12.7 mm sur les champs de contrainte autour du défaut.

0.4 Organisation de la thèse

Cette thèse est divisée en six chapitres. Dans le premier chapitre, une revue de littérature fera un état de l'art sur la fatigue des matériaux composites CFRP, en particulier sur leurs mécanismes d'endommagement par fatigue et leur comportement en fatigue sous l'effet des conditions opérationnelles comme la température, l'humidité et la fréquence du chargement cyclique. Nous aborderons ensuite le critère de rupture en fatigue fondé sur le changement de rigidité.

Le deuxième chapitre est dédié à la présentation de la méthodologie expérimentale utilisée dans cette étude pour effectuer les essais expérimentaux. Dans un premier temps, le matériau utilisé sera présenté, suivi de la procédure du conditionnement hygrothermique appliquée aux éprouvettes avant les essais. Dans un deuxième temps, la méthodologie utilisée dans les essais quasi statiques et cycliques sera exposée ainsi que la procédure de détermination du critère de rupture adopté pour l'arrêt des essais de fatigue. Enfin, une description du système de mesure par vidéo extensomètre, développé en interne, sera exposée ainsi que le moyen d'inspection utilisé.

Le troisième chapitre présente les résultats des essais mécaniques effectués. Dans un premier lieu, le comportement du matériau au séchage et à l'absorption d'humidité sera présenté, suivi par les résultats expérimentaux des essais quasi statiques pour des conditions hygrothermiques différentes. En second lieu, les critères de début de propagation de la délamination utilisés pour chaque condition hygrothermique et pour les fréquences de chargement de 7 Hz et 15 Hz seront dévoilés. Ensuite, les résultats expérimentaux des essais de fatigue en traction-traction seront présentés et discutés pour toutes les conditions opérationnelles étudiées, ainsi que les résultats expérimentaux des essais quasi statiques de traction résiduelle. Enfin, nous donnerons un aperçu de l'endommagement mésoscopique typique des éprouvettes testées.

Le quatrième chapitre concerne la modélisation phénoménologique du comportement en fatigue des matériaux composites tissés soumis à différentes conditions hygrothermiques à la fréquence de chargement de 7 Hz. Dans un premier temps, nous mettrons en évidence les principales classifications des modèles de l'endommagement en fatigue des matériaux composites et ensuite, tracer un portrait sur la modélisation de la rigidité résiduelle et de l'endommagement. Dans l'étape suivante, nous proposerons un modèle phénoménologique de la dégradation de rigidité et de l'endommagement en utilisant deux concepts de mesure de la dégradation de rigidité, à savoir, le module fatigue et le module sécant.

Le cinquième chapitre s'intéresse à la modélisation MEF des composites stratifiés tissés taffetas en utilisant le logiciel ANSYS APDL pour la prédiction de leurs propriétés mécaniques dans le domaine élastique. Nous procéderons d'abord à la modélisation du modèle géométrique de la cellule unitaire représentative (CUR) du composite stratifié tissé $[45/0/-45/90]_s$; nous apporterons ensuite des précisions concernant les conditions aux limites et de périodicité du modèle numérique de la CUR ainsi que sur le maillage utilisé ; nous présenterons enfin les résultats obtenus ainsi qu'une étude de validation de la CUR.

Le sixième et dernier chapitre est consacré à la modélisation et la simulation des mécanismes d'endommagements par fatigue en traction des composites stratifiés tissés afin d'évaluer l'impact de ces mécanismes sur les propriétés mécaniques du matériau endommagé. De plus, un modèle géométrique hybride aux échelles macroscopique et mésoscopique des éprouvettes utilisées dans les essais expérimentaux sera proposé pour mesurer l'impact de la présence d'un défaut de délamination interne de taille 12.7×12.7 mm sur le champ des contraintes autour du défaut.

CHAPITRE 1

REVUE DE LITTÉRATURE

1.1 Introduction

Cette revue bibliographique est séparée en trois parties. La première partie est consacrée aux principaux mécanismes d'endommagement par fatigue des matériaux composites. Ainsi, quelques généralités sur les matériaux composites tissés seront présentées, suivies d'une description du processus d'endommagement des matériaux composites unidirectionnels (UD) et tissés. La seconde partie s'intéresse à l'influence de la température, de l'humidité et de la fréquence de chargement sur le comportement des matériaux composites en fatigue, suivi d'une présentation du critère de rupture en fatigue fondé sur le changement de rigidité.

1.2 Généralités sur les matériaux composites tissés

Un matériau composite est un matériau formé d'au moins deux composants élémentaires de natures différentes. Leur union est complémentaire et donne à l'assemblage hétérogène des propriétés surpassant celles des constituants pris individuellement. Il est composé d'un renfort qui assure la rigidité de la structure, alors que la matrice assure sa cohésion et la transmission des efforts au renfort. Un composite stratifié est obtenu par l'empilement et la polymérisation de plusieurs plis composés de renfort et de matrice.

Les matériaux composites tissés sont de plus en plus utilisés dans de nombreuses applications d'ingénierie en raison de leurs nombreux avantages par rapport aux composites unidirectionnels et multidirectionnels. En effet, ils offrent une bonne formabilité, une meilleure résistance aux chocs, une tolérance à l'endommagement et une stabilité dimensionnelle sur une large gamme de température. Néanmoins, leurs propriétés globales dans le plan sont inférieures à celles des composites unidirectionnels (Wicaksono & Chai, 2015).

Les composites tissés bidimensionnels 2D sont fabriqués en entrelaçant, selon un motif de tissage, deux ensembles de mèches de chaîne ou de trame selon l'orientation. Chaque mèche est formée d'un faisceau de fibres continues dont la taille est mesurée par le nombre de fibres dans la mèche. Selon leur mode d'entrelacement, les composites tissés sont classifiés en armure toile (ou taffetas), en armure sergé ou en armure satin (voir Figure 1.1). Ce dernier est le type de renforcement de base le plus courant dans la famille des composites tissés et c'est le matériau composite de la présente étude.

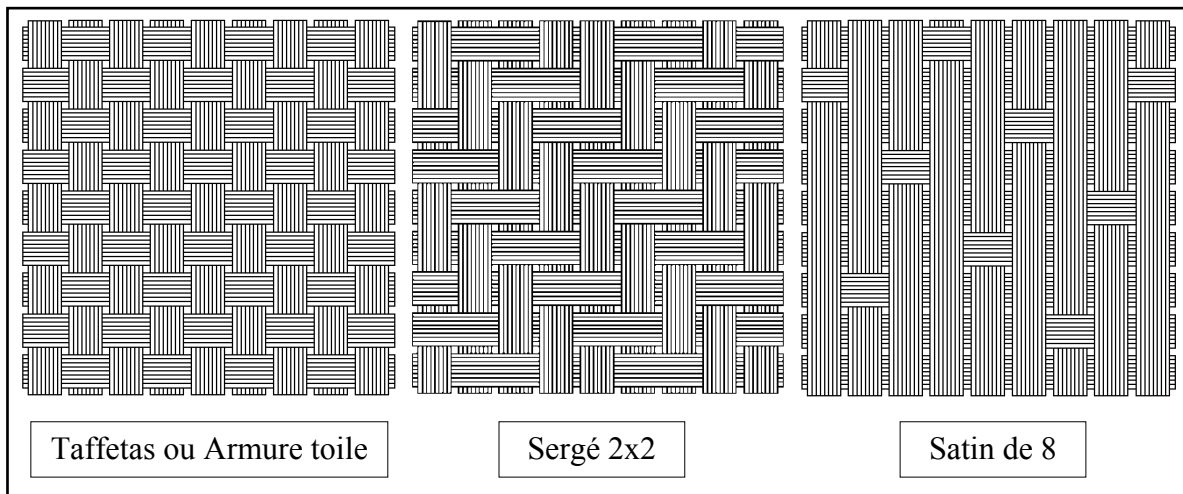


Figure 1.1 Différentes architectures d'armures des composites tissés bidimensionnels 2D

1.3 Mécanismes d'endommagement par fatigue des matériaux composites

Pour étudier le comportement en fatigue des matériaux composites tissés, il est indispensable de comprendre leurs mécanismes d'endommagement et de tenir compte d'accumulation de l'endommagement résultant du processus de la fatigue. Néanmoins, les matériaux composites tissés ont une architecture plus complexe que celle des matériaux composites unidirectionnels. Il est donc important d'examiner l'endommagement des matériaux composites unidirectionnels sous chargement cyclique axial en traction avant celui des matériaux composites tissés.

1.3.1 Endommagement en fatigue des composites stratifiés UD

Plusieurs travaux ont été réalisés sur les matériaux composites stratifiés unidirectionnels pour déterminer les mécanismes d'endommagement en fatigue. Trois principaux modes d'endommagement se produisent dans les matériaux composites stratifiés unidirectionnels, soit la fissuration matricielle, le décollement fibre/matrice, et la rupture de fibres (K. L. Reifsnider, 1990).

Le processus de la fatigue des composites stratifiés unidirectionnels est représenté par la Figure 1.2, qui montre l'évolution de l'endommagement en fonction du pourcentage de la durée de vie d'un composite stratifié UD croisé soumis à un chargement cyclique. Ce processus est divisé en trois phases : (1) une phase où l'accumulation de l'endommagement est rapide (2) suivie d'une phase où l'accumulation de l'endommagement est régulière et lente (3) et enfin une phase où l'accumulation de l'endommagement s'accélère et conduit à la rupture.

Au début du processus de fatigue, des microfissures matricielles commencent à apparaître et se développent pour former des fissures matricielles le long des fibres qui sont orientées dans la direction hors axe du chargement en traction. Les fissures matricielles se forment ensuite dans les autres couches avec la continuité du chargement cyclique et leur densité augmente progressivement. Le processus de fissuration continue jusqu'à ce que la distance entre les fissures dans chaque pli atteigne un espacement ou une taille d'équilibre ou de saturation. Cet état d'endommagement est appelé l'état d'endommagement caractéristique (*Characteristic Damage State CDS*). À ce stade, la redistribution des contraintes limiterait l'initiation de nouvelles fissures.

Avec la suite du processus de fatigue, l'initiation de la délamination commence en raison des contraintes interlaminaires élevées causées par l'effet de bord libre aux bords du stratifié et par les fissures matricielles et la rupture de fibres à l'intérieur du stratifié. Avec la suite du chargement cyclique, la délamination se propage graduellement.

Pendant le chargement cyclique, la rupture prématurée des fibres peut avoir lieu en raison des déformations excessives ou des concentrations de contrainte causées par les fissures matricielles et des décollements interfaciaux. À la fin du processus de fatigue, tous les modes d'endommagement se développent rapidement jusqu'à la rupture du stratifié.

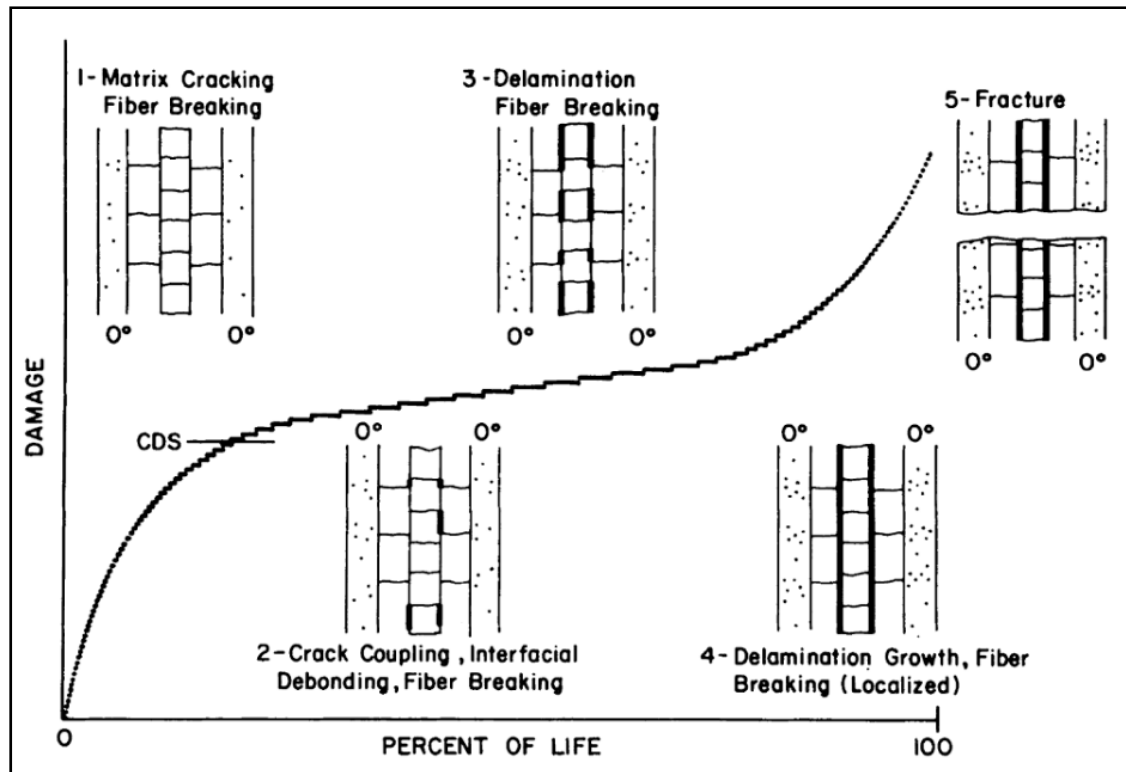


Figure 1.2 Progression d'endommagement des composites stratifiés UD en fonction de la durée de vie

Tirée de K.L. Reifsnider (1990, p.29)

En conclusion, la fissuration matricielle est le mécanisme d'endommagement dominant au début de la durée de vie en fatigue des composites stratifiés UD, suivi par la délamination pendant la phase intermédiaire et l'accumulation de différents modes d'endommagement durant la phase finale de la durée de vie en fatigue.

1.3.2 Endommagement en fatigue des composites stratifiés tissés à armure simple

Les matériaux composites tissés se composent de trois éléments structurels, à savoir, des mèches longitudinales (chaînes), des mèches transversales (trames) et des régions de matrice pure. Les éléments structurels (chaînes et trames) peuvent être considérés comme des composites UD équivalents.

Les principaux mécanismes d'endommagement observés pendant le chargement en fatigue peuvent être classés en endommagements microscopiques dans les mèches et macroscopiques dans le composite tissé. Les mécanismes d'endommagement microscopiques sont similaires à ceux observés dans les composites stratifiés UD croisés (fissuration matricielle, décollement fibre/matrice, et rupture de fibres). Alors que les mécanismes d'endommagement macroscopiques sont (Naik, 2003) :

- La fissuration transversale dans la trame,
- La rupture en cisaillement dans la chaîne,
- La fissuration dans les régions à matrice pure,
- La délamination entre la trame et la chaîne (méta-délamination),
- La délamination entre plis adjacents,
- La rupture de la trame et enfin rupture totale du stratifié.

La Figure 1.3 montre la dégradation du module de Young et l'accumulation de l'endommagement dans les composites tissés en fonction de la durée de vie en fatigue. Au début de la durée de vie en fatigue, le module de Young se dégrade rapidement à cause de l'endommagement microscopique et la formation de fissures transversales dans les trames. Ce processus se poursuit jusqu'à ce que la distance entre les fissures transversales dans les trames atteigne un espacement ou une taille d'équilibre ou de saturation. Cet état d'endommagement est appelé l'état d'endommagement caractéristique (*Characteristic Damage State CDS*). Ce processus est similaire à celui des composites stratifiés UD.

Après la dégradation rapide initiale du module d'élasticité, la dégradation devient progressive au cours de la phase intermédiaire d'accumulation d'endommagement. Dans cette phase, les mécanismes d'endommagement sont la rupture en cisaillement dans la chaîne, les fissures dans les régions de matrice pure, l'initiation et la propagation de la délamination entre la trame et la chaîne ainsi qu'entre les couches adjacentes.

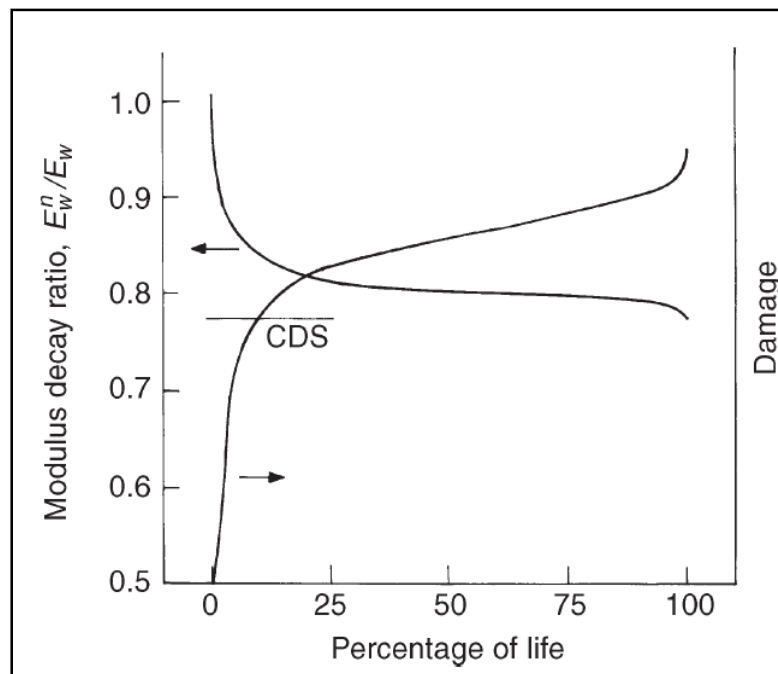


Figure 1.3 Dégradation du module de rigidité et accumulation d'endommagement dans les composites tissés versus durée de vie en fatigue
Tirée de Naik (2003, p.308)

Avec la suite du chargement cyclique, tous les modes d'endommagement s'accumulent et croissent rapidement. La fracture des mèches se produit à l'endroit des concentrations des contraintes en raison des déformations ou de contraintes excessives. Ceci entraînera la rupture totale du composite stratifié tissé.

La Figure 1.4 montre une représentation schématique du processus d'accumulation de l'endommagement dans les composites tissés lors de la fatigue en traction pour la configuration alignée de stratifiés composites tissés.

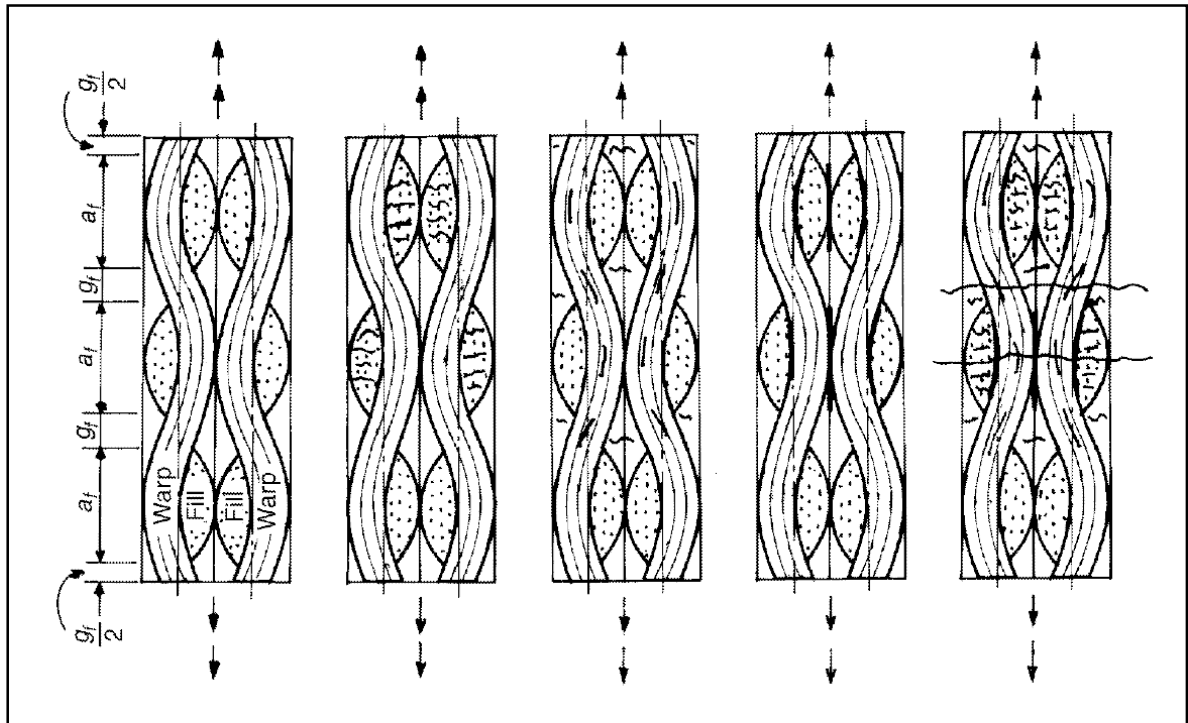


Figure 1.4 Représentation schématique de la croissance d'endommagement dans les composites tissés lors de la fatigue
Tirée de Naik (2003, p.307)

1.4 Effet des conditions hygrothermiques sur le comportement des composites stratifiés

Un large éventail de littérature existe sur les effets de l'absorption de l'humidité sur les propriétés des matériaux composites. Par contre, à notre connaissance, peu d'études ont été menées sur l'effet de la température et/ou de l'humidité sur le comportement en fatigue des composites stratifiés tissés carbone/époxy.

1.4.1 Effet de la température

Quoique les fibres de carbone soient connues par la stabilité de leurs propriétés à des températures variant de 20°C à 600°C, les propriétés des composites carbone/époxy peuvent se dégrader significativement avec l'augmentation de la température à travers la matrice et à l'interface fibres / matrice. En effet, l'augmentation de la température peut entraîner des réductions significatives des propriétés des époxydes. Le dégazage de la vapeur d'eau et des matières volatiles organiques peut entraîner des microfissures dans la résine (McLaughlin, 1996). D'autre part, l'augmentation de la température à 80°C peut causer une forte baisse de la résistance au cisaillement interfacial dans les composites carbone/époxy bien que celle-ci reste très inférieure à la température de transition vitreuse du polymère (Zhuang & Wightman, 1997). Par ailleurs, Khan et al. ont examiné l'influence de la température sur la résistance à la fatigue des composites carbone/époxy tissés et ont rapporté que la durée de vie des composites carbone/époxy tissés diminue avec la température (R. Khan, Khan, Al-Sulaiman, & Merah, 2002).

1.4.2 Effet de l'humidité sur la résistance et la rigidité

L'absorption de l'humidité peut dégrader les propriétés mécaniques des matériaux composites à matrice polymère, en particulier à température élevée. À partir d'une revue de littérature sur les effets hygrothermiques dans les composites fibreux, Weitsman a noté les principaux points suivants (Weitsman, 1991):

- Le niveau de saturation en humidité, s'il existe, dépend fortement de l'humidité relative et moins de la température.
- La diffusivité de l'humidité est très sensible à la température.
- L'humidité améliore le fluage sous charges externes.
- L'humidité induit des déformations de gonflement qui peuvent conduire à des contraintes internes en présence des contraintes géométriques.

- L'humidité diminue la température de transition vitreuse des résines polymères et de leurs composites ; ceci a une influence sur le comportement des composites dans des environnements chauds et humides.
- L'humidité entraîne une dégradation des propriétés mécaniques, en particulier pour des charges de cisaillement et de compression.
- Les détails des observations ci-dessus varient selon les différents matériaux.

Une étude réalisée sur l'effet de l'absorption d'humidité sur le comportement en fatigue d'un stratifié unidirectionnel carbone/époxy $[0/\pm 45/90]_{2s}$ a démontré que l'humidité absorbée entraîne une diminution du nombre de cycles à la rupture (Selzer & Friedrich, 1997). Par ailleurs, une autre étude a été réalisée sur un stratifié carbone/époxy tissé $[\pm 45/0/90]_{3s}$ dans le but de savoir l'influence de l'absorption de l'eau sur son comportement en fatigue. Les résultats ont montré que les durées de vie en fatigue des éprouvettes humides sont plus courtes que celles des éprouvettes sèches, quelle que soit la température d'essai (Kawai, Yagihashi, Hoshi, & Iwahori, 2013).

1.4.3 Effet combiné de la température et de l'humidité

Garg a étudié l'effet hygrothermique sur la résistance à la rupture en traction des composites stratifiés en graphite et a constaté que la résistance des éprouvettes humides de séquence d'empilement à propriétés dominées par les fibres diminue considérablement avec l'augmentation de la température (Garg, 1988). Par ailleurs, Patel et Case ont affirmé que la fatigue et la résistance résiduelle d'un matériau composite graphite / époxy tissé sont peu affectées par la température, l'humidité et les conditions hygrothermiques variables combinées (Patel & Case, 2000).

1.5 Effets de la fréquence de chargement sur le comportement en fatigue des matériaux composites

Curtis *et al.* ont étudié l'effet de la fréquence de chargement sur le stratifié CF / PEEK pour les séquences d'empilement $[-45/0/+45/90]_{ns}$ et $[\pm 45]_{ns}$. Leurs résultats ont montré que la

fréquence de chargement a une influence significative sur la sensibilité à la fatigue surtout pour les séquences d'empilement à propriétés dominées par la matrice (Curtis, Moore, Slater, & Zahlan, 1988).

Sun et *al.* ont établi que lorsque l'augmentation de la température au cours de l'essai de fatigue est faible, la durée de vie en fatigue des composites stratifiés graphite / époxy avec entaille $[\pm 45]_{2s}$ augmente à mesure que la fréquence de chargement augmente (Sun & Chan, 1979). Saff a trouvé des résultats similaires à ceux de Sun pour la même séquence d'empilement à propriétés dominées par la matrice $[\pm 45]_{2s}$; alors qu'avec les séquences d'empilement à propriétés dominées par les fibres, l'effet de la fréquence de chargement sur la durée de vie en fatigue est moindre, mais reste toujours significatif (Saff, 1983).

En utilisant un critère de rupture de fatigue fondé sur la rigidité pour étudier les effets de la fréquence de chargement sur la durée de vie en fatigue des éprouvettes en composites avec un trou central, Reifsnider et al. ont rapporté que l'endommagement causé par une faible fréquence de chargement des composites stratifiés bore/époxy et bore/aluminium est supérieur à celui provoqué par le même nombre de cycles à haute fréquence de chargement (K. Reifsnider, Stinchcomb, & O'Brien, 1977).

1.6 Critère de rupture en fatigue fondé sur le changement de rigidité

Afin d'étudier le comportement en fatigue des composites stratifiés CFRP, la détermination d'un critère de rupture en fatigue est nécessaire. Reifsnider introduit un critère de rupture en fatigue fondé sur le changement de rigidité pour étudier l'effet de la fréquence sur le comportement en fatigue des éprouvettes en composites avec un trou central (K. Reifsnider et al., 1977).

Plusieurs auteurs ont considéré un état critique comme critère pour prédire la durée de vie en fatigue des matériaux composites en considérant qu'il se produit à un certain pourcentage de

diminution de rigidité du matériau (Boukharouba, Bezazi, & Scarpa, 2014; El Mahi, Farooq, Sahraoui, & Bezazi, 2004; Salvia, Fiore, Fournier, & Vincent, 1997).

Sachant que dans de nombreuses situations, l'endommagement causé par la fatigue peut également être généré sans modification significative de la rigidité, comme l'a affirmé Lubineau (Lubineau, Ladevèze, & Violeau, 2006), celui-ci a montré que la fatigue ne pouvait que modifier l'état interne de la réduction de la résistance/ténacité, par exemple en considérant les interactions entre l'endommagement diffusé et la fissuration transversale

1.7 Synthèse de la revue de littérature

La revue de littérature a permis tout d'abord de souligner les principaux mécanismes d'endommagement par fatigue en traction des matériaux composites et de décrire le processus d'endommagement des matériaux composites UD et tissés. Ensuite, la revue de l'état actuel des connaissances sur l'influence de la température, de l'humidité et de la fréquence de chargement sur le comportement en fatigue des matériaux composites tissés a été présentée, suivie d'une présentation du critère de rupture en fatigue fondé sur le changement de rigidité.

En conclusion, les publications sur le sujet sont rares, d'où l'intérêt de la présente étude. Le deuxième chapitre portera sur la méthodologie expérimentale utilisée dans cette étude pour effectuer les essais expérimentaux dans les différentes conditions opérationnelles, à savoir, la température, l'humidité et la fréquence du chargement cyclique.

CHAPITRE 2

MÉTHODOLOGIE EXPÉRIMENTALE

2.1 Introduction

L'objectif de ce chapitre est de présenter la méthodologie utilisée dans cette étude pour effectuer les essais expérimentaux afin d'étudier l'effet de la température, de l'humidité et de la fréquence du chargement sur le comportement en fatigue d'un composite stratifié aérospatial tissé à renfort carbone/époxy quasi isotrope contenant un défaut artificiel sous chargement axial quasi statique et cyclique en traction.

Le matériau utilisé dans cette étude est présenté, suivi de la procédure de conditionnement hygrothermique appliquée aux éprouvettes avant les essais. En second lieu, la méthodologie utilisée dans les essais quasi statiques et cycliques est exposée ainsi que la procédure de détermination du critère de rupture adopté pour l'arrêt des essais de fatigue. En dernier lieu, une description du système de mesure par vidéo extensomètre développé en interne est présentée ainsi que les moyens d'inspection utilisés.

2.2 Matériaux

Les éprouvettes ont été fabriquées à partir d'un matériau pré imprégné d'armure toile en fibres de carbone/époxy selon les normes de Bell Helicopter Textron Canada (BHTC). La séquence d'empilement quasi isotrope $[45/0/-45/90]_s$ a été sélectionnée. Deux couches de film de téflon d'épaisseur de 89 μm , scellées par un adhésif ont été intégrées au centre, entre le 3^{ème} et le 4^{ème} pli de l'éprouvette à partir du haut du stratifié, afin de créer un défaut artificiel. Cet emplacement a été choisi où les contraintes interlaminaires seraient les plus élevées, soit à l'interface -45/90. Comme indiqué dans la Figure 2.1, les dimensions de l'éprouvette ne sont pas conformes aux normes ASTM afin de s'assurer que l'effet de bord n'affecte pas le défaut.

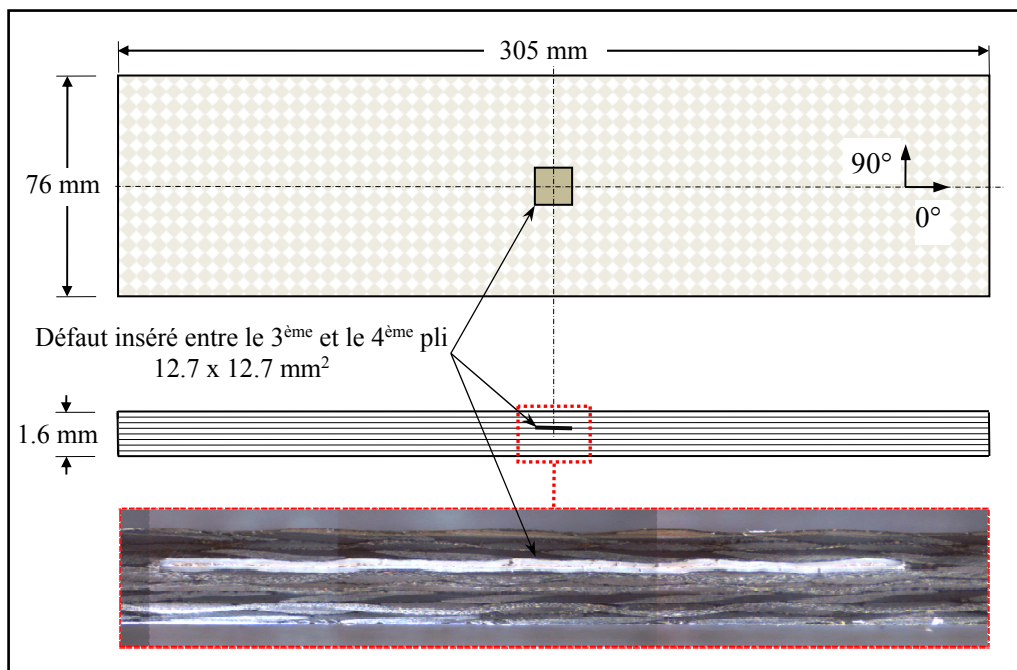


Figure 2.1 Éprouvette avec défaut inséré

2.3 Conditionnement hygrothermique

Les éprouvettes des essais expérimentaux (voir tableaux 2.1 et 2.2) ont été pré-conditionnées dans une étuve sous vide à 71°C jusqu'à ce que leur poids atteigne l'équilibre (lorsque trois mesures consécutives diminuent de 0,02 % ou moins), suivi d'un conditionnement à la température de 71°C et à l'humidité relative (HR) de 95 % dans une chambre environnementale (Thermotron) jusqu'à ce que le gain en absorption d'humidité atteigne 1,04 % ou l'équilibre (lorsque trois mesures consécutives augmentent de 0,02 % ou moins). Les éprouvettes conditionnées nommées « éprouvettes humides » ont été placées dans des sacs étanches à l'humidité et scellées. L'absorption et la désorption de l'humidité ont été mesurées par le pesage des éprouvettes périodiquement (avec un intervalle de temps de 48 heures) à la température ambiante avec une balance de précision de sensibilité de 0,1 mg.

La perte en humidité en pour cent (M_p) et le contenu en humidité en pour cent (M_t) des éprouvettes en fonction du temps (t) est définie par les équations suivantes (D5229, 2014):

$$M_p = \frac{W_i - W_t}{W_i} \times 100 \quad (2.1)$$

$$M_t = \frac{W_t - W_i}{W_i} \times 100 \quad (2.2)$$

où W_t est la masse actuelle de l'éprouvette, et W_i est la masse de l'éprouvette séchée au four.

Le rapport du gain en poids peut être exprimé par (D5229, 2014):

$$\frac{M_t}{M_m} = 1 - \exp\left(-7.3\left(\frac{D't}{h^2}\right)^{0.75}\right) \quad (2.3)$$

où M_m le gain en poids maximal en pourcentage, h est l'épaisseur de l'éprouvette, et D' est le coefficient de diffusion qui peut être évalué en utilisant la pente initiale de la courbe expérimentale du contenu en humidité (M_t) en fonction de la racine carrée du temps ($\sqrt{t}$) (D5229, 2014):

$$D' = \pi \left(\frac{h}{4M_m} \right)^2 \left(\frac{M_2 - M_1}{\sqrt{t_2} - \sqrt{t_1}} \right)^2 \quad (2.4)$$

En ce qui concerne les essais à température ambiante et à 82°C, les éprouvettes telles que reçues de BHTC ont été placées dans le laboratoire pendant une période de 5 jours avant les essais mécaniques. Les éprouvettes obtenues sont nommées « éprouvettes sèches ».

2.4 Essais mécaniques

Des essais mécaniques ont été effectués en utilisant une machine d'essai servo-hydraulique MTS. Des languettes d'extrémité en aluminium et des treillis métalliques tissés d'acier inoxydable ont été utilisés pour agripper les éprouvettes et les empêcher de glisser pendant le

chargement. Une chambre environnementale a été utilisée pour maintenir la température et l'humidité lors des essais expérimentaux (voir Figure 2.2).

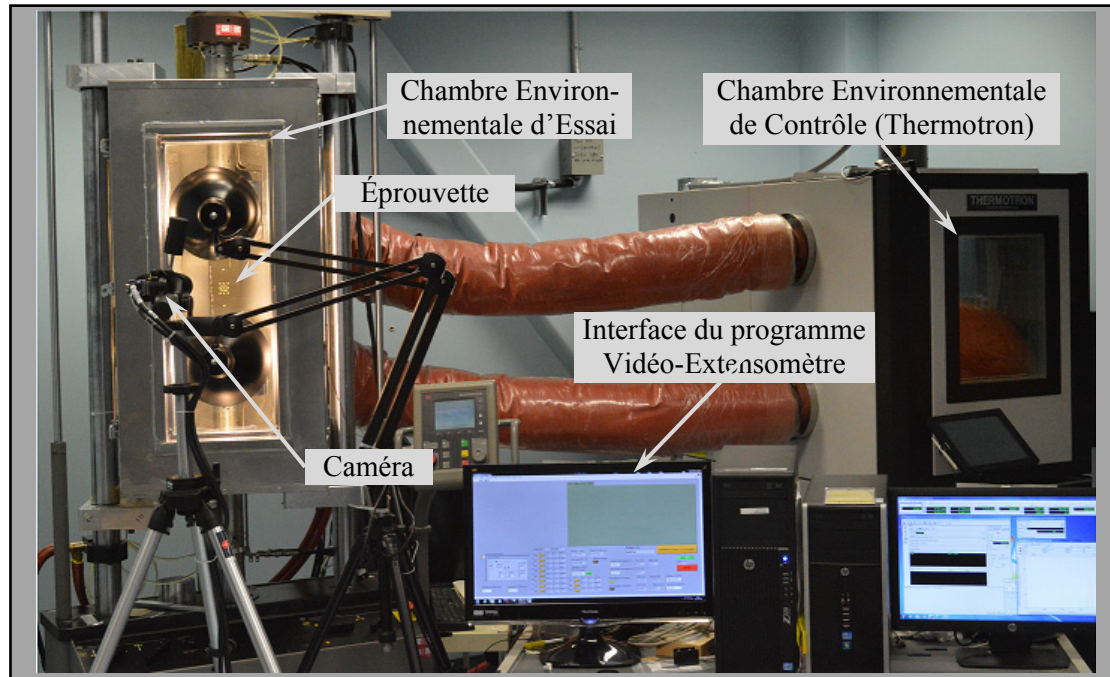


Figure 2.2. Banc expérimental pour essais mécaniques

2.4.1 Essais quasi-statiques

Des essais de traction quasi statique ont été réalisés sur des éprouvettes avec et sans défaut soumises à différentes conditions environnementales tel qu'indiqué dans le Tableau 2.1. Chaque éprouvette a été étirée jusqu'à la rupture, en contrôle de déplacement, à la vitesse de sollicitation de 2 mm/min ($100 \mu\epsilon/\text{min}$) (D3039, 2014). La charge moyenne ultime à la traction (CUT¹) des éprouvettes a été calculée à l'aide de ces charges à la rupture.

¹ En raison de l'exigence de confidentialité des données, la CUT et les niveaux de chargement ne peuvent pas être donnés.

2.4.2 Essais de fatigue en traction-traction

Des essais de fatigue axiale en traction-traction en contrôle de charge ont été réalisés avec un rapport de contrainte (R) de 0,1 et des fréquences de chargement (f) de 7 Hz et 15 Hz dans les différentes conditions hygrothermiques indiquées sur la matrice des essais expérimentaux au Tableau 2.2.

Tableau 2.1 Matrice des essais quasi statiques de traction à différentes conditions environnementales

Condition	T (°C)	Humidité relative (HR) (%)	Nombre des éprouvettes avec défaut inséré	Nombre des éprouvettes sans défaut
TA/Sec	26.7 ± 1.1	21.8 ± 3.6	5	3
82°C/Sec	82	< 5	5	3
TA/Hum	25	85	5	3
82°C/Hum	82	85	5	3

Tableau 2.2 Matrice des essais de fatigue traction-traction à différentes conditions opérationnelles ($R=0.1$)

Condition	T (°C)	Humidité relative (HR) (%)	Fréquence (Hz)	Nombre des éprouvettes	Charge/CUT (%)
TA/Sec	26.7 ± 1.1	21.8 ± 3.6	7	3, 3, 3, 3	69, 63, 57, 51
			15	3, 3, 3	63, 57, 51
82°C/Sec	82	< 5	7	3, 3, 3	60, 55, 50
			15	3, 3, 3	60, 55, 50
TA/Hum	25	85	7	3, 3, 3	60, 55, 50
			15	3, 3, 3	60, 55, 50
82°C/Hum	82	85	15	3, 3, 3	60, 55, 50
			15	3, 3, 3	60, 55, 50

L'humidité relative des essais aux conditions humides (85 % HR) était différente de celle du conditionnement des éprouvettes (95 % RH) en raison des limitations liées à la chambre d'essai et du système vidéo-extensomètre. En effet, avec une valeur maximale de 98 % HR dans la chambre environnementale de contrôle (Thermotron), la valeur maximale d'humidité relative que l'on a pu obtenir à 25°C dans la chambre environnementale des essais a été 86 %

HR. D'autre part, pour éviter de polluer la détection d'image et la condensation sur les vitres de la chambre environnementale d'essai, la valeur de 85 % HR a été maintenue pour les essais à 82°C/Hum.

Les niveaux de chargement ont été sélectionnés à la suite des résultats de Braisaz *et al.* (Braisaz, Kanouni, & Maslouhi, 2015) qui avaient réalisé des essais de traction quasi statique sur des éprouvettes avec défaut inséré (identiques aux éprouvettes utilisées dans notre étude) en utilisant l'émission acoustique comme moyen de surveillance de l'endommagement. Ils ont établi que l'endommagement commence à apparaître à partir de l'intervalle des niveaux de chargement de 53 % à 61 % des CUTs.

La fréquence de service des pales des hélicoptères peut atteindre durant leur service la valeur de 7 Hz, d'où le choix de réaliser les essais de fatigue avec les fréquences de chargement de 7 Hz et de 15 Hz qui représente quasiment son double.

Les éprouvettes de la condition TA/Sec à la fréquence de chargement 7 Hz ont un intervalle de niveaux de chargement différent de celui des autres éprouvettes. Les essais à cette condition ont été réalisés en premier pour quatre niveaux de chargement. Toutefois, compte tenu du grand nombre des essais et de leur durée, cette gamme a été revue et révisée à trois niveaux de chargement pour le reste des conditions d'essai.

2.4.3 Essais quasi-statiques post fatigue

Le début de la propagation de la délamination autour du défaut a été atteint pour toutes les éprouvettes avant la rupture totale par fatigue. Ces éprouvettes peuvent donc être testées pour déterminer leur résistance résiduelle à la traction. Par conséquent, après chaque série d'essais de fatigue, deux éprouvettes par niveau de chargement, pour toutes les conditions environnementales et pour les fréquences de chargement de 7 Hz et 15 Hz, ont été réservées pour des essais quasi-statiques de résistance résiduelle à la traction. La troisième éprouvette a été utilisée pour des micrographies.

Des essais de traction quasi statique ont donc été réalisés sur des éprouvettes soumises à différentes conditions environnementales tel qu'indiqué dans le Tableau 2.3. Chaque éprouvette a été étirée jusqu'à la rupture en contrôle de déplacement à une vitesse de sollicitation de 2 mm/min (100 $\mu\epsilon$ /min) (D3039, 2014).

Tableau 2.3 Matrice des essais quasi statiques de traction résiduelle à différentes conditions environnementales

Condition	T (°C)	Humidité relative (HR) (%)	Nombre des éprouvettes issues d'essais de fatigue à 7 Hz	Nombre des éprouvettes issues d'essais de fatigue à 15 Hz
TA/Sec	26.7 $\pm$ 1.1	21.8 $\pm$ 3.6	6	6
82°C/Sec	82	< 5	6	6
TA/Hum	25	85	6	6
82°C/Hum	82	85	6	6

2.4.4 Critère de rupture en fatigue

Les essais de fatigue ont été arrêtés lorsque la dégradation de rigidité admissible, correspondante au début de la propagation de la délamination autour du défaut, a été atteinte. Afin de déterminer la dégradation appropriée de la rigidité, des essais de fatigue préliminaires ont été effectués sur des éprouvettes à 55-60% de la CUT à un rapport de contrainte de 0,1 et à des fréquences de chargement de 7 et 15 Hz, et ce pour chaque condition environnementale considérée.

Les essais de fatigue préliminaires à la fréquence de chargement de 7 Hz ont été arrêtés par essai et erreur à un certain pourcentage d'augmentation de la déformation longitudinale par rapport à la déformation longitudinale aux mille premiers cycles de chargement en fatigue (à 10% par exemple). L'augmentation de la déformation longitudinale maximale en pourcentage (α) a été définie par (voir Figure 2.3) :

$$\alpha = \frac{\varepsilon_{MAX,N} - \varepsilon_{MAX,1000}}{\varepsilon_{MAX,1000}} \times 100 \quad (2.5)$$

où $\varepsilon_{MAX,1000}$ et $\varepsilon_{MAX,N}$ sont les déformations longitudinales maximales mesurées respectivement à 1000 et à N cycles de chargement en fatigue.

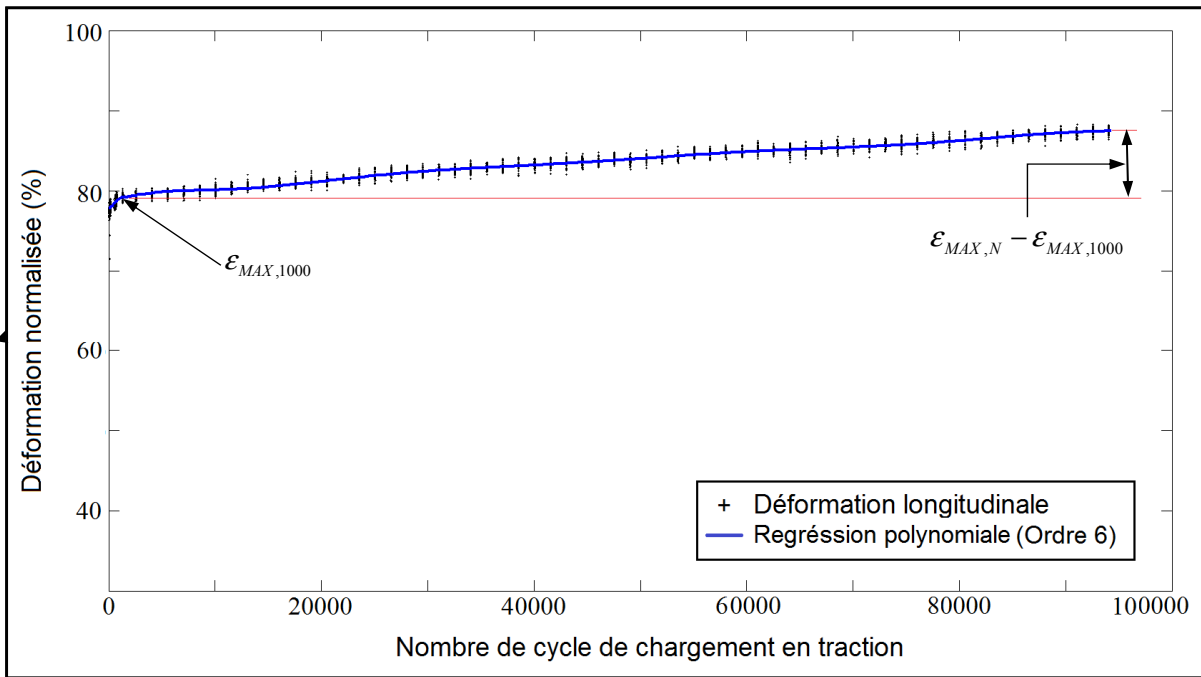


Figure 2.3 Exemple de courbe de déformation versus nombre de cycles de chargement

Pour les essais de fatigue préliminaires à la fréquence de chargement de 15 Hz, le système vidéo-extensomètre permettant de mesurer la déformation à distance arrive à ses limites. On a donc opté pour la mesure de l'augmentation du déplacement fourni par le capteur de position intégré à la machine MTS au lieu de l'augmentation de la déformation. Ces essais ont donc été arrêtés par essai et erreur à un certain pourcentage d'augmentation du déplacement longitudinal, par rapport au déplacement longitudinal aux mille premiers cycles de chargement en fatigue (à 10% par exemple). Les inspections par imagerie C-Scan ont été

effectuées avant et après les essais de fatigue pour détecter le début de la propagation de la délamination autour du défaut inséré.

L'augmentation du déplacement longitudinal maximal en pourcentage (α') a été définie par :

$$\alpha' = \frac{\delta_{MAX,N} - \delta_{MAX,1000}}{\delta_{MAX,1000}} \times 100 \quad (2.6)$$

où $\delta_{MAX,1000}$ et $\delta_{MAX,N}$ sont les déplacements longitudinaux maximaux mesurés respectivement à 1000 et à N cycles de chargement en fatigue.

Il convient de noter que le réalignement des fibres le long de la direction de la charge appliquée et le réalignement des faisceaux de fibres le long de la trame se produisent aux premiers cycles de chargement ; ce qui pourrait augmenter le module longitudinal. Pendant ce temps, les fissures longitudinales dans les mèches et les fissures dans la matrice provoquent une diminution du module longitudinal des éprouvettes. Afin de donner une certaine stabilité aux paramètres α et α' , la référence de contrainte longitudinale maximale a été choisie assez loin de ces phénomènes, c'est-à-dire à 1000 cycles de chargement en fatigue, pour tous les niveaux de contraintes et pour toutes les conditions environnementales. En outre, après 1000 chargements cycliques, le défaut artificiel créé par deux couches de téflon sera complètement décollé, ce qui représentera plus un défaut réel de délamination.

Il est intéressant de noter que si la déformation longitudinale maximale de référence change, les valeurs des paramètres α et α' seront différentes, mais le critère reste inchangé puisque les nouvelles valeurs de α et α' correspondront toujours à la durée de vie en fatigue du début de propagation de la délamination autour du défaut. Par conséquent, tous les résultats resteraient inchangés si une valeur différente a été choisie comme durée de vie de référence.

2.5 Système vidéo-extensomètre

Dans l'étude actuelle, un système de mesure par vidéo extensomètre développé en interne a été utilisé pour évaluer la progression de l'endommagement et la durée de vie en fatigue en contrôlant la déformation longitudinale des éprouvettes (voir Figure 2.2). Onze points de référence de 3 mm de diamètre (autocollants) ont été placés sur la surface de l'éprouvette dans la configuration illustrée sur la Figure 2.4. Les points "1" et "2" ont été utilisés pour suivre le déplacement en temps réel, qui a été utilisé pour arrêter les essais de fatigue lorsque l'augmentation admissible de déformation longitudinale a été atteinte (voir Figure 2.5). Les points restants ont été placés autour et au centre de la surface supérieure du défaut artificiel inséré dans le but d'évaluer la distribution locale de la déformation.

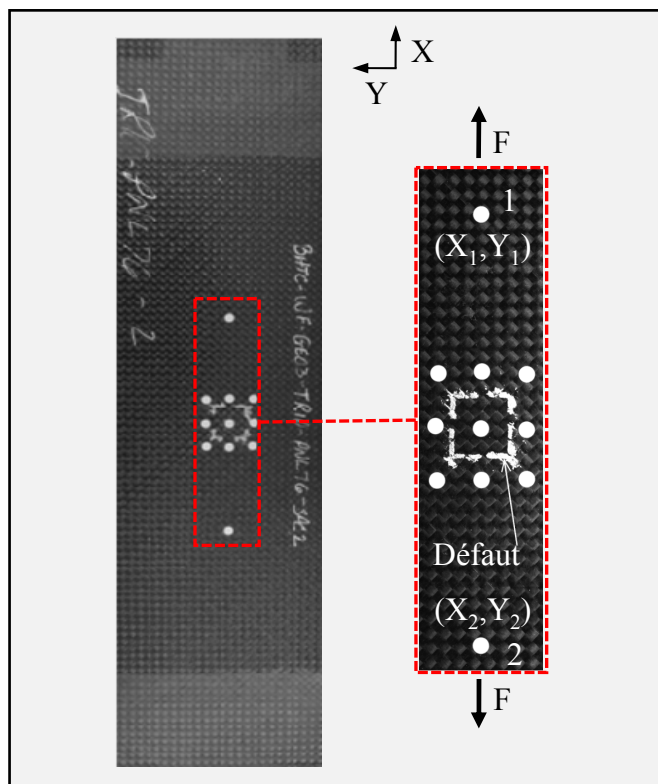


Figure 2.4 Aperçu des points de référence sur une éprouvette d'essai

La technique de mesure par le système vidéo-extensomètre présente certaines limitations à la fréquence de chargement de 15 Hz. En effet, les vibrations excessives de la machine et du plancher engendrées à cette fréquence de chargement affectent la stabilité de l'image ; ce qui augmente le bruit sur le signal de déformation mesuré. Par conséquent, l'utilisation du système vidéo extensomètre sera donc limitée seulement pour les essais de fatigue à la fréquence de chargement de 7 Hz. Pour les essais de fatigue à la fréquence de chargement de 15 Hz, le déplacement fourni par le capteur de position intégré à la machine MTS sera utilisé pour le calcul du critère de rupture en fatigue α' .

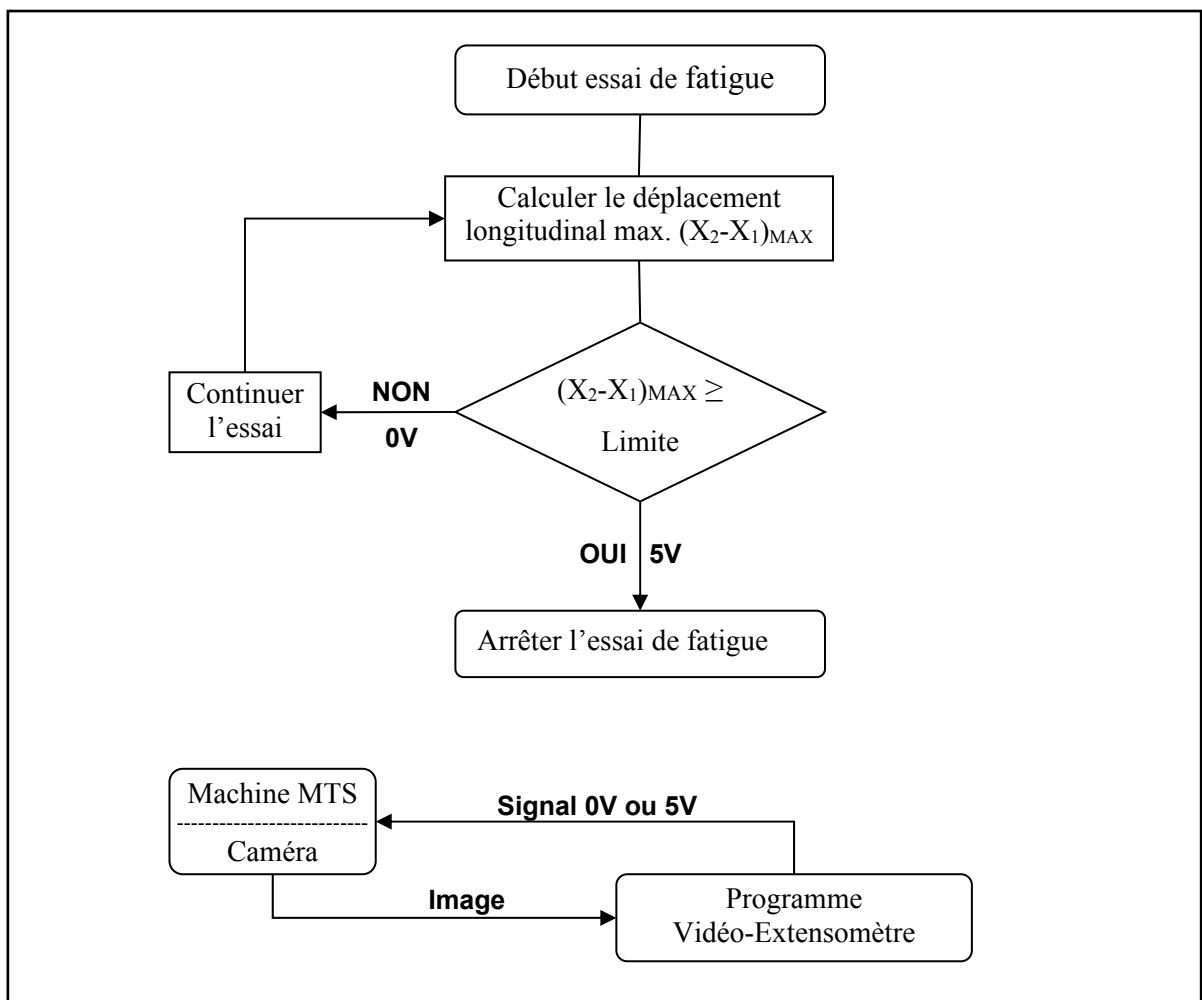


Figure 2.5 Organigramme des essais de fatigue contrôlés par le programme du système vidéo extensomètre

2.6 Imagerie par ultrasons (CScan)

Un dispositif de balayage par ultrasons à immersion (TecScan) avec le logiciel TecView™ UT a été utilisé pour examiner les éprouvettes avant et après chaque essai de fatigue. Un transducteur piézo-électrique avec un élément focalisé a été utilisé pour le contrôle de la propagation de la délamination autour du défaut inséré (V309 paramétrique, 5 MHz, de 12,7 mm de diamètre 50,8 mm PTF).

L'analyse des résultats C-scan a été validée par microscopie optique (M Khay et al., 2015). Les éprouvettes ont été coupées à plusieurs endroits à l'aide d'une lame de scie diamantée refroidie à l'eau, afin d'observer l'initiation de la propagation de la délamination au voisinage du défaut artificiel (voir Figure 2.6). Les coupes transversales des éprouvettes ont été polies avant les observations au microscope optique.

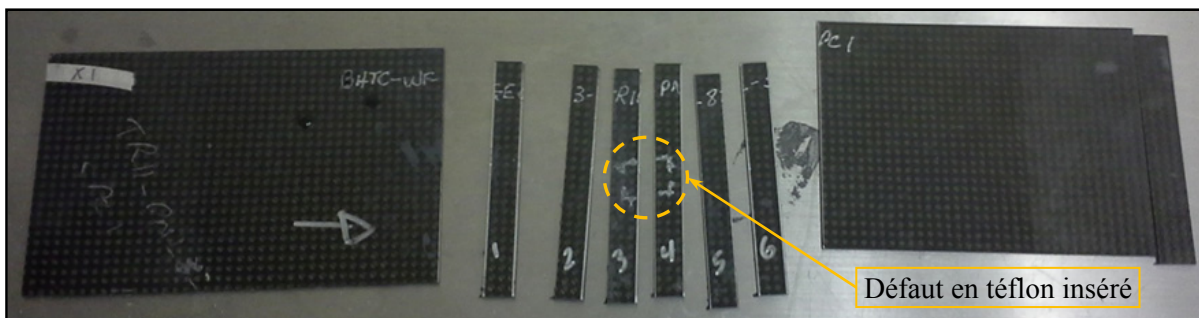


Figure 2.6 Exemple de l'éprouvette coupée en tranches pour l'étude microscopique

2.7 Bilan du chapitre

Ce chapitre avait pour objectif d'exposer la méthodologie utilisée dans cette étude pour effectuer les essais expérimentaux afin d'étudier l'effet de la température, de l'humidité et de la fréquence du chargement sur le comportement en fatigue d'un composite stratifié aérospatial quasi isotrope, de type tissé à renfort carbone/époxy contenant un défaut artificiel sous chargement axial quasi statique et cyclique en traction-traction.

Tout d'abord, les éprouvettes non standards, avec un défaut artificiel interne de délamination, utilisées dans les essais ont été présentées, puis la procédure de leur conditionnement accéléré en humidité avant les essais en statique et en fatigue a été décrite. Ensuite, la méthodologie utilisée dans les essais quasi statiques et cycliques a été exposée, ainsi que la procédure de détermination du critère de rupture adopté pour l'arrêt des essais en fatigue. Enfin, une description du système de mesure de déformation par vidéo extensomètre, développé en interne, a été présentée ainsi que les moyens d'inspection utilisés.

CHAPITRE 3

RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX ET DISCUSSION

3.1 Introduction

L'objectif de ce chapitre est de présenter les résultats expérimentaux de l'étude de l'effet des conditions opérationnelles, à savoir la température, l'humidité et la fréquence du chargement cyclique sur le comportement en fatigue des composites stratifiés carbone/époxy avec un défaut inséré. En premier lieu, le comportement du matériau au séchage et à l'absorption d'humidité sera présenté, ainsi que les résultats expérimentaux des essais quasi statiques dans différentes conditions hygrothermiques. En second lieu, après avoir déterminé le critère du début de la propagation de la délamination autour du défaut, les résultats expérimentaux des essais de fatigue en traction-traction seront présentés pour toutes les conditions opérationnelles étudiées. En dernier lieu, les résultats expérimentaux des essais quasi statiques de traction résiduelle seront présentés, ainsi qu'un aperçu sur l'endommagement mésoscopique typique des éprouvettes testées.

3.2 Comportement de l'absorption d'humidité

La Figure 3.1 montre les courbes de pré-conditionnement des éprouvettes des composites tissés CFRP à 71°C, où la perte en humidité (M_p) est tracée en fonction de la racine carrée du temps de séchage. Les courbes d'absorption d'humidité pour deux lots d'éprouvettes CFRP tissées à 71°C et 95 % HR sont présentées à la Figure 3.2, où la teneur en humidité M_t est tracée en fonction de la racine carrée du temps d'exposition à l'humidité. On a constaté que le processus d'absorption de l'humidité présente un comportement de diffusion qui suit la loi de Fick (Shen & Springer, 1976). La valeur moyenne trouvée du coefficient de diffusion pour les deux lots a été $4.0 \times 10^{-7} \text{ mm}^2/\text{s}$, soit le double de celles obtenues par d'autres auteurs (Kawai et al., 2013; Silverman, Wiacek, & Griese, 1992). Les coefficients de diffusion ont été calculés en utilisant l'équation (2.4) en prenant 1,04 % comme valeur approximative de saturation d'absorption d'humidité.

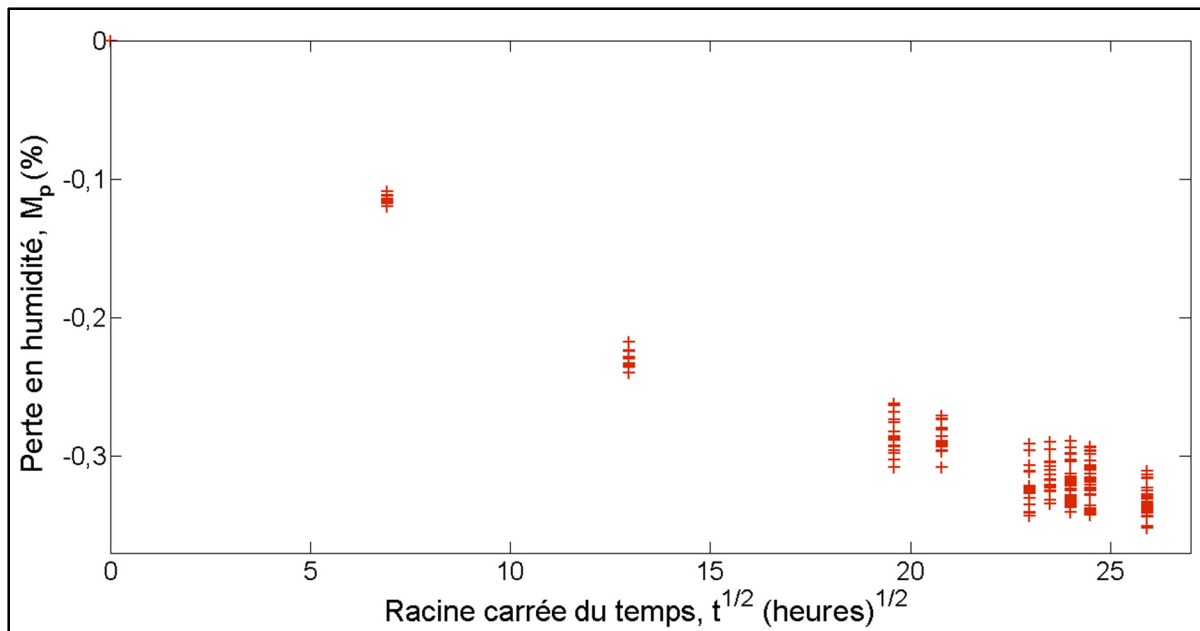


Figure 3.1 Comportement au séchage des éprouvettes CFRP tissées à 71°C

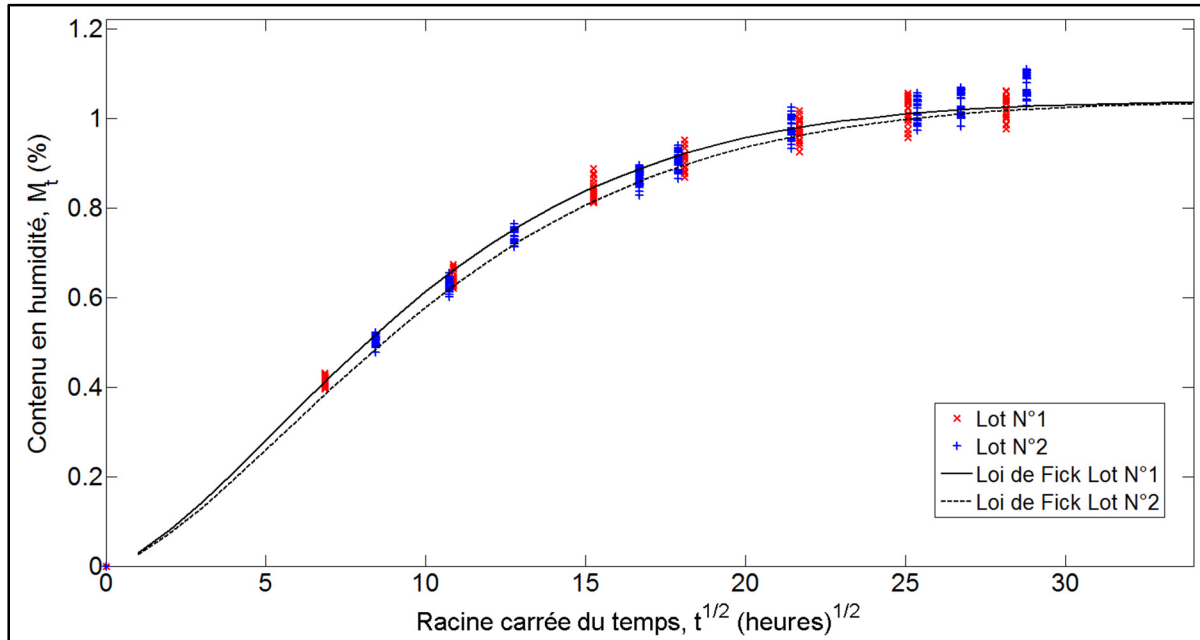


Figure 3.2 Comportement d'absorption de l'humidité de deux lots de stratifiés CFRP à 71°C et 95 % HR

Il convient de noter que les éprouvettes avec et sans défaut ont dans l'ensemble un processus d'absorption d'humidité et un comportement de diffusion similaires. Par conséquent, les éprouvettes contenant un défaut pourraient être considérées comme saturées et la teneur en humidité autour de l'inclusion pourrait être supposée homogène. Sinon, une interaction entre le champ de diffusion de l'humidité et le champ de contraintes locales pourrait se produire. En fait, même s'il ne s'agit pas d'une modification directe, le défaut peut évidemment modifier les champs de contrainte locaux et la diffusion entraînée par la contrainte dans le matériau. Considérant que la diffusion activée par la contrainte dans de tels matériaux est non négligeable, la concentration de contrainte locale induite par le défaut pourrait avoir un effet important sur la modification locale de la teneur en humidité (Quino, El Yagoubi, & Lubineau, 2014).

3.3 Essais quasi statiques de traction

Les courbes de contrainte-déformation normalisées des éprouvettes avec défaut inséré soumises à différentes conditions hygrothermiques sont représentées sur la Figure 3.3, où les données de contrainte et de déformation de traction sont normalisées aux moyennes de la contrainte et de la déformation à la rupture. Selon cette figure, la similitude entre la forme des courbes pour toutes les conditions hygrothermiques indique qu'elles présentent presque le même comportement global en traction.

La CUT normalisée des éprouvettes avec et sans défaut inséré à différentes conditions hygrothermiques est montrée à la Figure 3.3, où les données de la charge en traction sont normalisées à la CUT des éprouvettes sans défaut à la condition TA/Sec. Il est possible d'observer que les CUTs à la condition TA/Sec sont pratiquement les mêmes pour les deux types d'éprouvettes, alors qu'une diminution de la CUT de 3,2 %, 1,8 % et 1,4 %, respectivement, a été observée aux conditions 82°C/Sec, TA/Hum et 82°C/Hum pour les éprouvettes avec défaut comparé aux éprouvettes sans défaut.

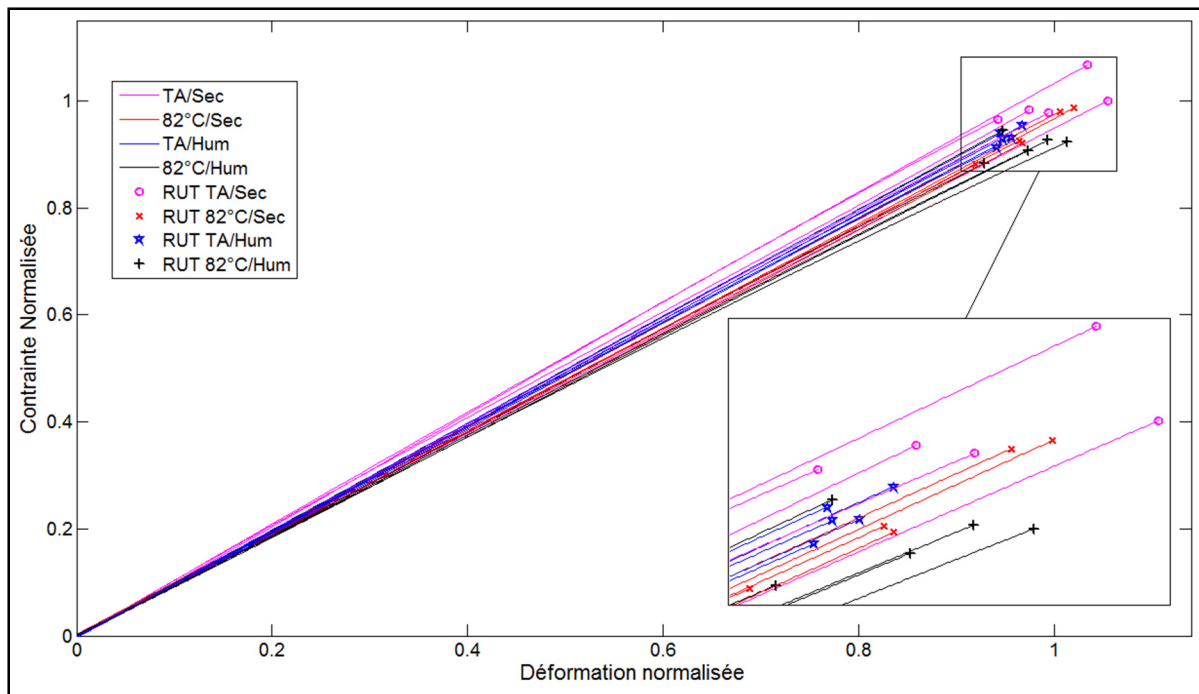


Figure 3.3 Courbes contrainte-déformation normalisées des essais de traction des éprouvettes avec défaut à différentes conditions hygrothermiques

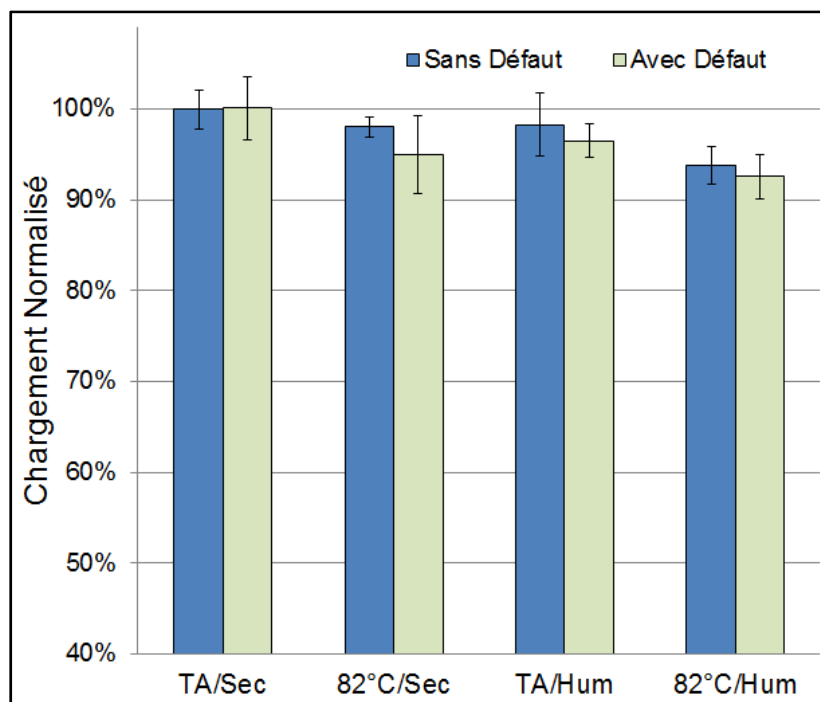


Figure 3.4 Comparaison de la CUT normalisée des éprouvettes avec et sans défaut à différentes conditions hygrothermiques

La Figure 3.5 montre la résistance à la traction normalisée en fonction de la température pour les éprouvettes sèches et humides, où les données de résistance à la traction sont normalisées à la résistance ultime à la traction (RUT) à la condition TA/Sec. Comme on peut le constater, une diminution de la résistance à la traction de 6,6 % et de 2,4 % a été enregistrée respectivement pour les éprouvettes sèches et humides avec une augmentation de la température de l'essai, tandis qu'en augmentant la teneur en humidité, des diminutions de la résistance à la traction de 7,1 % à 25°C et de 2,9 % à 82°C ont été observées.

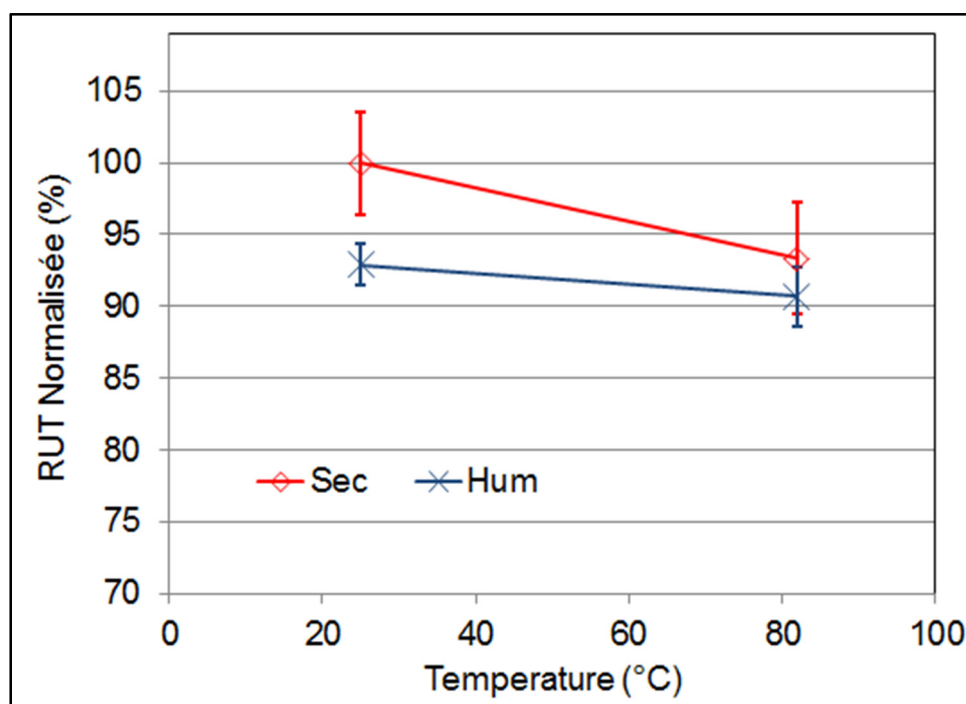


Figure 3.5 Comparaison des résistances à la traction normalisées des éprouvettes avec défaut soumises à différentes conditions hygrothermiques

Il est possible de constater aussi sur la Figure 3.5 que la résistance à la traction normalisée des éprouvettes humides avec défaut montre une légère diminution avec l'augmentation de la température par rapport à sa valeur à l'état sec.

La Figure 3.6 montre la rigidité longitudinale en fonction de la température pour les éprouvettes sèches et humides, où les données de la rigidité sont normalisées à la moyenne

du module de Young longitudinal à la condition TA/Sec. Une diminution du module de Young longitudinal de 4,7 % et 4,4 % pour les éprouvettes sèches et humides, respectivement, a été enregistrée avec l'augmentation de la température, alors qu'avec l'augmentation de la teneur en humidité, des diminutions du module de Young longitudinal de 2 % à 25°C et de 1,8 % à 82°C sont observées.

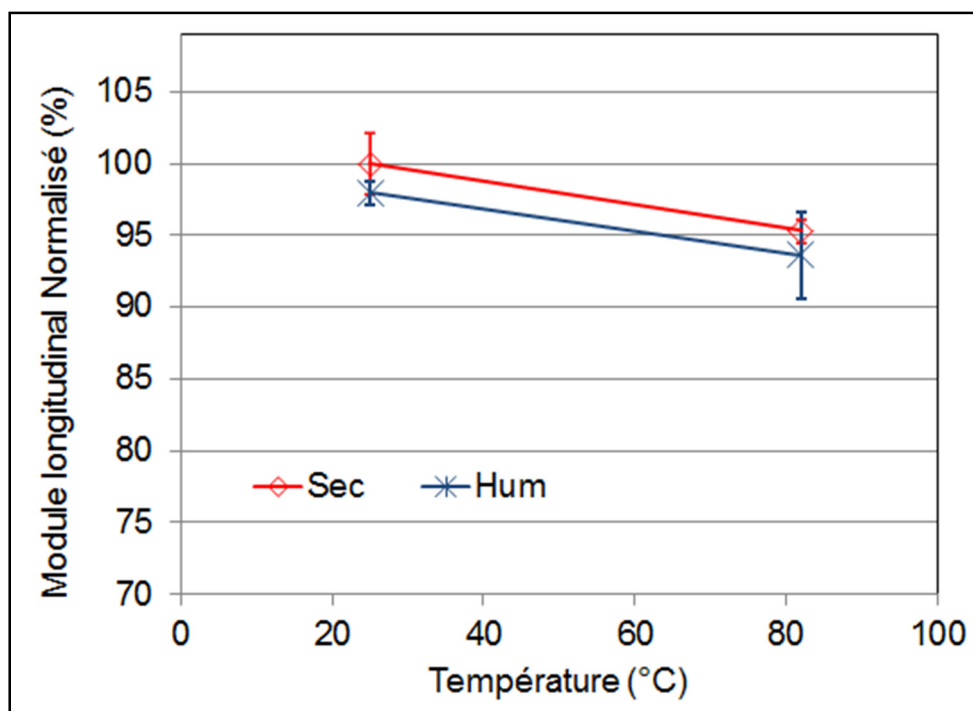


Figure 3.6 Comparaison des modules de Young longitudinaux des éprouvettes avec défaut soumises à différentes conditions hygrothermiques

La résistance à la traction et le module de Young longitudinal connaissent une baisse de 9,3 % et 6,4 %, respectivement, avec l'augmentation combinée de la température et la teneur en humidité.

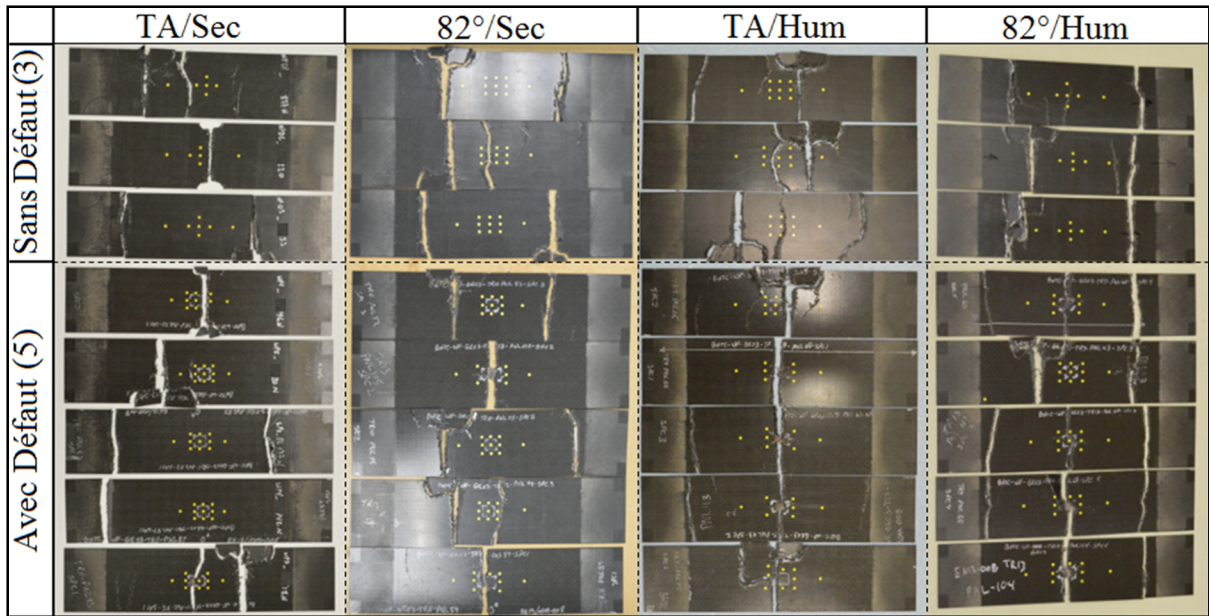


Figure 3.7 Éprouvettes avec et sans défaut fracturées par traction quasi statique soumises à différentes conditions hygrothermiques

Les modes de rupture par traction quasi statique des éprouvettes avec défaut et sans défaut soumises à différentes conditions hygrothermiques sont présentés à la Figure 3.7. On peut remarquer que les éprouvettes humides avec défaut ont été presque toutes brisées au niveau de la section contenant le défaut artificiel inséré, alors que seulement 40 % des éprouvettes sèches avec défaut ont été brisées à cette section. On peut donc suggérer que le mode de rupture des éprouvettes avec défaut a été influencé par le conditionnement hygrothermique.

3.4 Essais de fatigue de détermination du critère du début de propagation de la délamination

Les critères de déformation appropriés du début de la propagation de la délamination obtenus à partir des essais de fatigue préliminaires à un rapport de contrainte de 0,1 et à des fréquences de chargement de 7 Hz et de 15 Hz pour chaque condition environnementale sont présentés dans le Tableau 3.1 et le Tableau 3.2.

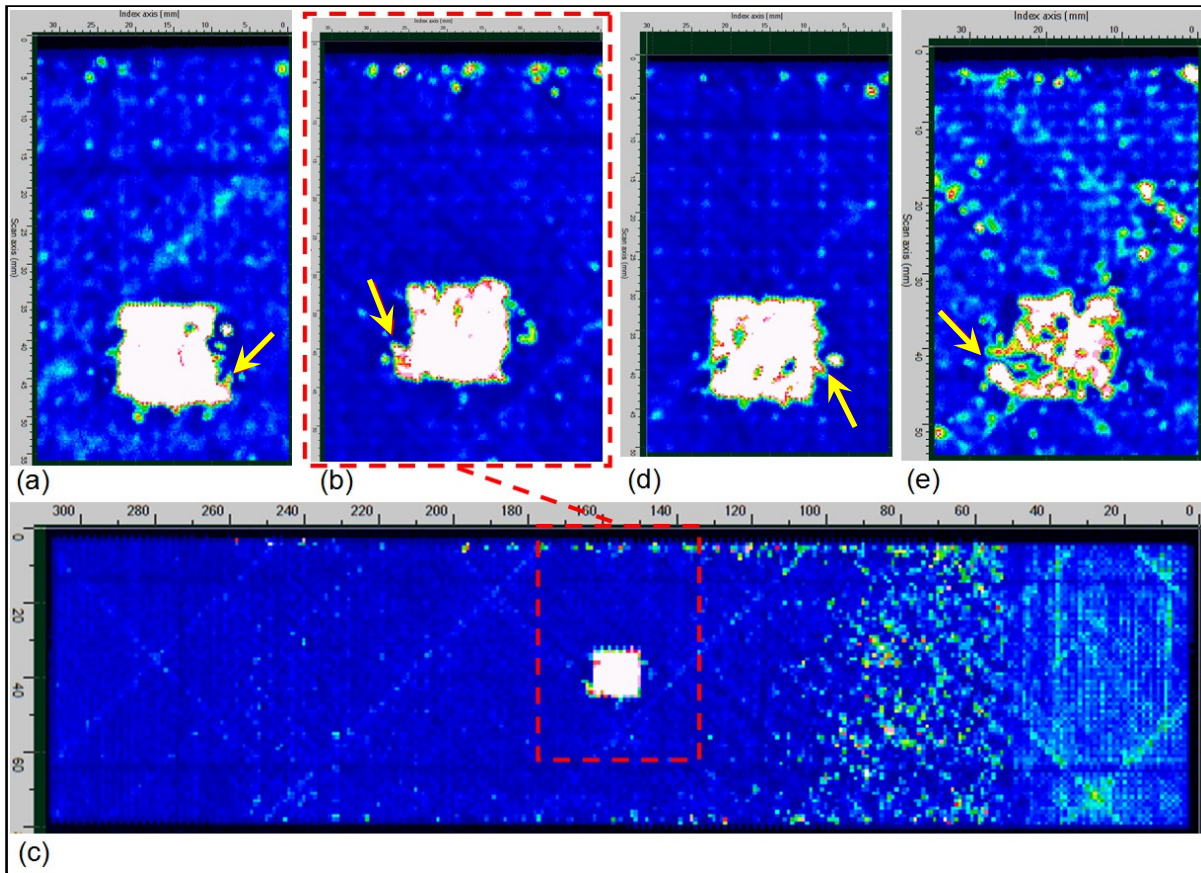


Figure 3.8 Images typiques C-Scan des éprouvettes carbone/époxy avec défaut fatiguées montrant le début de propagation de la délamination dans différentes conditions hygrothermiques à 7 Hz : (a) TA/Sec; (b et c) 82°C/Sec; (d) TA/hum; et (e) 82°C/hum

La Figure 3.8 présente les images typiques C-scan des éprouvettes carbone/époxy avec défaut fatiguées jusqu'au début de la propagation de la délamination autour du défaut dans des conditions hygrothermiques différentes et à la fréquence de chargement de 7 Hz. Les flèches indiquent le début de la propagation de la délamination à partir du défaut inséré.

La Figure 3.9 montre les micrographies optiques de la coupe transversale d'une éprouvette chargée à 69 % de la CUT à la condition environnementale TA/Sec montrant la propagation de la délamination autour du téflon inséré à une augmentation de la déformation longitudinale maximale α de 10 %.

Tableau 3.1 Critères du début de propagation de la délamination dans différentes conditions environnementales ($R = 0,1$ et $f = 7$ Hz)

Condition	T (°C)	Humidité relative (%HR)	Critère du début de propagation de la délamination Augmentation de la déformation maximale (α) (%)
TA/Sec	$26,7 \pm 1,1$	$21,8 \pm 3,6$	10
82°C/Sec	82	< 5	6
TA/Hum	25	85	9,5
82°C/Hum	82	85	6,5

Tableau 3.2 Critères du début de propagation de la délamination dans différentes conditions environnementales ($R = 0,1$ et $f = 15$ Hz)

Condition	T (°C)	Humidité relative (%HR)	Critère du début de propagation de la délamination Augmentation de la déformation maximale (α') (%)
TA/Sec	$26,7 \pm 1,1$	$21,8 \pm 3,6$	11
82°C/Sec	82	< 5	9,5
TA/Hum	25	85	10
82°C/Hum	82	85	7

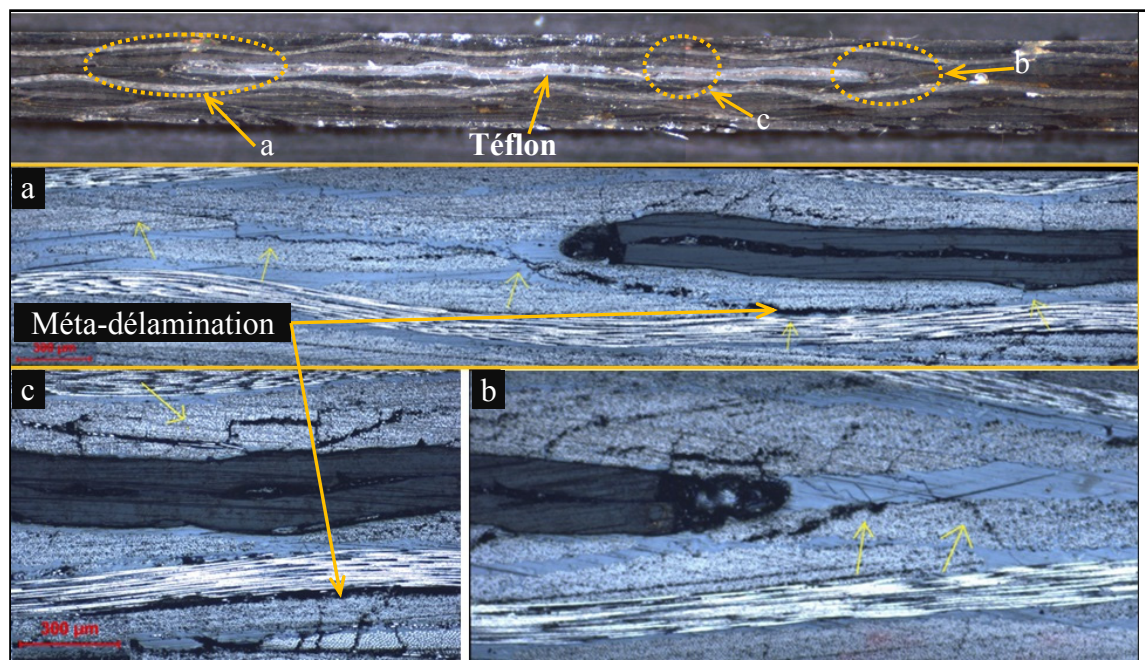


Figure 3.9 Micrographies optiques de la coupe transversale de l'éprouvette après essai de fatigue à 69 % de la CUT à la condition TA/Sec et $\alpha=10\%$: (a) et (b) aux extrémités droite et gauche du Téflon ; (c) à travers le téflon

3.5 Essais de fatigue traction-traction à la fréquence de chargement de 7 Hz

Les courbes S-N normalisées obtenues à partir des essais de fatigue dans les différentes conditions hygrothermiques et à la fréquence de chargement de 7 Hz sont présentées à la Figure 3.10, où les valeurs de contrainte sont normalisées à la RUT à la condition TA/Sec (RUT_{TAS}). Dans cette figure des lignes de régression linéaire ont été incluses. Ces lignes correspondent à l'expression numérique suivante :

$$\frac{\sigma_{MAX}}{\sigma_{RUT}} = A - B \log_{10} N_{début} \quad (3.1)$$

où σ_{MAX} est la contrainte maximale appliquée, σ_{RUT} est la RUT_{TAS} , B est la pente de la fonction logarithmique et $N_{début}$ est le nombre de cycles de fatigue au début de propagation de la délamination autour du défaut. Les valeurs des paramètres A et B dans l'équation (3.1) sont résumées dans le Tableau 3.3.

Les résultats correspondant aux courbes SN normalisées pour les éprouvettes avec défaut, quasi isotropes tissées d'armure toile soumises à différentes conditions hygrothermiques à la fréquence de chargement 7 Hz, ont montré que la température et l'humidité ont un effet significatif sur le chargement en traction à la fatigue (voir Figure 3.10). Il est possible d'observer que la durée de vie en fatigue des éprouvettes a été plus affectée individuellement par l'humidité que par la température, et a été encore plus affectée par leur combinaison. En effet, en augmentant la température, la durée de vie en fatigue a diminué de 45,8 % au chargement de 50 % de la RUT_{TAS} et de 63,8 % au chargement de 57 % de la RUT_{TAS} . De même, en augmentant la teneur en humidité, la durée de vie en fatigue a diminué de 71,2 % au chargement de 50 % de la RUT_{TAS} et de 84,2 % au chargement de 57 % de la RUT_{TAS} . Par ailleurs, en augmentant la température et la teneur en humidité ensemble, la durée de vie en fatigue a diminué de 95,2 % au chargement de 50 % de la RUT_{TAS} et de 98,1 % au chargement de 54 % de la RUT_{TAS} .

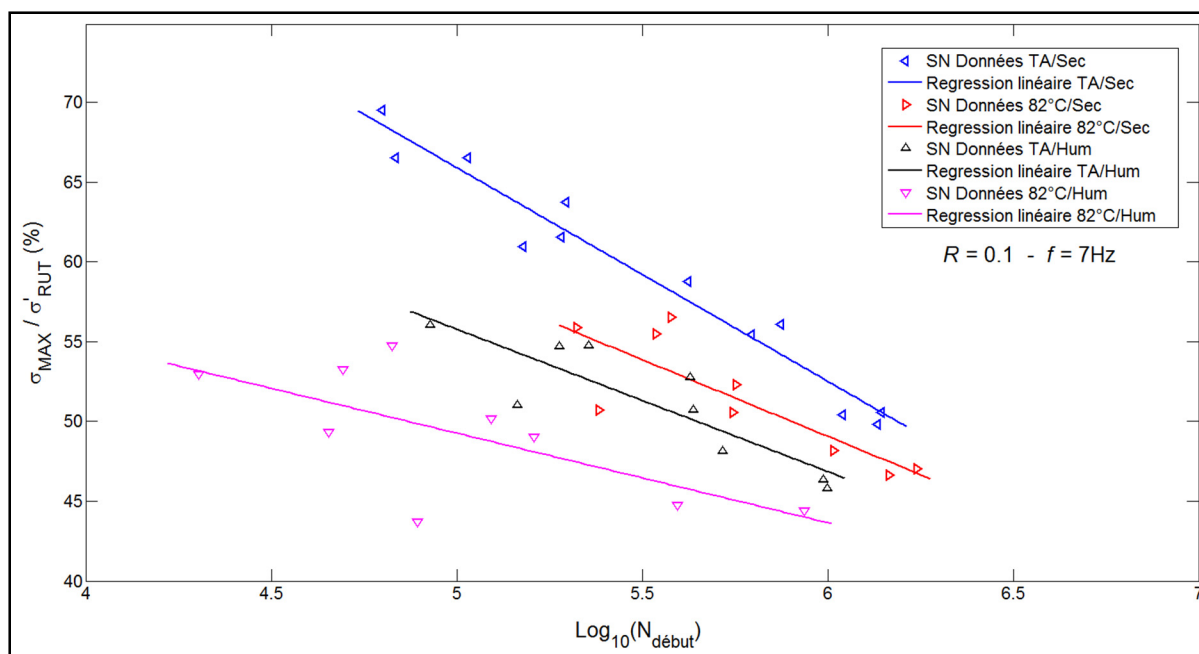


Figure 3.10 Courbes SN Normalisées des éprouvettes avec défaut soumises à différentes conditions hygrothermiques et à la fréquence de chargement de 7 Hz
L'axe des abscisses correspond au nombre de cycles au début de la propagation de la délamination

Tableau 3.3 Paramètres de régression linéaire des courbes S-N normalisées

Condition	T (°C)	Humidité relative HR (%)	f(Hz)	Paramètre A	Paramètre B	Coefficient de corrélation R ²
TA/Sec	26.7 ± 1.1	21.8 ± 3.6	7	1.328	0.134	95 %
82°C/Sec	82	< 5	7	1.070	0.1009	69 %
TA/Hum	25	85	7	1.004	0.089	76 %
82°C/Hum	82	85	7	0.773	0.056	47 %

En supposant que le seuil du début de la propagation de la délamination autour du défaut correspond à la durée de vie en fatigue des éprouvettes de 10^6 cycles, et selon les courbes SN sur la Figure 3.10, les valeurs limites des contraintes normalisées sont d'environ 43,7 %, 46,9 %, 49,1 % et 52,5 % de RUT_{TAS} aux conditions environnementales 82°C/Hum, TA/Hum, 82°C/Sec et TA/Sec, respectivement. Ceci représente une diminution du seuil de fatigue de 6,5 % avec l'augmentation de la température, de 10,7 % avec l'augmentation de la

teneur en humidité et de 16,8 % avec l'augmentation combinée de la température et de la teneur en humidité.

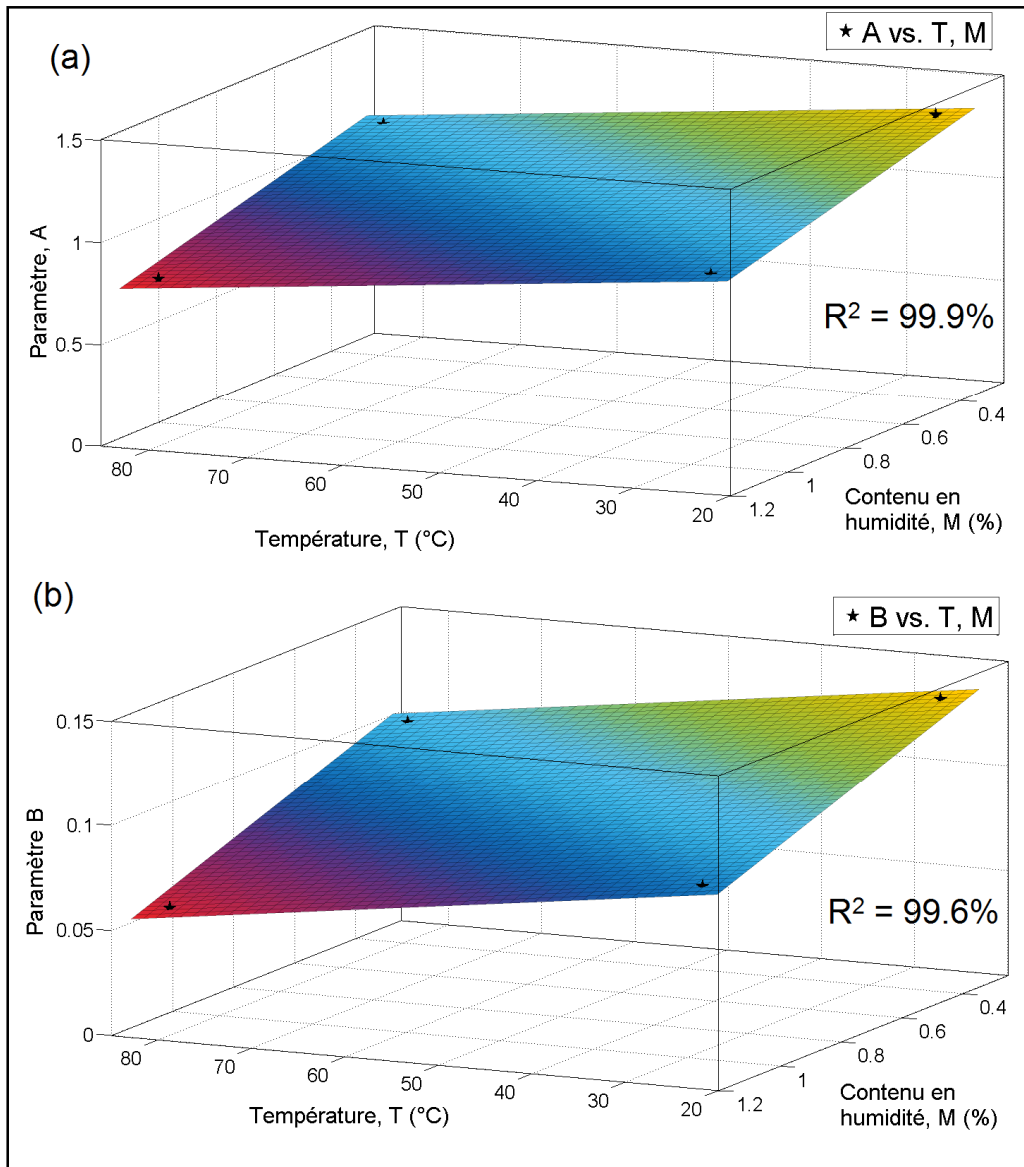


Figure 3.11 Paramètres de régression linéaire de la courbe SN normalisée en fonction de la température et la teneur en humidité

La Figure 3.11 représente le tracé des paramètres A et B de régression linéaire des courbes S-N normalisées en fonction de la température et de la teneur en humidité des éprouvettes.

Des surfaces de régression linéaire ont été incluses. Ces surfaces correspondent aux expressions numériques suivantes :

$$A(T, M) = 1.556 - 4.287\text{E-}03 * T - 43.1 * M \quad (3.2)$$

$$B(T, M) = 0.168 - 5.877\text{E-}04 * T - 6.15 * M \quad (3.3)$$

où T est la température de l'essai exprimée en degrés Celsius ($^{\circ}\text{C}$) et M est la teneur en humidité de l'éprouvette. Les valeurs de la teneur en humidité des éprouvettes sèches et humides ont été prises respectivement égales à 0,34 % et 1,04 %. La teneur en humidité des éprouvettes sèches correspond à la moyenne de la perte d'humidité pendant le séchage des éprouvettes.

3.6 Essais de fatigue traction-traction à la fréquence de chargement de 15 Hz

Les courbes S-N normalisées obtenues à partir des essais de fatigue dans les différentes conditions hygrothermiques et à la fréquence de chargement de 15 Hz sont présentées à la Figure 3.12, où les valeurs de contrainte sont normalisées à la RUT à la condition TA/Sec (RUT_{TAS}). Dans cette figure, des lignes de régression linéaire ont été incluses. Ces lignes correspondent à l'expression numérique suivante :

$$\frac{\sigma_{\text{MAX}}}{\sigma_{\text{RUT}}} = A - B \log_{10} N_{\text{début}} \quad (3.4)$$

où σ_{MAX} est la contrainte maximale appliquée et σ_{RUT} est la RUT_{TAS} , B est la pente de la fonction logarithmique et $N_{\text{début}}$ est le nombre de cycles de fatigue au début de propagation de la délamination. Les valeurs des paramètres A et B dans l'équation (3.4) sont résumées dans le Tableau 3.4.

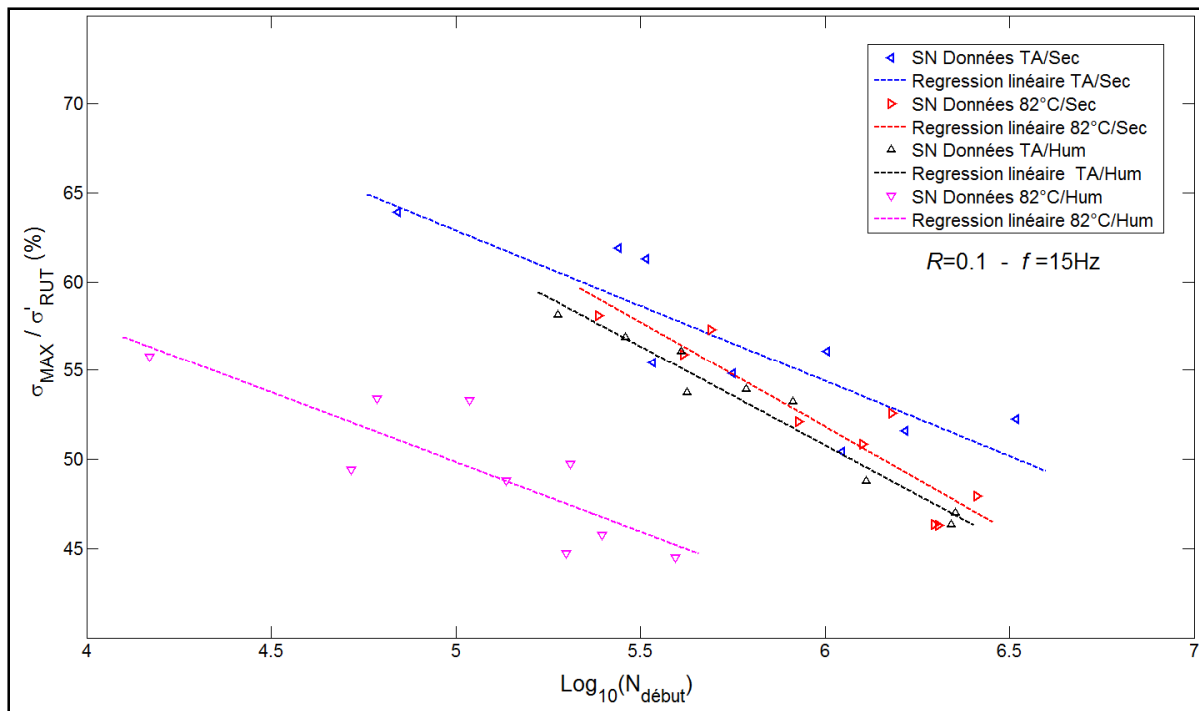


Figure 3.12 Courbes SN normalisées des éprouvettes soumises à différentes conditions hygrothermiques et à la fréquence de chargement de 15 Hz.

L'axe des abscisses correspond au nombre de cycles au début de propagation de la délamination

Tableau 3.4 Paramètres de régression linéaire des courbes S-N normalisées (15Hz)

Condition	T (°C)	Humidité relative HR (%)	f(Hz)	Paramètre A	Paramètre B	Coefficient de corrélation R ²
TA/Sec	22-25	HR ambiante	15	1.053	0.085	74 %
82°C/Sec	82	non contrôlée	15	1.225	0.118	87 %
TA/Hum	25	85	15	1.176	0.111	96 %
82°C/Hum	82	85	15	0.890	0.078	70 %

Les résultats correspondant aux courbes SN normalisées pour les éprouvettes avec défaut, quasi isotropes tissées d'armure toile dans les différentes conditions hygrothermiques à la fréquence de chargement 15 Hz, ont montré que la température et l'humidité ont un effet significatif sur le chargement en traction à la fatigue (voir Figure 3.12). Il est possible d'observer que la durée de vie en fatigue des éprouvettes a été affectée plus individuellement par l'humidité que par la température, et a été encore plus affectée par leur combinaison. En

effet à la fréquence de chargement de 15 Hz, en augmentant la température, la durée de vie en fatigue a diminué de 56,8 % au chargement de 50 % de la RUT_{TAS} et de 13,9 % au chargement de 59 % de la RUT_{TAS} . De même, en augmentant la teneur en humidité, la durée de vie en fatigue a diminué de 64,3 % au chargement de 50 % de la RUT_{TAS} et de 36,5 % au chargement de 59 % de la RUT_{TAS} . Par ailleurs, en augmentant la température et la teneur en humidité ensemble, la durée de vie en fatigue a diminué de 97,1 % au chargement de 50 % de la RUT_{TAS} et de 97,5 % au chargement de 54 % de la RUT_{TAS} .

3.7 Comparaison des résultats de essais de fatigue à $f=7$ Hz et 15 Hz

Les lignes de régression linéaire des courbes normalisées S-N obtenues à partir des essais de fatigue aux fréquences 7 Hz et 15 Hz pour les quatre conditions hygrométriques sont représentées sur la Figure 3.13, où les valeurs de contraintes sont normalisées à la RUT à la condition environnementale TA/Sec (RUT_{TAS}). Il est possible d'observer que la fréquence de chargement a une influence significative sur la sensibilité à la fatigue en traction.

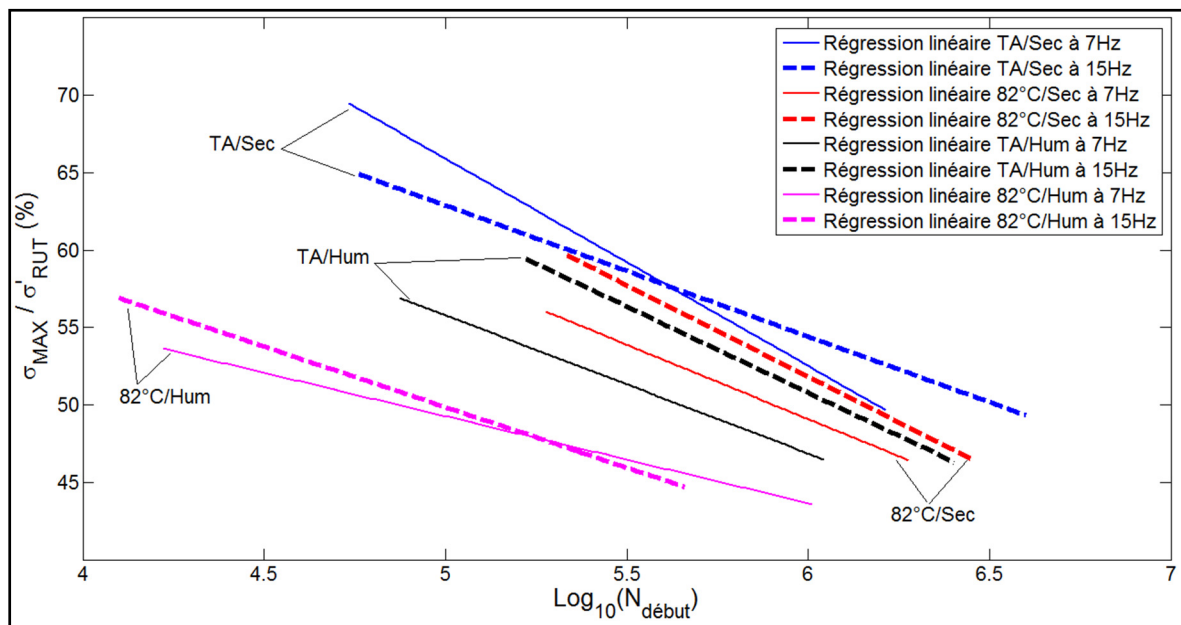


Figure 3.13 Courbes SN de régression linéaire normalisées dans différentes conditions hygrothermiques et aux fréquences de chargement de 7 et 15 Hz

Les courbes SN normalisées des éprouvettes dans la condition TA/Sec aux fréquences de chargement 7 Hz et 15 Hz sont présentées sur la Figure 3.14, où les valeurs de contrainte sont normalisées à la RUT (σ_{RUT}) de la condition TA/Sec. À cette condition environnementale, la durée de vie en fatigue augmente avec la fréquence de chargement pour les bas niveaux de contraintes alors que pour les niveaux élevés de contraintes, elle diminue avec l'augmentation de la fréquence de chargement. Au niveau de contrainte de 60 % de la RUT, la durée de vie en fatigue a diminué de 42 % à la fréquence de chargement de 7 Hz comparée à celle à 15 Hz tandis qu'au niveau de contrainte de 50 % de la RUT, la durée de vie en fatigue a augmenté de 115 % à la fréquence de chargement de 15 Hz comparée à celle de 7Hz.

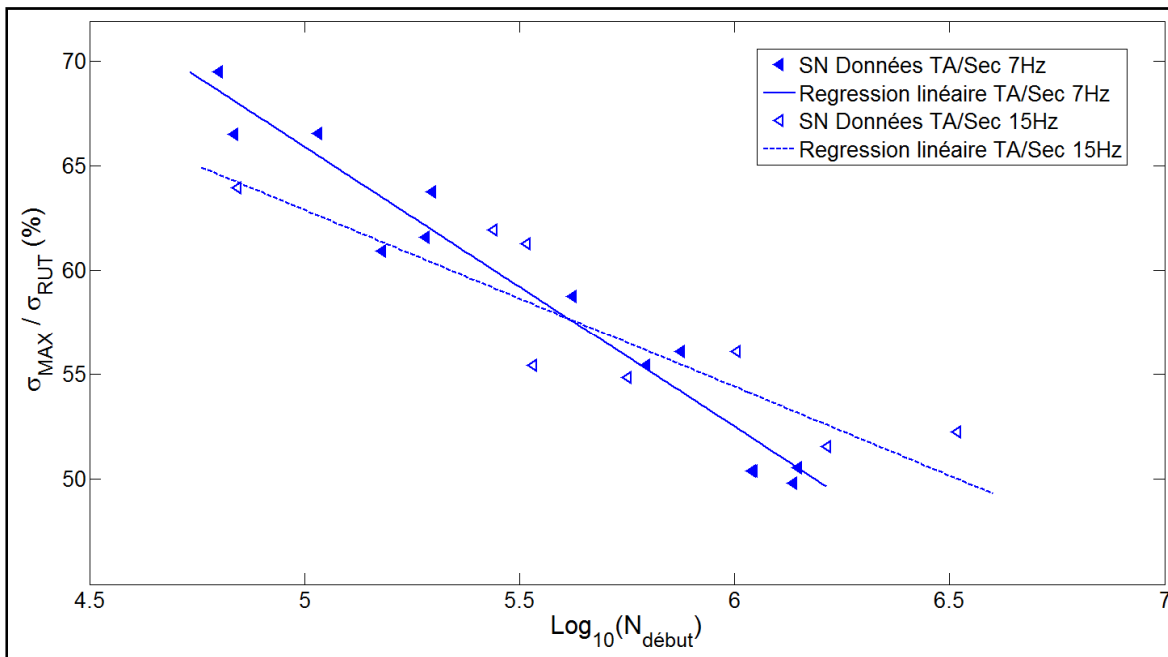


Figure 3.14 Courbes SN normalisées des éprouvettes dans la condition TA/Sec et aux fréquences de chargement de 7 et 15 Hz.
L'axe des abscisses correspond au nombre de cycles au début de propagation de la délamination

Les courbes SN normalisées des éprouvettes dans la condition 82°C/Sec aux fréquences de chargement 7 Hz et 15 Hz sont présentées sur la Figure 3.15, où les valeurs de contrainte sont normalisées à la RUT (σ_{RUT}) de la condition 82°C/Sec. À cette condition environnementale,

la durée de vie en fatigue augmente avec la fréquence de chargement pour tous les niveaux de contraintes testés. Une augmentation de 110 % et de 53 % en durée de vie en fatigue, respectivement, pour les niveaux de contrainte de 60 % et 50 % de la RUT, ont été observées à une fréquence de chargement de 15 Hz par rapport à celle de 7 Hz.

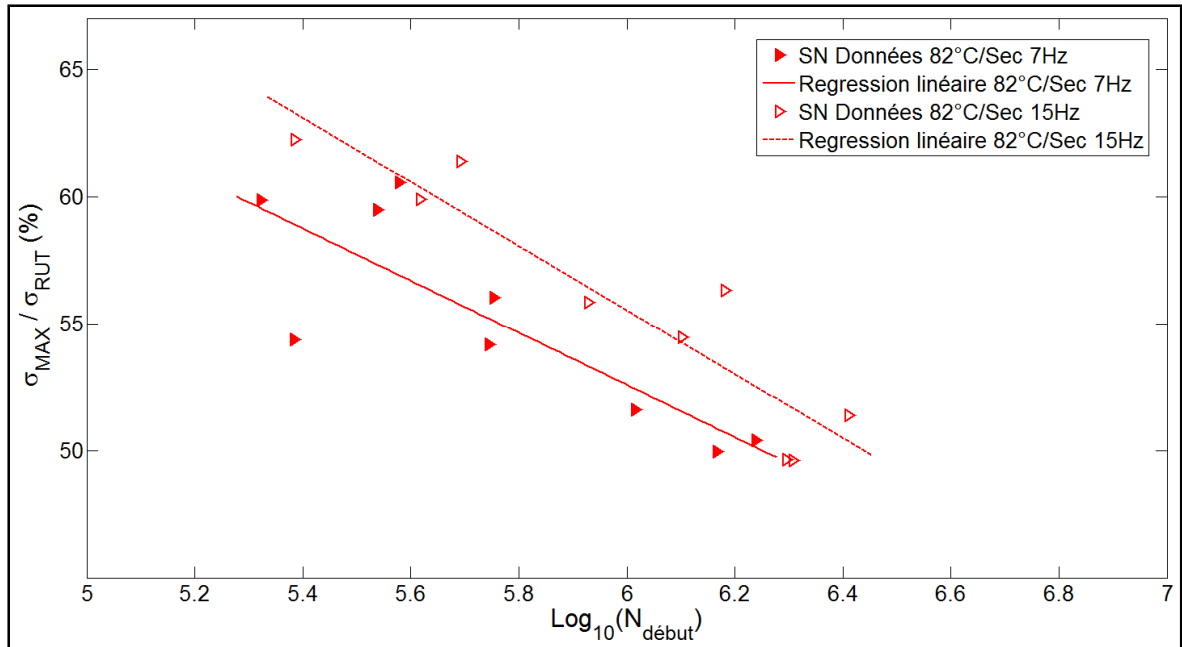


Figure 3.15 Courbes SN normalisées des éprouvettes dans la condition 82°C/Sec et aux fréquences de chargement de 7 et 15 Hz.
L'axe des abscisses correspond au nombre de cycles au début de propagation de la délamination

Les courbes SN normalisées des éprouvettes dans la condition TA/Hum aux fréquences de chargement 7 Hz et 15 Hz sont présentées sur la Figure 3.16, où les valeurs de contrainte sont normalisées à la RUT (σ_{RUT}) de la condition TA/Hum. À cette condition environnementale, la durée de vie en fatigue augmente avec la fréquence de chargement pour tous les niveaux de contraintes testés. Des augmentations de 214 % et 98 % dans la durée de vie en fatigue pour les niveaux de contraintes de 60 % et 50 % de la RUT ont été observées, respectivement, à une fréquence de chargement de 15 Hz comparée à celle de 7 Hz.

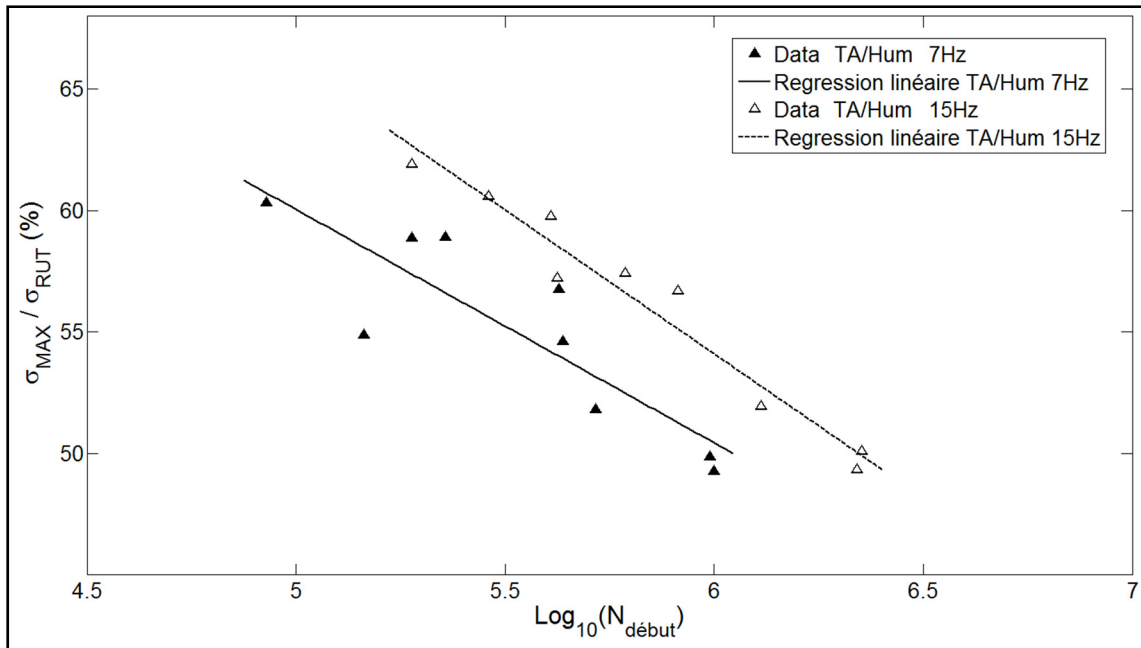


Figure 3.16 Courbes SN normalisées des éprouvettes dans la condition TA/Hum et aux fréquences de chargement de 7 et 15 Hz.
L'axe des abscisses correspond au nombre de cycles au début de propagation de la délamination

Les courbes SN normalisées des éprouvettes dans la condition 82°C/Hum aux fréquences de chargement 7 Hz et 15 Hz sont présentées sur la Figure 3.17, où les valeurs de contrainte sont normalisées à la RUT (σ_{RUT}) de la condition 82°C/Hum. À cette condition environnementale, la durée de vie en fatigue diminue avec l'augmentation de la fréquence de chargement aux bas niveaux de contraintes, alors qu'aux hauts niveaux de contraintes, elle augmente avec l'augmentation de la fréquence de chargement. Au niveau de contraintes de 60 % de la RUT, la durée de vie en fatigue a augmenté de 65 % à la fréquence de chargement de 7 Hz comparée à celle à 15 Hz et au niveau de 50 % de la RUT, la durée de vie en fatigue a diminué de 42 % à la fréquence de chargement de 15 Hz comparée à celle à 7 Hz.

À partir des résultats expérimentaux, il est possible d'observer que généralement la durée de vie en fatigue augmente avec l'augmentation de la fréquence de chargement pour la plupart des conditions environnementales. Ce résultat est en bon accord avec les résultats présentés par plusieurs auteurs (K. Reifsnider et al., 1977; Saff, 1983; Sun & Chan, 1979), à

l'exception de deux conditions : (1) TA/Sec au haut niveau de contraintes, et (2) 82°C/Hum à bas niveau de contraintes.

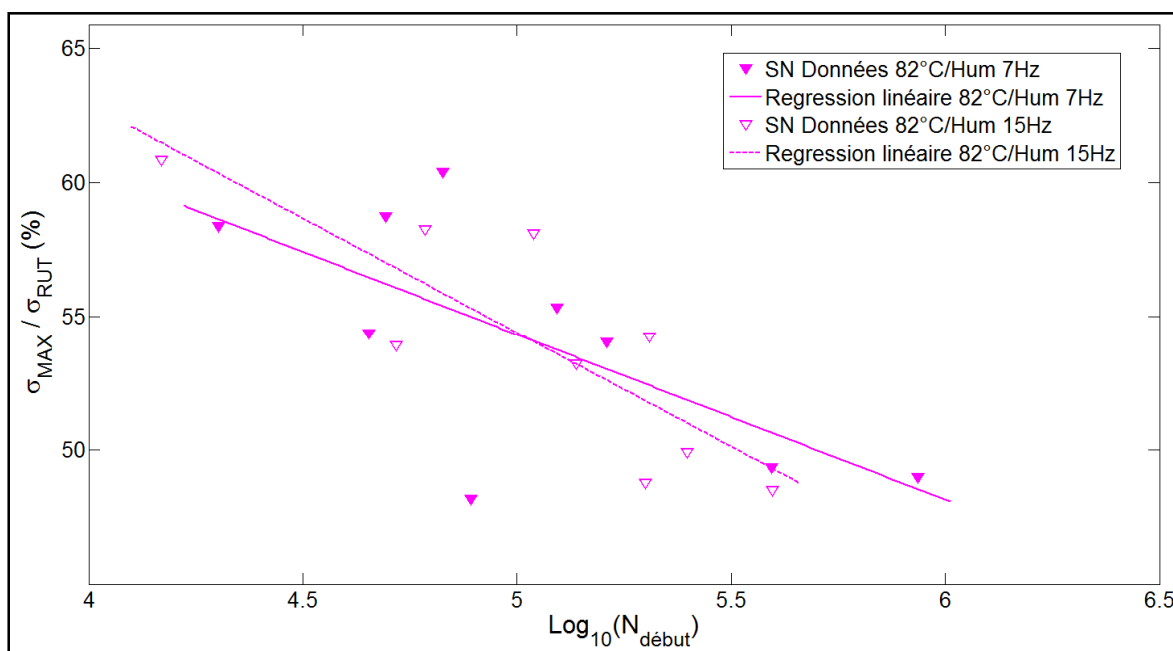


Figure 3.17 Courbes SN normalisées des éprouvettes dans la condition 82°C/Hum et aux fréquences de chargement de 7 et 15 Hz.
L'axe des abscisses correspond au nombre de cycles au début de propagation de la délamination

Il est à noter que pour la condition TA/Sec, les essais de fatigue ont été réalisés à température ambiante sans utilisation de la chambre environnementale comme dans les autres conditions. Par conséquent, la chaleur générée à la haute fréquence de chargement de 15 Hz dans les éprouvettes n'arrive pas à s'évacuer comme dans les autres conditions environnementales, dans lesquelles, l'air dont la température est contrôlée par la chambre environnementale circule en continu pendant les essais autour de l'éprouvette. La faible dissipation de chaleur pourrait expliquer la réduction de la durée de vie en fatigue aux niveaux élevés de contraintes sous la fréquence de chargement élevée de 15 Hz, où la chaleur générée est plus importante. Pour la condition 82°C/Hum à bas niveau de contraintes, l'effet de la fréquence de chargement était l'opposé de celle de la condition TA/Sec.

3.8 Essais statiques de traction résiduelle

La Figure 3.18 présente la réduction de la résistance à la traction résiduelle normalisée des éprouvettes avec défaut testées à la fatigue en fonction de sa valeur initiale pour les fréquences de chargement de 7 Hz et 15 Hz dans quatre conditions hygrothermiques. Les données de la résistance à la traction sont normalisées par rapport à la RUT_{TAS} .

Comme il est représenté sur cette figure, une baisse de la résistance à la traction de 18,7 %, 14,1 %, 12,5 % et 10,1 % comparée à la valeur initiale de la RUT, a été remarquée, respectivement, aux conditions environnementales TA/Sec, 82°C/Sec, TA/Hum et 82°C/Hum, et ce pour les éprouvettes avec défaut testées jusqu'au début de la propagation de la délamination autour du défaut à la fréquence de chargement de 7 Hz.

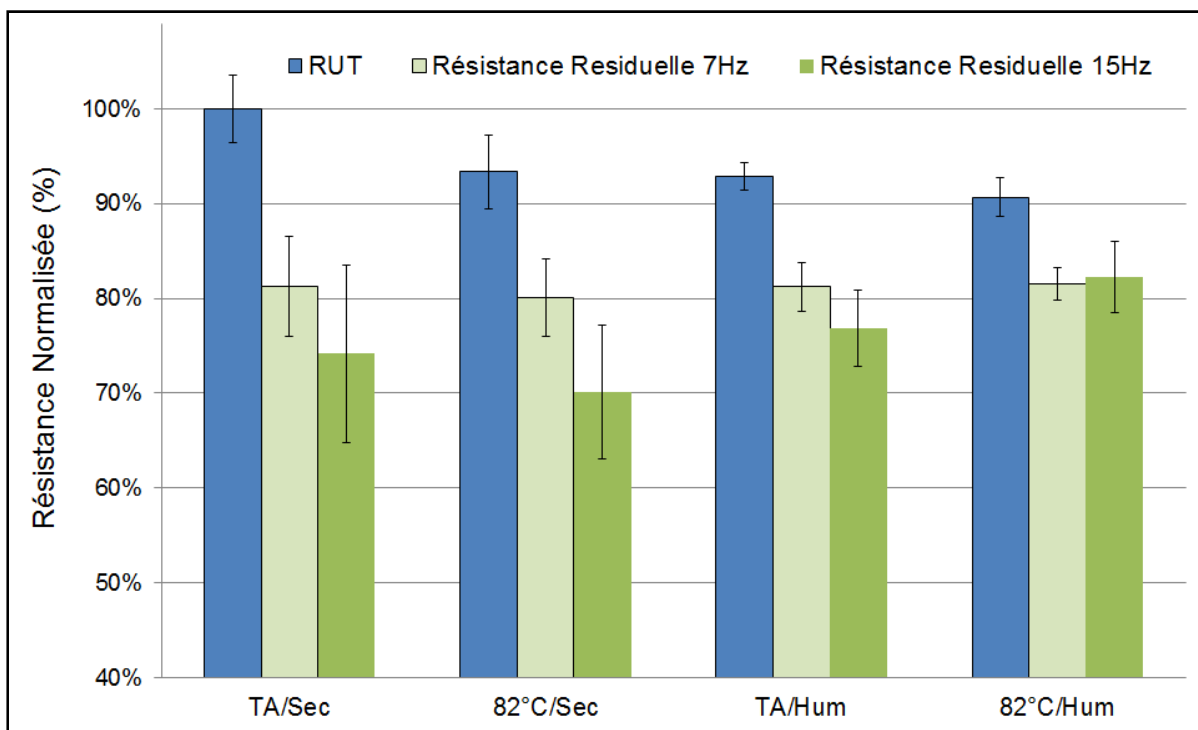


Figure 3.18 Comparaison des résistances RUT des éprouvettes avec défaut avant et après essais de fatigue aux fréquences de chargement 7 Hz et 15 Hz dans différentes conditions hygrothermiques

Pour les éprouvettes avec défaut testées jusqu'au début de la propagation de la délamination autour du défaut à la fréquence de chargement de 15 Hz, une baisse de la résistance à la traction de 25,8 %, 24,8 %, 17,3 % et 9,3 % comparé à la valeur initiale de la RUT, a été trouvée aux conditions environnementales TA/Sec, 82°C/Sec, TA/Hum et 82°C/Hum respectivement.

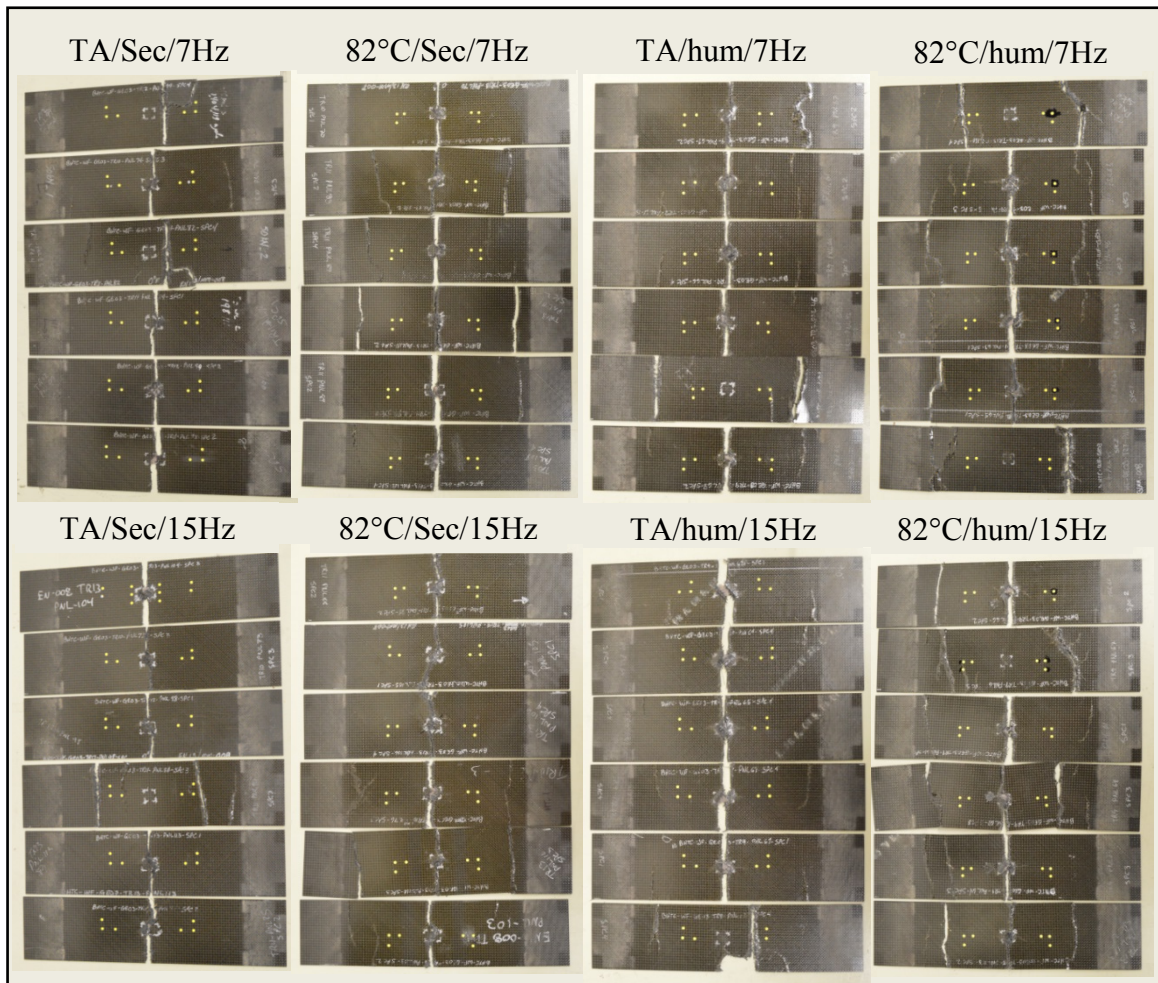


Figure 3.19 Modes de rupture des éprouvettes des essais statiques de traction résiduelle post fatigue dans différentes conditions opérationnelles

On peut remarquer que la réduction de la résistance à la traction post-fatigue des éprouvettes avec défaut testées à la fréquence de 7 Hz était dans la fourchette de 18,4 % à 19,9 % par rapport à la RUT_{TAS} pour toutes les conditions environnementales. Par contre, la réduction de

la résistance à la traction post-fatigue des éprouvettes avec défaut testées à la fréquence de chargement de 15 Hz variait de 17,7 % à 29,8 % par rapport au RUT_{TAS} selon la condition environnementale. Par conséquent, il peut être suggéré que l'effet des conditions hygrothermiques sur la résistance à la traction résiduelle des composites stratifiés carbone/époxy tissés avec armure toile est insignifiante à la fréquence de chargement de 15 Hz et que cet effet devient considérable à la fréquence de chargement de 7 Hz.

La Figure 3.19 présente les modes de rupture des éprouvettes des essais statiques de traction résiduelle post fatigue dans différentes conditions opérationnelles. La quasi-totalité des éprouvettes ont été brisées au niveau de la section contenant le défaut artificiel de délamination. En comparaison avec les modes de rupture par traction quasi statique des éprouvettes n'ayant pas subi de chargements cycliques, où seulement 40 % des éprouvettes sèches ont été brisées à ce niveau section (voir Figure 3.7), on peut déduire que le chargement cyclique rend les éprouvettes plus faibles à la section du défaut de délamination.

3.9 Endommagement du composite stratifié tissé [45/0/-45/90],

Lors du chargement cyclique en traction-traction, l'endommagement mésoscopique des éprouvettes avec défaut est observé en premier sur les bords dès les premiers milliers cycles de chargements en fatigue. La Figure 3.20 présente des images prises par microscope à distance du bord d'une éprouvette sous chargement cyclique, à 7 Hz et à 69 % de la CUT dans la condition TA/Sec, montrant l'ouverture des fissures aux chargements maximaux à 9000 et 250000 cycles de fatigue. En effet, à cause des contraintes interlaminaires au bord libre de l'éprouvette, les microfissures se développent rapidement pour former des méta-délaminations entre les mèches et des délaminations des plis (phénomène connu par l'effet de bord libre).

Au fur et à mesure que le chargement cyclique continue, l'endommagement continue de se développer sur les bords de l'éprouvette et un gonflement/dégonflement cyclique aux

chargements maximal/minimal apparaît au niveau de la surface autour et au-dessous du défaut artificiel inséré, ce qui indique l'endommagement mésoscopique à ce niveau.

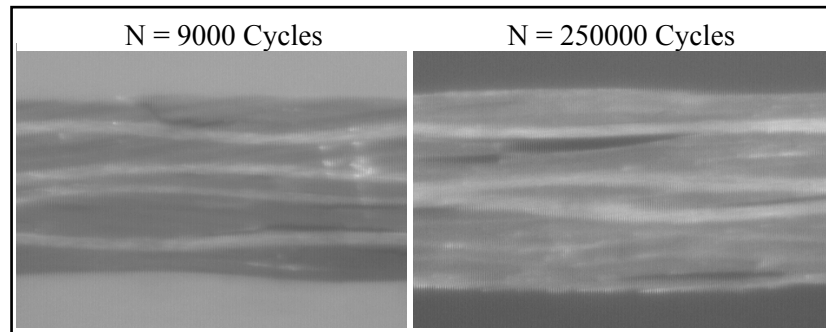


Figure 3.20 Images microscopiques typiques d'endommagement aux bords d'une éprouvette testée à 69 % de la CUT à la condition TA/Sec

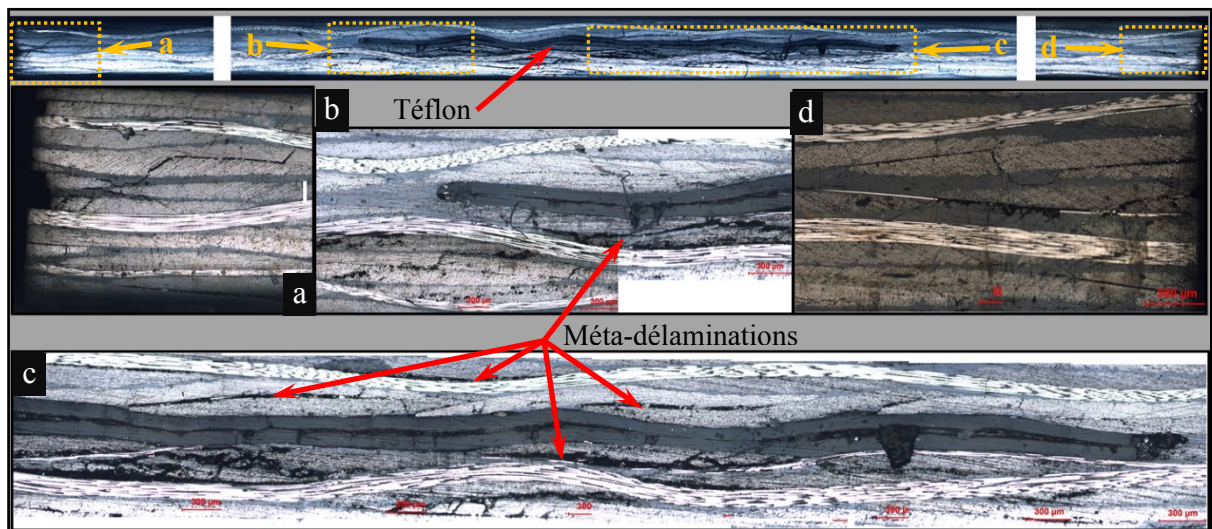


Figure 3.21 Images microscopiques montrant l'endommagement typique d'une éprouvette testée en fatigue à 69 % de la CUT à la condition TA/Sec et $\alpha=10\%$ ($f=7$ Hz) : (a) et (d) bords droit et gauche ; (b) et (c) autour du défaut

La Figure 3.21 présente les images microscopiques d'une éprouvette après l'essai de fatigue traction-traction jusqu'au début de la propagation de la délamination autour du défaut artificiel inséré. Sur cette figure, l'endommagement mésoscopique est globalement concentré

aux bords de l'éprouvette et autour du défaut artificiel inséré, où la méta-délamination est le mécanisme d'endommagement mésoscopique le plus dominant observé. En particulier, dans les plis adjacents au téflon inséré, dans lesquels l'endommagement par méta-délamination est presque total. Ce phénomène est mis en relief par la Figure 3.22, qui représente les images tomographiques typiques de l'endommagement autour du téflon inséré d'une éprouvette testée en fatigue jusqu'au début de la propagation de la délamination autour du défaut artificiel inséré, à la fréquence de chargement de 15 Hz et à 50 % de la CUT dans la condition hygrothermique 82°C/Hum.

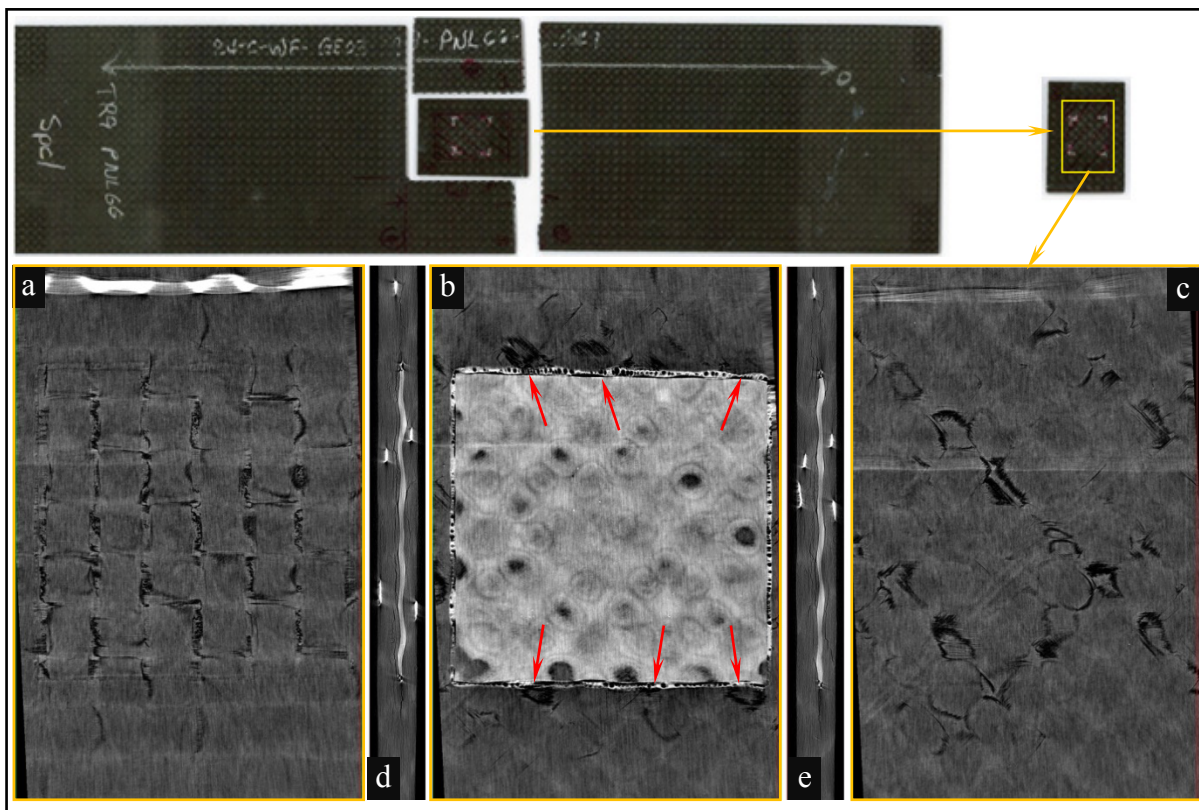


Figure 3.22 Images tomographiques typiques d'endommagement autour du téflon inséré d'une éprouvette après essai de fatigue à 50 % de la CUT à la condition 82°C/Hum et ($\alpha=7\%$ et $f=15$ Hz): (a) vue de coupe au niveau du pli 90°; (b) vue de coupe au niveau du téflon; (c) vue de coupe au niveau du pli 45°; (d) et (e) vues de coupe longitudinales au niveau du téflon (à 250000 cycles)

Dans la Figure 3.22(b) qui représente l'endommagement au niveau du téflon, les flèches montrent l'initiation de la propagation de la délamination à partir du défaut. En effet, la propagation n'est pas constatée sur toute la longueur des bords du défaut, mais seulement sur des zones intermittentes. Le même phénomène a été remarqué sur les images C-scan des éprouvettes après les essais de fatigue.

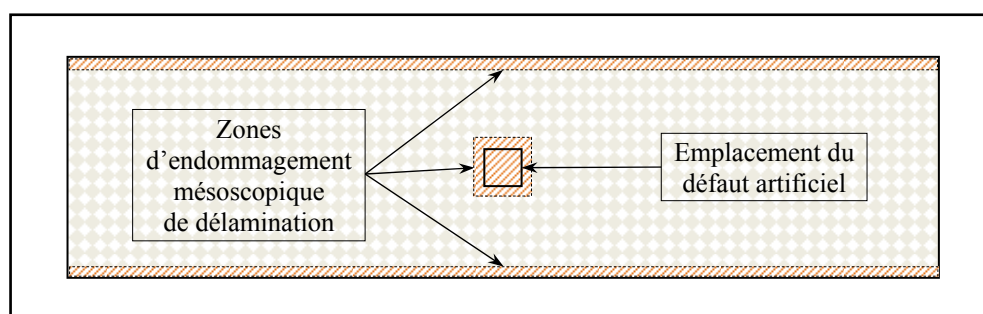


Figure 3.23 Zone d'endommagement mésoscopique de délamination des éprouvettes après essai de fatigue jusqu'au début de la propagation de la délamination autour du défaut

En conclusion, l'endommagement mésoscopique de délamination des éprouvettes avec défaut testées en fatigue traction-traction n'est pas uniforme, mais globalement localisé aux bords et autour du défaut artificiel de délamination inséré (comme schématisé à la Figure 3.23). Par contre, il est suggéré que l'endommagement microscopique et de fissuration dans les mèches est uniforme sur toute l'éprouvette.

3.10 Bilan du chapitre et originalité des contributions

Ce chapitre a permis de répondre aux premiers sous objectifs de la thèse, à savoir, évaluer l'effet des conditions environnementales (température et humidité) et la fréquence du chargement cyclique sur le comportement en fatigue des composites stratifiés carbone/époxy avec un défaut inséré. Ainsi, le comportement du matériau au séchage et à l'absorption d'humidité a d'abord été présenté, de même que les résultats expérimentaux des essais quasi statiques pour différentes conditions hygrothermiques. Ensuite, après avoir déterminé le

critère du début de propagation de la délamination, les résultats expérimentaux des essais de fatigue traction-traction ont été présentés, et ce pour toutes les conditions opérationnelles étudiées. Enfin, les résultats expérimentaux des essais quasi statiques de traction résiduelle ont été présentés, ainsi qu'un aperçu sur l'endommagement mésoscopique typique des éprouvettes testées.

Les conclusions suivantes peuvent être tirées :

- Le processus d'absorption d'humidité présente un comportement de diffusion qui suit la loi de Fick (Shen & Springer, 1976).
- La résistance à la traction des éprouvettes avec défaut diminue de 6,6 % avec l'augmentation de la température, de 7,1 % avec l'augmentation de la teneur en humidité et de 9,3 % avec l'augmentation combinée de la température et de la teneur en humidité.
- Le module d'élasticité longitudinal des éprouvettes avec défaut diminue de 4,7 % avec l'augmentation de la température, de 2 % avec l'augmentation de la teneur en humidité et de 6,4 % avec l'augmentation combinée de la température et de la teneur en humidité.
- Les résultats expérimentaux dans les différentes conditions hygrothermiques montrent que la durée de vie en fatigue des éprouvettes avec défaut de délamination a été plus affectée individuellement par l'humidité que par la température et que l'humidité et les températures combinées causent une diminution sévère de la durée de vie en fatigue.
- Le comportement en fatigue des éprouvettes garde globalement la même tendance dans les fréquences de chargement cyclique 7 Hz et 15 Hz.
- Dans les deux conditions TA/Hum et 82°C/Sec, la fréquence de chargement a eu un effet positif en augmentant la durée de vie en fatigue des éprouvettes. Alors que dans les autres conditions hygrothermiques, cet effet dépend du niveau de contrainte de chargement cyclique.
- La résistance résiduelle à la traction a été dégradée de 18,4 % à 19,4 % par rapport à la valeur initiale de la RUT_{TAS} dans toutes les conditions environnementales étudiées, par conséquent, il peut être suggéré que l'effet des conditions hygrothermiques est insignifiant sur la résistance résiduelle à la traction des composites stratifiés carbone/époxy quasi isotropes tissés à armure toile.

Les résultats de ce chapitre ont fait l'objet de deux articles de conférence publiés, intitulés « *Experimental Investigation of the Tensile-Tensile Fatigue Behaviour of Carbon/Epoxy Plain Weave Laminates* » (M Khay et al., 2015) et « *Frequency effect on fatigue tensile behaviour of carbon/epoxy plain weave laminates under different hygrothermal conditions* » (Mohamed Khay, Ngo, & Ganesan, 2017) et en partie d'un article de journal intitulé « *Experimental investigation and phenomenological modelling of hygrothermal effect on tensile fatigue behavior of carbon/epoxy plain weave laminates* » (M Khay, Ngo, & Ganesan, 2018).

Maintenant que les objectifs de l'étude expérimentale ont été atteints, les données de rigidité résiduelle générées lors des essais de fatigue vont être analysées dans le but de déterminer un modèle d'endommagement en fatigue des matériaux composites tissés soumis à différentes conditions hygrothermiques et à la fréquence de chargement de 7 Hz.

CHAPITRE 4

MODÉLISATION PHÉNOMÉNOLOGIQUE DU COMPORTEMENT EN FATIGUE DES COMPOSITES TISSÉS SOUS DIFFÉRENTES CONDITIONS HYGROTHERMIQUES

4.1 Introduction

L'objectif de ce chapitre est de proposer un modèle phénoménologique du comportement en fatigue des matériaux composites tissés soumis à différentes conditions hygrothermiques à la fréquence de chargement de 7 Hz. Nous allons d'abord faire l'état sur les principales classifications des modèles de l'endommagement en fatigue des matériaux composites et sur la modélisation de la rigidité résiduelle de l'endommagement. Nous proposerons ensuite un modèle phénoménologique de la dégradation de rigidité et de l'endommagement fondé sur deux concepts de mesure du module de Young longitudinal, à savoir le module fatigue et le module sécant.

4.2 Classification des modèles de l'endommagement en fatigue des matériaux composites

Dans la littérature, les modèles d'endommagement en fatigue pour les matériaux composites peuvent être classés en trois principales catégories (voir Figure 4.1) (Degrieck & Van Paepegem, 2001) :

- 1- Le modèle de durée de vie en fatigue qui prédit la durée de vie résiduelle. Ce modèle est empirique, ne tient pas compte d'accumulation de l'endommagement, et utilise des courbes S-N ou des diagrammes de type Goodman avec un critère de rupture.
- 2- Le modèle phénoménologique qui permet la modélisation de la dégradation d'une propriété particulière du matériau (rigidité résiduelle / résistance résiduelle).
- 3- Le modèle d'endommagement progressif, qui utilise une ou plusieurs variables d'endommagement et représentent la dégradation liée au mécanisme de l'endommagement observé. Ce modèle est scindé en modèles qui relient la propagation

de l'endommagement aux propriétés mécaniques résiduelles et en modèles qui prédisent la propagation du mécanisme d'endommagement.

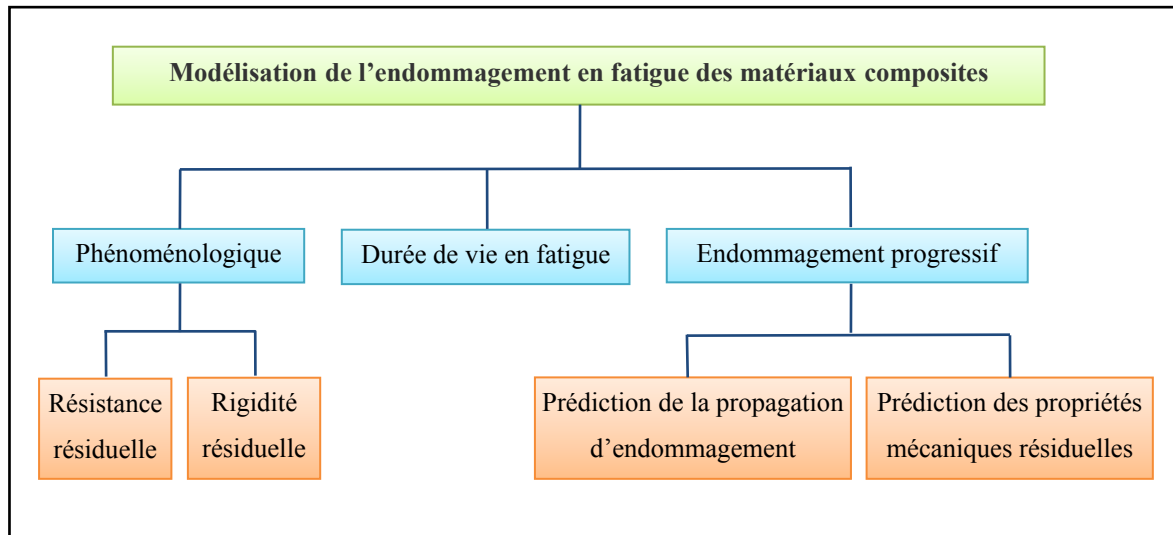


Figure 4.1 Principales catégories de modélisation d'endommagement en fatigue des matériaux composites

Cette classification n'englobe pas les modèles d'endommagement mécanistiques, qui tentent de modéliser les mécanismes d'endommagement réels qui se produisent pendant le chargement en fatigue ainsi que la modélisation de l'endommagement avec des méthodes équivalentes multi-échelles. Donc, pour inclure ces nouvelles techniques de modélisation et les changements dans la terminologie, cette classification a été dernièrement modifiée en quatre catégories (voir Figure 4.2) : (i) les modèles de durée de vie en fatigue ; (ii) les modèles de résistance résiduelle ; (iii) les modèles de rigidité résiduelle ; et (iv) les modèles mécanistiques. Dans cette nouvelle classification, le terme « progressif » est remplacé par « mécanistique » et le terme « phénoménologique » est omis pour faire place aux deux modèles séparés, à savoir, le modèle de résistance résiduelle et de rigidité résiduelle (Sevenois & Van Paepegem, 2015).

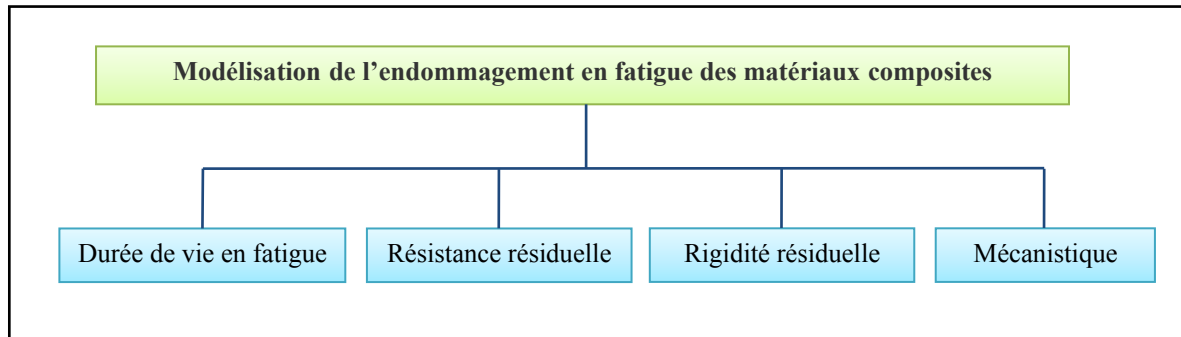


Figure 4.2 Principales catégories de modélisation d'endommagement en fatigue des matériaux composites modifiées

Les auteurs précédents (Degrieck & Van Paepegem, 2001; Sevenois & Van Paepegem, 2015) ont donné une revue détaillée sur les modèles d'endommagement en fatigue des matériaux composites. Cependant, seulement la modélisation de l'endommagement en fatigue par la rigidité résiduelle sera détaillée dans la suite.

L'endommagement dû à la fatigue dans les matériaux composites stratifiés est un phénomène complexe impliquant plusieurs mécanismes simultanés. D'un point de vue phénoménologique, le cumul de l'endommagement en fatigue peut être globalement évalué par la dégradation de la résistance résiduelle et de la rigidité (Yang, Jones, Yang, & Meskini, 1990).

Comme il peut être contrôlé de manière non destructive, plusieurs auteurs ont adopté le modèle de dégradation de la rigidité pour prédire la durée de vie en fatigue des matériaux composites stratifiés en utilisant un critère de défaillance ou de rupture approprié (Camponeschi & Stinchcomb, 1982; Highsmith & Reifsnider, 1982; Jones, Yang, & Yang, 1989; Z. Khan, Al-Sulaiman, Farooqi, & Younas, 2001; Lee, Fu, & Yang, 1996; Lee, Yang, & Sheu, 1993; O'Brien, 1980; Ogin, Smith, & Beaumont, 1985; Philippidis & Vassilopoulos, 2000; Tate & Kelkar, 2008; Zhang, Vassilopoulos, & Keller, 2008).

L'approche phénoménologique a également été utilisée dans l'analyse du cumul de l'endommagement dans les composites (W. Hwang & K. Han, 1986; Hwang & Han, 1989;

Liu & Lessard, 1994; Subramanian, Reifsnider, & Stinchcomb, 1995; Whitworth, 1990; Ye, 1989).

Hwang et Han ont introduit le concept du module fatigue, défini étant la pente de la contrainte appliquée et la déformation résultante à un cycle donné, pour étudier le comportement en fatigue des matériaux composites verre/époxy. Trois modèles d'endommagement fondés sur ce concept ont été proposés (W. Hwang & K. Han, 1986; W. Hwang & K. S. Han, 1986) :

Modèle I :

$$D = \left(N / N_f \right)^{C_1} \quad (4.1)$$

Modèle II :

$$D = \left(B_1 - N_f^{C_1} \right) \left(B_1 - N^{C_1} \right) \quad (4.2)$$

Modèle III :

$$D = \left(N / N_f \right)^{C_1} \left[\left(B_1 - N_f^{C_1} \right) / \left(B_1 - N^{C_1} \right) \right] \quad (4.3)$$

où B_1 et C_1 sont des constantes, N est le nombre de cycles de chargements cycliques et N_f est le nombre de cycles de chargement cycliques à la rupture.

4.3 Modélisation de la dégradation de rigidité des éprouvettes composites stratifiés tissés

La dégradation de rigidité a été évaluée en utilisant deux concepts :

1. En mesurant la dégradation du module fatigue $E_F(N) / E_F^0$, où $E_F(N)$ est le module fatigue résiduel (défini par le rapport entre la contrainte maximale appliquée à la déformation résultante maximale au $N^{\text{ième}}$ cycle de chargement à la fatigue) et E_F^0 est le module fatigue initial.

2. En mesurant la dégradation du module sécant $E_s(N)/E_s^0$, où $E_s(N)$ est le module sécant résiduel (défini par le rapport entre la différence du maximum et du minimum de la contrainte appliquée et la différence du maximum et du minimum de la déformation au $N^{\text{ième}}$ cycle de chargement en fatigue) et E_s^0 est le module sécant initial.

La Figure 4.3 et la Figure 4.4 montrent respectivement l'évolution typique du module fatigue et du module sécant normalisés durant le chargement cyclique en fatigue des éprouvettes soumises à différentes conditions hygrothermiques.

En termes du module fatigue, un modèle empirique non linéaire a été introduit pour la modélisation de la dégradation du module fatigue des éprouvettes avec défaut. Ce modèle a l'allure d'une fonction puissance de la durée de vie en fatigue :

$$\frac{E_F(N)}{E_F^0} = 1 - A_F \left(\frac{N}{N_{onset}} \right)^{B_F} \quad (4.4)$$

$$B_F = b_{1F} (\sigma_{MAX} / \sigma_{UTS}) + b_{2F} \quad (4.5)$$

où, N_{onset} est le nombre de cycles au début de propagation de la délamination, σ_{max} est la contrainte maximale appliquée, σ_{RUT} est la RUT et A_F , b_{1F} et b_{2F} sont des paramètres qui dépendent de la température et de la teneur en humidité des éprouvettes, ces trois paramètres ont été obtenus à partir de données expérimentales en utilisant la moyenne pour le paramètre A_F et la méthode de régression linéaire pour les paramètres b_{1F} et b_{2F} . Les valeurs de ces paramètres pour chaque condition environnementale sont présentées dans le Tableau 4.1.

En termes de module sécant, un modèle empirique non linéaire a été introduit pour la modélisation de la dégradation du module sécant des éprouvettes avec défaut aux conditions TA/Sec et TA/Hum, tandis qu'un modèle linéaire a été introduit aux conditions 82°C/Sec et 82°C/Hum.

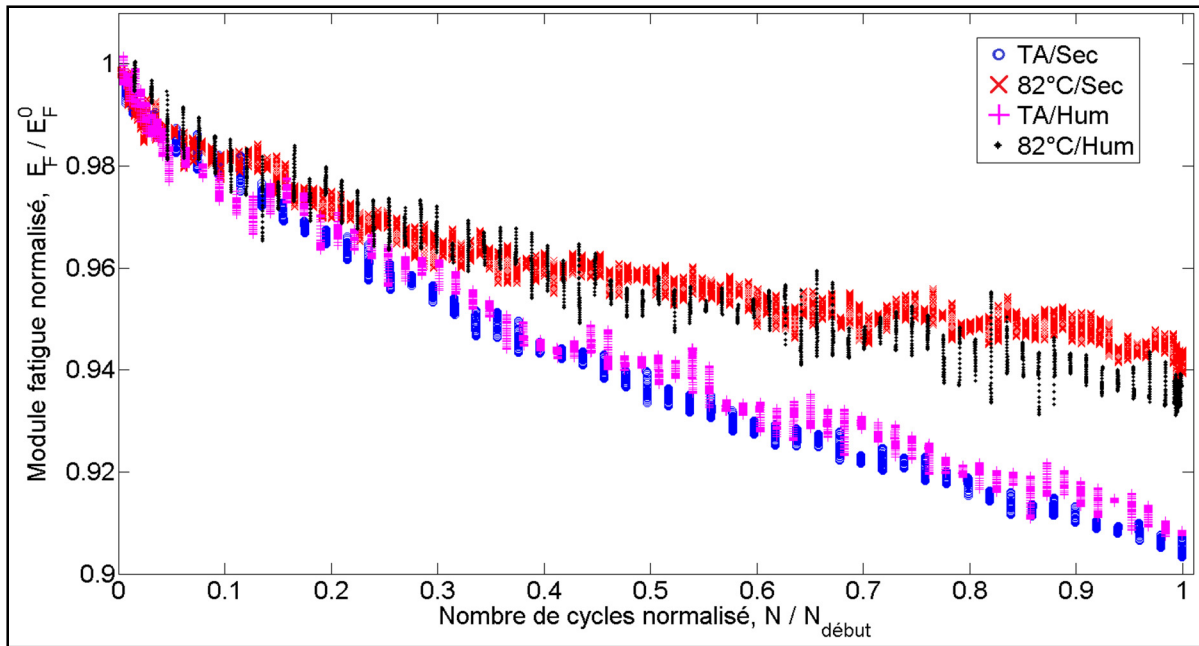


Figure 4.3 Dégradation typique du module-fatigue normalisé des éprouvettes avec défaut soumises à différentes conditions hygrothermiques

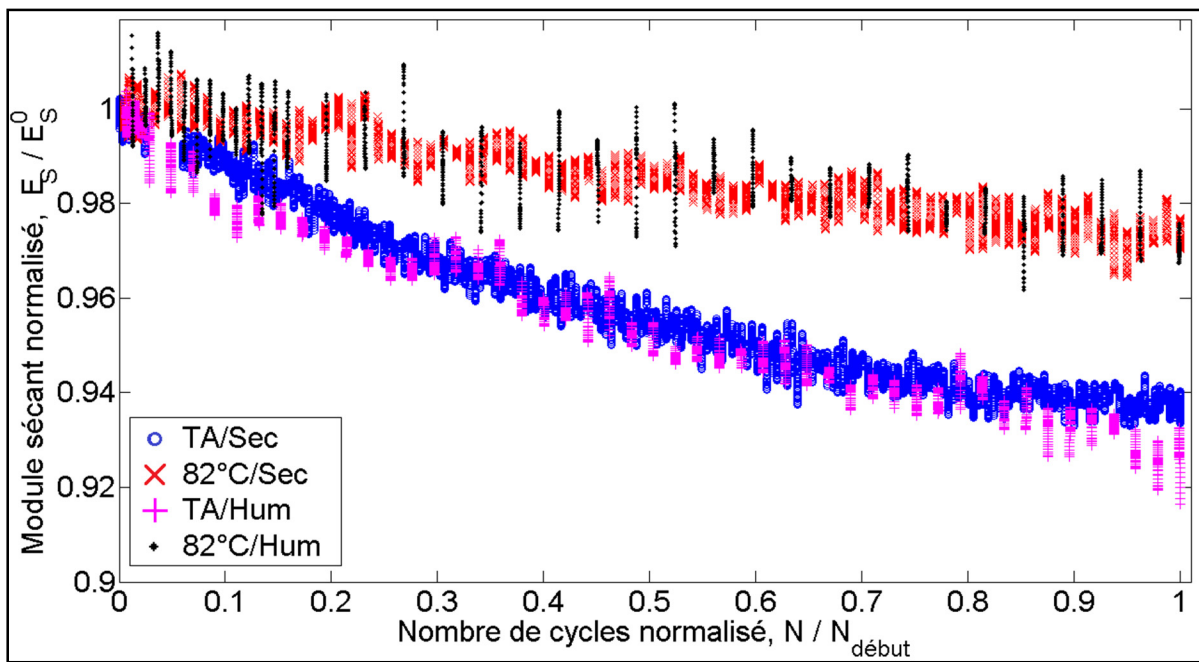


Figure 4.4 Dégradation typique du module sécant normalisé des éprouvettes avec défaut soumises à différentes conditions hygrothermiques

Le modèle suivant a été établi aux conditions TA/Sec et TA/Hum :

$$\frac{E_s(N)}{E_s^0} = 1 - A_s \left(\frac{N}{N_{onset}} \right)^{B_s} \quad (4.6)$$

$$B_s = b_{1s} (\sigma_{MAX} / \sigma_{UTS}) + b_{2s} \quad (4.7)$$

où, A_s , b_{1s} et b_{2s} sont des paramètres qui dépendent de la température et la teneur en humidité des éprouvettes. Les trois paramètres ont été obtenus à partir de données expérimentales en utilisant la moyenne pour le paramètre A_s et la méthode de régression linéaire pour les paramètres b_{1s} et b_{2s} .

D'autre part, pour les conditions 82°C/Sec et 82°C/Hum, le modèle suivant a été établi :

$$\frac{E_s(N)}{E_s^0} = 1 - A_s \frac{N}{N_{onset}} \quad (4.8)$$

Les valeurs des paramètres A_s , b_{1s} et b_{2s} pour chaque condition environnementale sont présentées dans le Tableau 4.2.

La Figure 4.5 montre les paramètres des fonctions A_F , B_F , A_s et B_s de la dégradation du module fatigue et du module sécant normalisés en fonction du niveau de chargement des éprouvettes soumises à différentes conditions hygrothermiques. Les valeurs des paramètres A_F et A_s représentent respectivement la perte du module fatigue et du module sécant au début de la propagation de délamination autour du défaut inséré (lorsque $N=N_{début}$). On peut remarquer que les valeurs de la dégradation du module fatigue étaient supérieures à celles de la dégradation du module sécant, ce qui est dû à l'ajout de l'effet de la viscoélasticité (fluage) comme endommagement complémentaire du matériau.

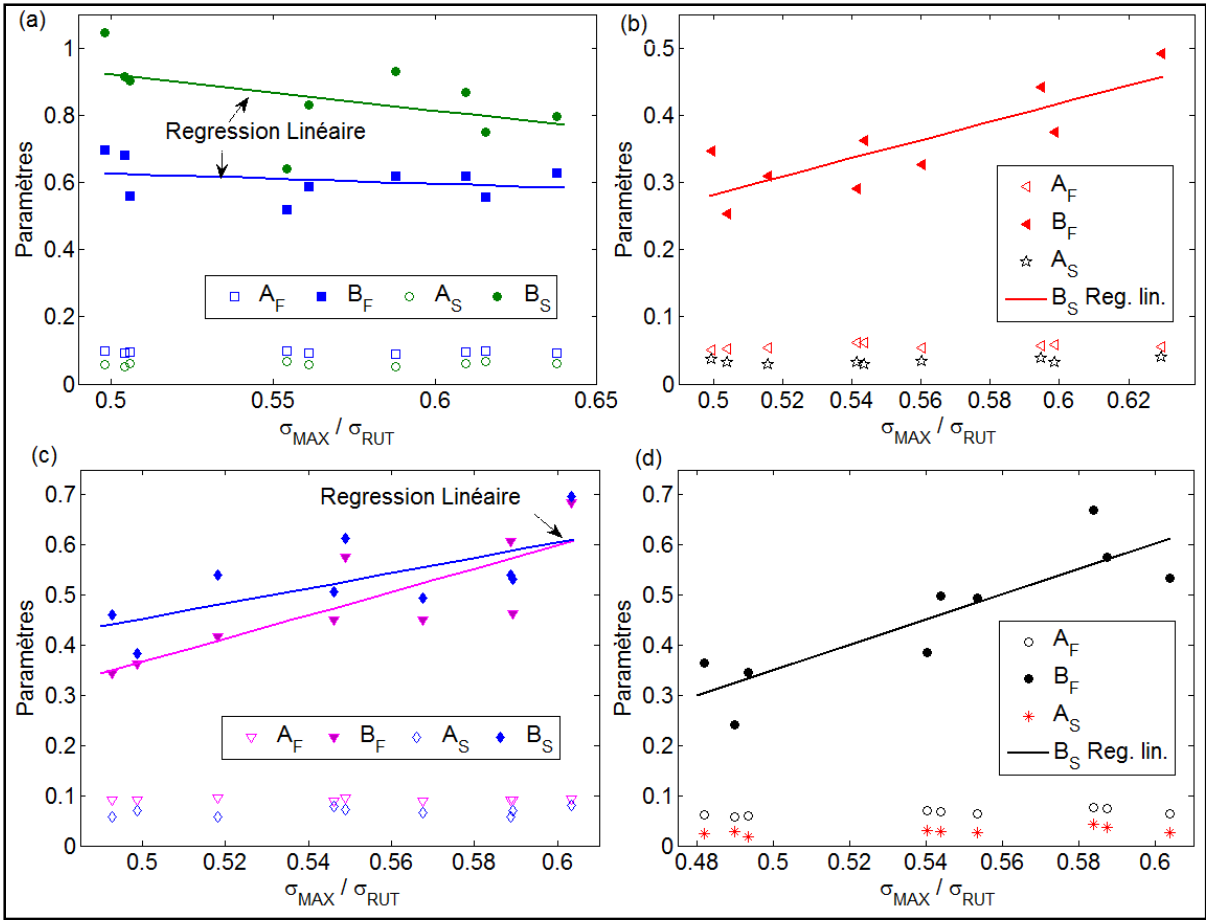


Figure 4.5 Paramètres des fonctions d’interpolation de la dégradation des modules fatigue et sécant normalisés des éprouvettes carbone/époxy avec défaut soumises à différentes conditions hygrothermiques : (a) TA/Sec ; (b) 82°C/Sec ; (c) TA/Hum et (d) 82°C/Hum

Tableau 4.1 Paramètres des courbes de dégradation du module fatigue.

Condition environnementale	A _F	Déviation standard de A _F	Paramètres d’interpolation de B _F		Coefficient de corrélation (R ²) de B _F
			b _{1F}	b _{2F}	
TA/Sec	9.46 E-02	3.13 E-03	-0.308	0.781	8%
82°C/Sec	5.61 E-02	3.70 E-03	1.358	-0.398	70%
TA/Hum	9.16 E-02	1.91 E-03	2.325	-0.796	67%
82°C/Hum	6.65 E-02	6.17 E-03	2.541	-0.921	75%

Tableau 4.2 Paramètres des courbes de dégradation du module sécant.

Condition environnementale	A _s	Déviation standard de A _s	Paramètres d'interpolation de B _s		Coefficient de corrélation (R ²) de B _s
			b _{1s}	b _{2s}	
TA/Sec	5.94 E-02	4.91E-03	-1.082	1.463	24%
82°C/Sec	3.34 E-02	3.75E-03	0	1	-
TA/Hum	6.78 E-02	8.33E-03	1.517	-0.306	48%
82°C/Hum	2.91 E-02	6.50E-03	0	1	-

4.4 Modélisation phénoménologique de l'endommagement

L'endommagement par fatigue d'un matériau peut être décrit, pour une fréquence constante, par une fonction d'endommagement (D) telle que (W. Hwang & K. Han, 1986) :

$$D = F(N, r, T, M \dots) \quad (4.9)$$

où N est le nombre de cycles, r est le niveau de la contrainte appliquée, T est la température et M est la teneur en humidité de l'éprouvette.

En général, la rigidité se dégrade avec le chargement cyclique, par conséquent elle peut être utilisée pour mesurer l'endommagement des matériaux composites. Deux fonctions d'endommagement (D_t et D_f), qui satisfont les conditions limites (initiale, $D_t=0$ ou $D_f=0$ lorsque $N=0$; et finale, $D_t=1$ ou $D_f=1$ lorsque $N=N_{début}$ c.-à-d. le nombre de cycles de chargement au début de propagation de la délamination autour du défaut), peuvent être définies par :

$$D_t = \frac{E_F^0 - E_F(N)}{E_F^0 - E_F(N_{début})} \quad \text{et} \quad D_f = \frac{E_S^0 - E_S(N)}{E_S^0 - E_S(N_{début})} \quad (4.10)$$

où E_F^0 et E_S^0 sont les modules fatigue et sécant initiaux, $E_F(N)$ et $E_S(N)$ sont les modules fatigue et sécant résiduels après N cycles de fatigue et $E_F(N_{début})$ et $E_S(N_{début})$ sont les modules fatigue et sécant résiduels au début de propagation de la délamination autour du défaut.

4.4.1 Module fatigue comme mesure de l'endommagement total

Le remplacement des équations de la dégradation du module fatigue (4.4) et (4.5) dans l'équation (4.10) conduit aux fonctions de l'endommagement total (D_t) suivantes. Ces fonctions incluent l'effet du fluage et l'endommagement du matériau :

Pour la condition TA/Sec :

$$D_t = n^{-0.308 r + 0.781} \quad (4.11)$$

Pour la condition 82°C/Sec :

$$D_t = n^{1.358 r - 0.398} \quad (4.12)$$

Pour la condition TA/Hum :

$$D_t = n^{2.325 r - 0.796} \quad (4.13)$$

Pour la condition 82°C/Hum :

$$D_t = n^{2.541 r - 0.921} \quad (4.14)$$

où n est le nombre de cycles normalisé par rapport au nombre de cycles au début de la propagation de la délamination ($n = N/N_{début}$) et r est la valeur de la contrainte maximale appliquée normalisée par rapport à la RUT ($r = \sigma_{MAX}/\sigma_{RUT}$).

L'accumulation de l'endommagement total et le taux d'endommagement total en fonction du nombre de cycles normalisé dans différentes conditions hygrothermiques et à 50 %, 55 % et 60 % de la RUT sont représentés sur la Figure 4.6, où il est possible d'observer que l'accumulation de l'endommagement total peut être divisé en deux étapes. Dans la première

étape (0-16% de la durée de vie en fatigue), l'accumulation de l'endommagement total augmente rapidement. Dans la deuxième étape, l'accumulation de l'endommagement total augmente progressivement jusqu'au début de propagation de la délamination.

Par ailleurs, il peut être constaté sur la Figure 4.6 que l'accumulation de l'endommagement total dans la première étape est plus rapide à la condition environnementale 82°C/Sec, suivie par les deux conditions TA/Hum et 82°C/Hum, qui sont presque coïncidentes, et enfin par la condition TA/Sec. En revanche, dans la deuxième étape l'ordre d'accumulation de l'endommagement total par condition environnementale est inversé.

4.4.2 Module sécant comme mesure de l'endommagement du matériau

L'utilisation du module sécant conduit aux fonctions de l'endommagement fatigue (D_f) suivantes. Ces fonctions incluent seulement l'effet de l'endommagement du matériau :

Le remplacement des équations (4.6) et (4.7) et de l'équation (4.8) de la dégradation du module sécant respectivement dans l'équation (4.10) conduit aux fonctions de l'endommagement fatigue (D_f) suivantes. Ces fonctions incluent seulement l'effet de l'endommagement du matériau.

Pour la condition TA/Sec :

$$D_f = n^{-1.082r + 1.463} \quad (4.15)$$

Pour la condition TA/Hum :

$$D_f = n^{1.517r - 0.306} \quad (4.16)$$

Pour les conditions 82°C/Sec et 82°C/Hum :

$$D_f = n \quad (4.17)$$

où tous les termes sont définis comme précédemment.

L'accumulation de l'endommagement fatigue et le taux d'endommagement fatigue en fonction du nombre de cycles normalisé dans différentes conditions hygrothermiques et à 50 %, 55 % et 60 % de la RUT sont représentés sur la Figure 4.7, où il est possible d'observer que l'accumulation de l'endommagement fatigue aux conditions environnementales TA/Sec et TA/Hum peut être divisé en deux étapes. Dans la première étape (0-24% de la durée de vie en fatigue), l'accumulation de l'endommagement fatigue augmente rapidement. Dans la deuxième étape, l'accumulation de l'endommagement fatigue augmente progressivement jusqu'au début de la propagation de la délamination. D'autre part, dans les conditions environnementales 82°C/Sec et 82°C/Hum, le taux d'accumulation d'endommagement fatigue était constante.

En outre, on peut remarquer que l'accumulation de l'endommagement fatigue dans la première étape est plus rapide à la condition TA/Hum, suivi par la condition TA/Sec, et enfin par les conditions 82°C/Sec et 82°C/Hum, qui sont coïncidentes. En revanche, dans la deuxième étape, l'ordre d'accumulation de l'endommagement fatigue par condition environnementale est inversé.

Les équations (4.11) à (4.16) représentent un modèle d'endommagement qui dépend de la contrainte. Ces équations se transforment au modèle d'endommagement de Palmgren-Miner modifiée (Miner, 1945) et au modèle de Hwang (W. Hwang & K. Han, 1986) lorsque le paramètre b_{IF} (b_{IS}) est égal à 0 et que le critère de défaillance est la rupture. D'autre part, l'équation (4.17), définissant la fonction de l'endommagement fatigue aux conditions 82°C/Sec et 82°C/Hum, représente la même règle d'endommagement linéaire de Palmgren-Miner (Miner, 1945; Palmgren, 1959). Vu l'allure des courbes des Figures 4.6 et 4.7, on peut noter qu'en utilisant le module fatigue par rapport au module sécant, les tendances sont inversées en fonction de la température d'essai (TA ou 82°C) de l'effet du fluage. Par conséquent, nous pouvons considérer le module sécant comme meilleur paramètre pour évaluer l'accumulation de l'endommagement, d'autant plus que ces modèles d'endommagement sont utilisés pour la simulation numérique.

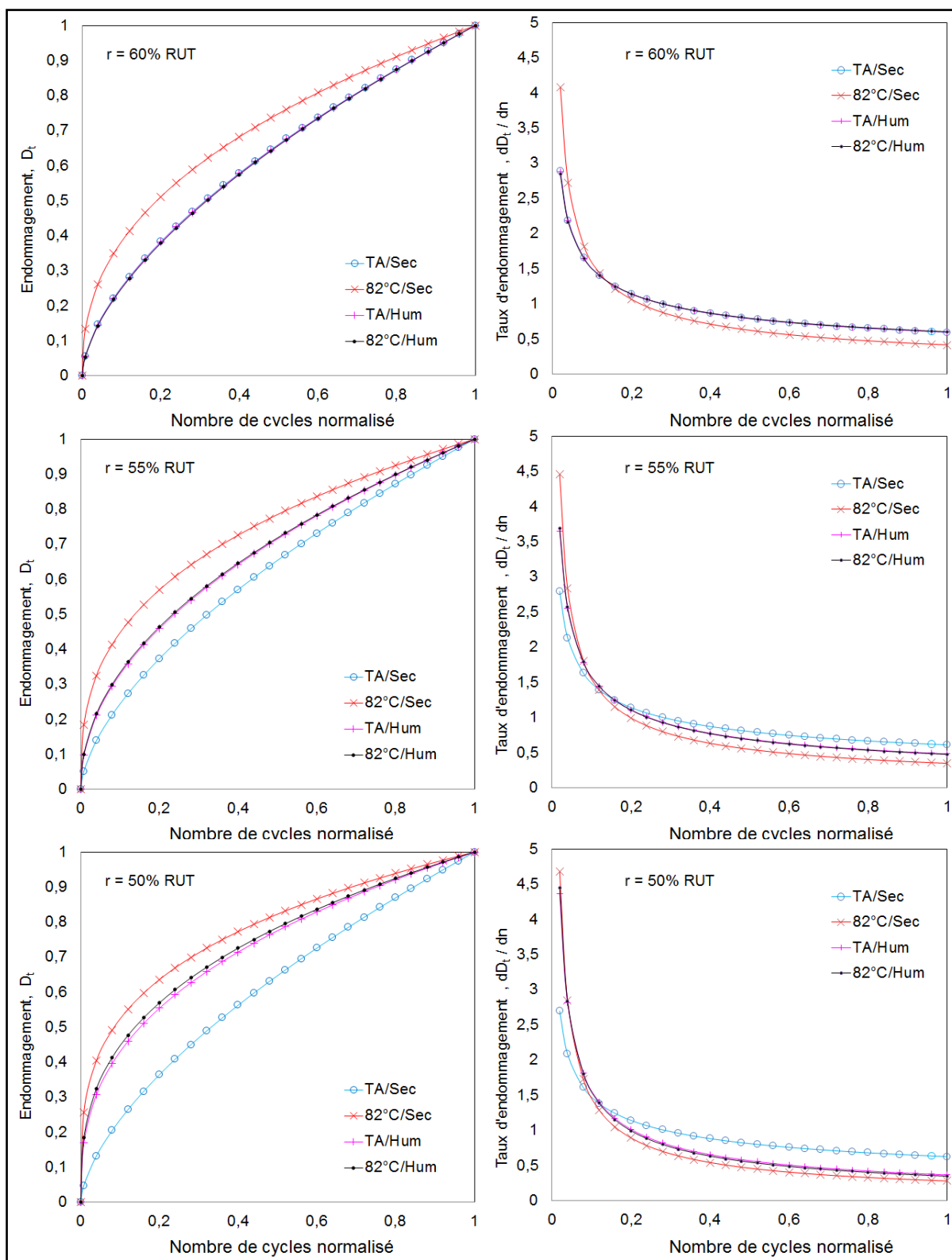


Figure 4.6 Endommagement total et taux d'endommagement total versus le nombre de cycles normalisé dans différentes conditions hygrothermiques

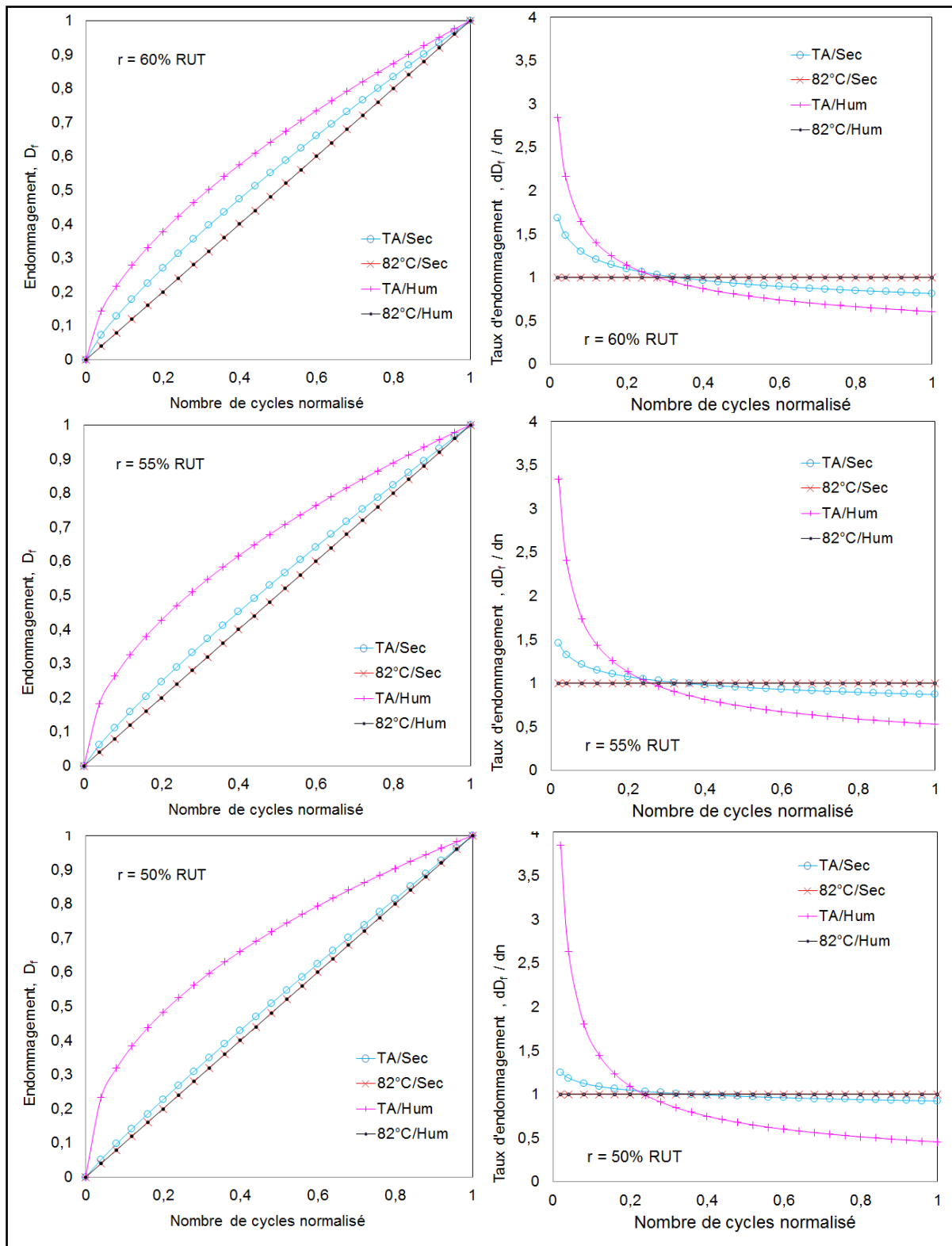


Figure 4.7 Endommagement fatigue et taux d'endommagement fatigue versus nombre de cycles normalisé dans différentes conditions hygrothermiques

4.5 Bilan du chapitre

Ce chapitre a pour objectif de proposer un modèle phénoménologique empirique de l'effet des conditions hygrothermiques sur le comportement en fatigue des composites stratifiés carbone/époxy quasi isotropes avec un défaut interne de délamination à la fréquence de chargement de 7 Hz.

Ainsi, le post traitement de données générées dans les essais de fatigue a permis d'évaluer la dégradation de rigidité des éprouvettes en utilisant deux concepts de mesure, soit les mesures du module fatigue et du module sécant. En effet, l'évolution de la rigidité résiduelle suit l'allure d'une fonction puissance de la durée de vie en fatigue. Fondé sur cette approche, un modèle phénoménologique d'accumulation de l'endommagement des composites stratifiés soumis à différentes conditions hygrométriques a été proposé.

Les résultats de ce chapitre font l'objet d'une partie de l'article de journal intitulé «*Experimental investigation and phenomenological modelling of hygrothermal effect on tensile fatigue behavior of carbon/epoxy plain weave laminates* » (M Khay et al., 2018).

Maintenant qu'un modèle d'endommagement en fatigue des matériaux composites tissés soumis à différentes conditions hygrothermiques à la fréquence de chargement de 7 Hz a été proposé, nous allons utiliser la méthode des éléments finis pour effectuer des simulations numériques à l'échelle mésoscopique des composites stratifiés tissés taffetas pour prédire leurs propriétés mécaniques.

CHAPITRE 5

MODÉLISATION PAR ÉLÉMENTS FINIS À L'ÉCHELLE MÉSCOPIQUE DU COMPOSITE STRATIFIÉ TISSÉ [45/0/-45/90],

5.1 Introduction

De façon générale, la détermination des propriétés mécaniques des matériaux composites peut être réalisée en utilisant différentes méthodes qui peuvent être classés en méthodes analytiques, semi-analytiques ou numériques (Bacarreza, Wen, & Aliabadi, 2015). Parmi ces méthodes, l'approche numérique est la plus adaptée à l'architecture complexe des matériaux composites textiles. Elle est fondée sur la cellule unitaire représentative (CUR) et la technique de l'homogénéisation.

Plusieurs travaux ont été réalisés pour déterminer les propriétés mécaniques des matériaux composites textiles en utilisant l'approche numérique (E. Barbero, Lonetti, & Sikkil, 2005; E. Barbero, Trovillion, Mayugo, & Sikkil, 2006; Carvelli & Poggi, 2001; Daggumati et al., 2010; De Carvalho, Pinho, & Robinson, 2012; El Mourid, Ganesan, Brochu, & Lévesque, 2016; Kowalczyk, 2016; Nimdum, 2009; Potluri & Manan, 2007; Rahali, Goda, & Ganghoffer, 2016; Sokolova; Stier, Simon, & Reese, 2015; Tabatabaei, Lomov, & Verpoest, 2014; Wang et al., 2017; Whitcomb & Srengan, 1996; Xu, Zhang, & Zhang, 2015).

L'objectif de ce chapitre est de réaliser, par la méthode des éléments finis, des simulations numériques à l'échelle mésoscopique des composites stratifiés tissés taffetas pour prédire de leurs propriétés mécaniques en utilisant la technique d'homogénéisation. À cette fin, nous allons utiliser le logiciel commercial ANSYS APDL pour la génération de la géométrie, du maillage, et pour les calculs.

Dans un premier temps, nous allons tracer un bref portrait sur le cadre théorique de la technique d'homogénéisation périodique, suivi de la modélisation du modèle géométrique de la CUR du composite stratifié tissé [45/0/-45/90]_s. Ensuite, nous présenterons les conditions aux limites et de périodicité du modèle numérique de la CUR ainsi que le maillage utilisé. Enfin, les résultats obtenus seront présentés, ainsi qu'une validation de la CUR du stratifié.

Dans le cadre de cette l'étude, nous nous intéressons particulièrement au comportement élastique linéaire du composite stratifié tissé [45/0/-45/90]_s.

5.2 Cadre théorique

5.2.1 Loi de comportement élastique linéaire

5.2.1.1 Formulation en rigidité

Un matériau possède un comportement élastique linéaire s'il existe une relation linéaire entre le tenseur des contraintes et le tenseur des déformations (loi de Hooke généralisée) :

$$[\sigma] = C[\varepsilon] \quad (5.1)$$

Un matériau anisotrope ne présente aucune symétrie élastique. Il peut être caractérisé par 21 constantes élastiques indépendantes, tel qu'illustré dans l'équation (5.2).

$$\begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{13} \\ \sigma_{12} \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & C_{14} & C_{15} & C_{16} \\ & C_{22} & C_{23} & C_{24} & C_{25} & C_{26} \\ & & C_{33} & C_{34} & C_{35} & C_{36} \\ & & & C_{44} & C_{45} & C_{46} \\ & Sym. & & & C_{55} & C_{56} \\ & & & & & C_{66} \end{bmatrix} \begin{pmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ 2\varepsilon_{23} \\ 2\varepsilon_{13} \\ 2\varepsilon_{12} \end{pmatrix} \quad (5.2)$$

où σ_{ij} est la contrainte ij , ε_{ij} est la déformation ij et C est la matrice de rigidité.

Un matériau orthotrope possède trois plans de symétrie perpendiculaires. Il peut être caractérisé par 9 constantes élastiques indépendantes, tel qu'illustré dans l'équation (5.3).

$$\begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{13} \\ \sigma_{12} \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ & & C_{33} & 0 & 0 & 0 \\ & & & C_{44} & 0 & 0 \\ & Sym. & & & C_{55} & 0 \\ & & & & & C_{66} \end{bmatrix} \begin{pmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ 2\varepsilon_{23} \\ 2\varepsilon_{13} \\ 2\varepsilon_{12} \end{pmatrix} \quad (5.3)$$

5.2.1.2 Formulation en souplesse

La matrice de souplesse S d'un matériau orthotrope s'exprime en fonction des modules d'élasticité et des coefficients de Poisson sous la forme :

$$\begin{pmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ 2\varepsilon_{23} \\ 2\varepsilon_{13} \\ 2\varepsilon_{12} \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{21}}{E_2} & -\frac{\nu_{31}}{E_3} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_1} & \frac{1}{E_2} & -\frac{\nu_{32}}{E_3} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{13}}{E_1} & -\frac{\nu_{23}}{E_2} & \frac{1}{E_3} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{23}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{13}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{bmatrix} \begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{13} \\ \sigma_{12} \end{pmatrix} \quad (5.4)$$

où E_i est le module de Young dans la direction i , G_{ij} est le module de cisaillement dans la direction ij et ν_{ij} est le coefficient de Poisson dans la direction ij .

La matrice de souplesse est symétrique, donc les égalités suivantes sont imposées :

$$\frac{\nu_{21}}{E_2} = \frac{\nu_{12}}{E_1}, \quad \frac{\nu_{31}}{E_3} = \frac{\nu_{13}}{E_1}, \quad \frac{\nu_{32}}{E_3} = \frac{\nu_{23}}{E_2} \quad (5.5)$$

À partir des relations de comportement des matériaux orthotropes $[\sigma] = C [\varepsilon]$ et $[\varepsilon] = S [\sigma]$, avec $S = C^{-1}$ on obtient les 9 propriétés élastiques en fonction des constantes C_{ij} de la matrice de rigidité :

$$\left\{ \begin{array}{l} E_1 = \Delta / (C_{22}C_{33} - C_{23}^2) \\ E_2 = \Delta / (C_{11}C_{33} - C_{13}^2) \\ E_3 = \Delta / (C_{11}C_{22} - C_{12}^2) \\ \nu_{12} = (C_{12}C_{33} - C_{13}C_{23}) / (C_{22}C_{33} - C_{23}^2) \\ \nu_{13} = (C_{13}C_{22} - C_{12}C_{23}) / (C_{22}C_{33} - C_{23}^2) \\ \nu_{23} = (C_{11}C_{23} - C_{12}C_{13}) / (C_{11}C_{33} - C_{13}^2) \\ G_{23} = C_{44} \\ G_{13} = C_{55} \\ G_{12} = C_{66} \\ \text{avec } \Delta = C_{11}C_{22}C_{33} - C_{11}C_{23}^2 - C_{13}^2C_{22} - C_{12}^2C_{33} + 2C_{12}C_{23}C_{13} \end{array} \right. \quad (5.6)$$

5.2.2 Technique d'homogénéisation périodique

La technique d'homogénéisation périodique vise à remplacer un matériau hétérogène par le matériau homogène équivalent caractérisé par des propriétés mécaniques effectives. Elle consiste à déterminer le comportement macroscopique du composite à partir d'une simulation par éléments finis d'une CUR de la méso-structure périodique. La procédure d'homogénéisation périodique requiert trois étapes.

Dans la première étape, la géométrie de l'entité de volume élémentaire étudiée est choisie ainsi que l'échelle de modélisation. Compte tenu de la complexité de leur architecture, les

matériaux composites à base de renforts tissés peuvent être modélisés à trois échelles différentes, soit à l'échelle macroscopique (au niveau du stratifié), l'échelle mésoscopique (au niveau des mèches de chaîne et de trame) et à l'échelle microscopique (au niveau des fibres). Pour chacune des trois échelles, des modèles homogénéisés peuvent être considérés pour représenter le matériau composite (voir Figure 5.1).

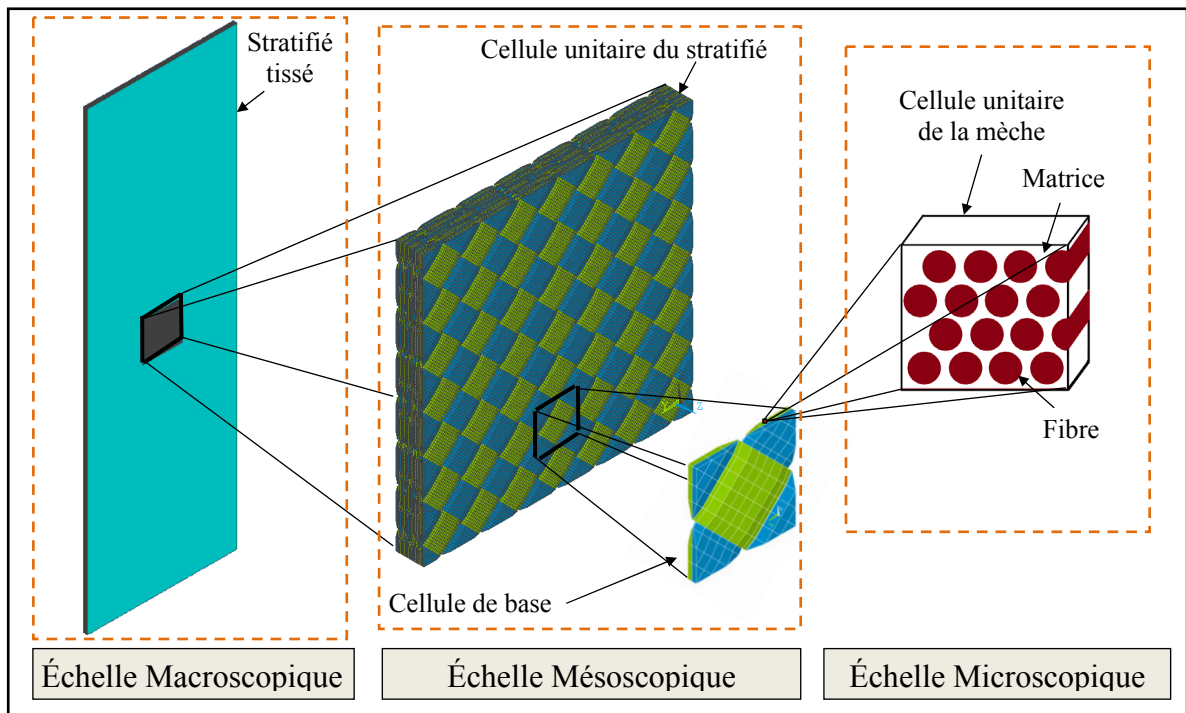


Figure 5.1 Différentes échelles de modélisation des composites à base de renforts tissés

Dans la deuxième étape, les relations entre les contraintes et les déformations globales ($\bar{\sigma}_i$, $\bar{\varepsilon}_j$), et les contraintes et déformations locales (ε_i , σ_j) sont définies par :

$$\bar{\sigma}_i = \frac{1}{V} \int_V \sigma_i dV \quad (5.7)$$

$$\bar{\varepsilon}_j = \frac{1}{V} \int_V \varepsilon_j dV \quad (5.8)$$

où V est le volume de la CUR.

Pour les matériaux composites homogènes, la relation entre la contrainte moyenne $\bar{\sigma}_i$ et la déformation moyenne $\bar{\varepsilon}_j$ est définie par :

$$\bar{\sigma}_i = C_{ij} \bar{\varepsilon}_j \quad \text{avec, } i,j=1,\dots,6 \quad (5.9)$$

Pour la résolution d'un problème d'homogénéisation périodique, l'application des conditions aux limites périodiques aux contours de la CUR considérée est nécessaire.

Pour une CUR parallélépipède de volume V et de dimensions $2a_1$, $2a_2$ et $2a_3$ sur le système de coordonnées (X,Y,Z) (voir Figure 5.2), un ensemble d'équations qui permettent d'appliquer les *Conditions aux Limites Périodiques* (CLP) sur les composants de déplacement sont utilisés (E. J. Barbero, 2013). Ces équations peuvent être intégrées dans une analyse par éléments finis en utilisant les équations de contrainte de couplage (appelées CE dans ANSYS APDL).

Pour les faces :

$$\left\{ \begin{array}{l} u_i^1 - u_i^3 - 2\varepsilon_{i1}^0 a_1 = 0 \\ u_i^2 - u_i^4 - 2\varepsilon_{i2}^0 a_2 = 0 \\ u_i^5 - u_i^6 - 2\varepsilon_{i3}^0 a_3 = 0 \end{array} \right\} \quad \text{avec, } i=1,2,3 \quad (5.10)$$

où u_i^k représente la composante du déplacement dans la direction i sur la face k et ε_{ij}^0 est la déformation dans la direction ij .

Pour les coins :

$$\left\{ \begin{array}{l} u_i^2 - u_i^8 - 2\varepsilon_{i1}^0 a_1 - 2\varepsilon_{i2}^0 a_2 - 2\varepsilon_{i3}^0 a_3 = 0 \\ u_i^1 - u_i^7 - 2\varepsilon_{i1}^0 a_1 - 2\varepsilon_{i2}^0 a_2 + 2\varepsilon_{i3}^0 a_3 = 0 \\ u_i^3 - u_i^5 - 2\varepsilon_{i1}^0 a_1 + 2\varepsilon_{i2}^0 a_2 - 2\varepsilon_{i3}^0 a_3 = 0 \\ u_i^4 - u_i^6 - 2\varepsilon_{i1}^0 a_1 + 2\varepsilon_{i2}^0 a_2 + 2\varepsilon_{i3}^0 a_3 = 0 \end{array} \right\} \quad \text{avec, } i=1,2,3 \quad (5.11)$$

où u_i^k représente la composante du déplacement dans la direction i au coin k et ε_{ij}^0 est la déformation dans la direction ij .

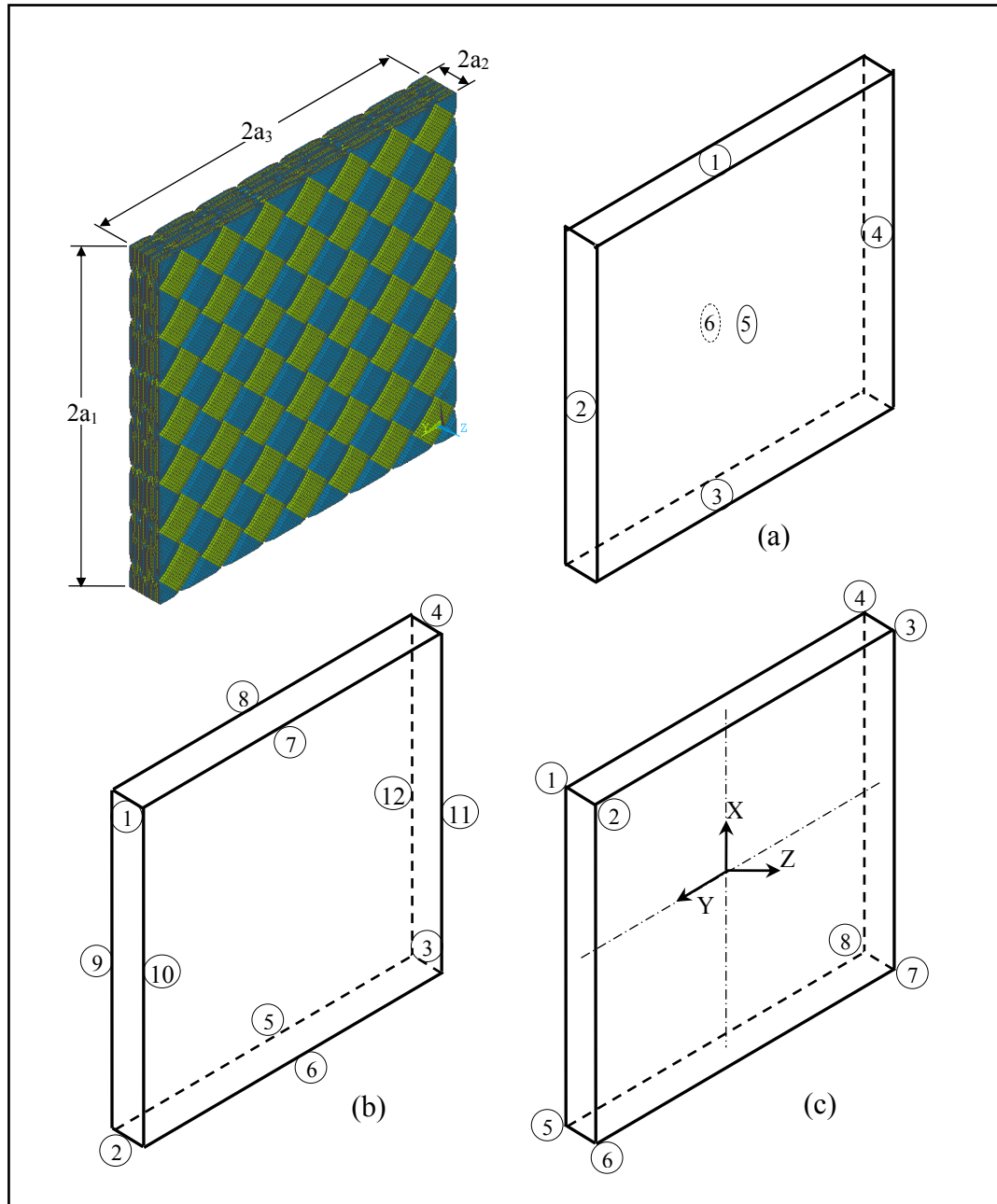


Figure 5.2 Numérotation de référence pour l'application des conditions aux limites périodiques sur un modèle d'éléments finis parallélépipédiques utilisant les équations de contrainte de couplage (CE): (a) faces, (b) arêtes, (c) coins

Pour les arêtes :

$$\left\{ \begin{array}{l} u_i^1 - u_i^3 - 2\varepsilon_{i1}^0 a_1 - 2\varepsilon_{i2}^0 a_2 = 0 \\ u_i^2 - u_i^4 + 2\varepsilon_{i1}^0 a_1 - 2\varepsilon_{i2}^0 a_2 = 0 \\ u_i^7 - u_i^5 - 2\varepsilon_{i1}^0 a_1 - 2\varepsilon_{i3}^0 a_3 = 0 \\ u_i^8 - u_i^6 - 2\varepsilon_{i1}^0 a_1 + 2\varepsilon_{i3}^0 a_3 = 0 \\ u_i^9 - u_i^{11} - 2\varepsilon_{i2}^0 a_2 + 2\varepsilon_{i3}^0 a_3 = 0 \\ u_i^{10} - u_i^{12} - 2\varepsilon_{i2}^0 a_2 - 2\varepsilon_{i3}^0 a_3 = 0 \end{array} \right\} \quad \text{avec, } i=1,2,3 \quad (5.12)$$

où u_i^k représente la composante du déplacement dans la direction i au coin k et ε_{ij}^0 est la déformation dans la direction ij .

Dans la troisième étape d'homogénéisation, les coefficients effectifs de la matrice de rigidité globale C , qui définit la relation entre les grandeurs macroscopiques $\bar{\sigma}_i$ et $\bar{\varepsilon}_j$, sont déterminés. Pour déterminer la matrice de rigidité globale C du composite, la CUR est soumise à une déformation moyenne $\bar{\varepsilon}_j$. La déformation moyenne dans la CUR est égale à la déformation appliquée. La contrainte moyenne dans le volume de la CUR est égale à la contrainte obtenue. La détermination des coefficients de la matrice de rigidité globale pour un composite de type orthotrope et d'architecture périodique nécessite la résolution des équations de six modèles élastiques de la CUR où seulement une composante de déformation est différente de zéro pour chacune des six équations.

$$C_{ij} = \bar{\sigma}_i = \frac{1}{V} \int_V \sigma_i dV = \frac{1}{V} \sum_{k=1}^{N_p} (\sigma_i)_k V_k \quad \text{avec } \bar{\varepsilon}_j = 1 \quad (5.13)$$

où $\bar{\sigma}_i$ représente le composant de contrainte homogénéisé, $(\sigma_i)_k$ et V_k sont respectivement la composante de la contrainte déterminée au point d'intégration k et le volume associé, et N_p représente le nombre total de points d'intégration dans la CUR.

5.3 Modélisation géométrique du composite stratifié tissé $[45/0/-45/90]_s$ à l'échelle mésoscopique

5.3.1 Détermination de la CUR d'un composite stratifié tissé

En raison de la périodicité de la structure du composite stratifié tissé étudié, il est possible de limiter l'étude à celle d'une cellule CUR. Au niveau d'un pli unitaire, les CURs sont simples à déterminer et le nombre de mèches constituant ne dépassent pas 4 mèches, alors que, pour un composite stratifié tissé de séquence d'empilement $[45/0/-45/90]_s$ la tâche devient plus difficile et nécessite un ajustement pour trouver la CUR optimale qui doit être composée d'un nombre minimal possible de mèches.

5.3.1.1 Extraction de la CUR des plis en axe du chargement ($0/90^\circ$)

La Figure 5.3 montre deux configurations des CURs pour un pli composite tissé taffetas dans l'axe du chargement (plis à 0° ou 90°). La première CUR (Figure 5.3a) présente l'avantage d'être symétrique par rapport à la CUR (Figure 5.3b), d'où le choix de cette CUR pour la suite de notre étude.

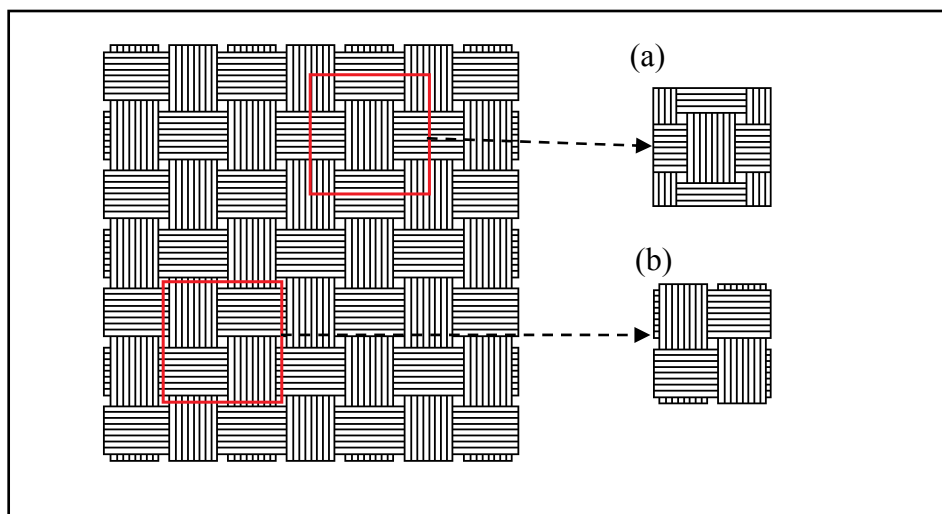


Figure 5.3 Cellule unitaire représentative d'un pli composite tissé taffetas dans l'axe du chargement (à 0° ou 90°) : (a) CUR configuration 1, (b) CUR configuration 2

5.3.1.2 Extraction de la CUR des plis hors axe de chargement ($\pm 45^\circ$)

La Figure 5.4 montre deux configurations des CURs pour un pli composite tissé taffetas hors axe du chargement (plis à $\pm 45^\circ$). La première CUR (Figure 5.4a) est symétrique par rapport aux plans diagonaux alors que la CUR (Figure 5.4b) est non symétrique. La configuration 1 est choisie dans la suite de notre étude.

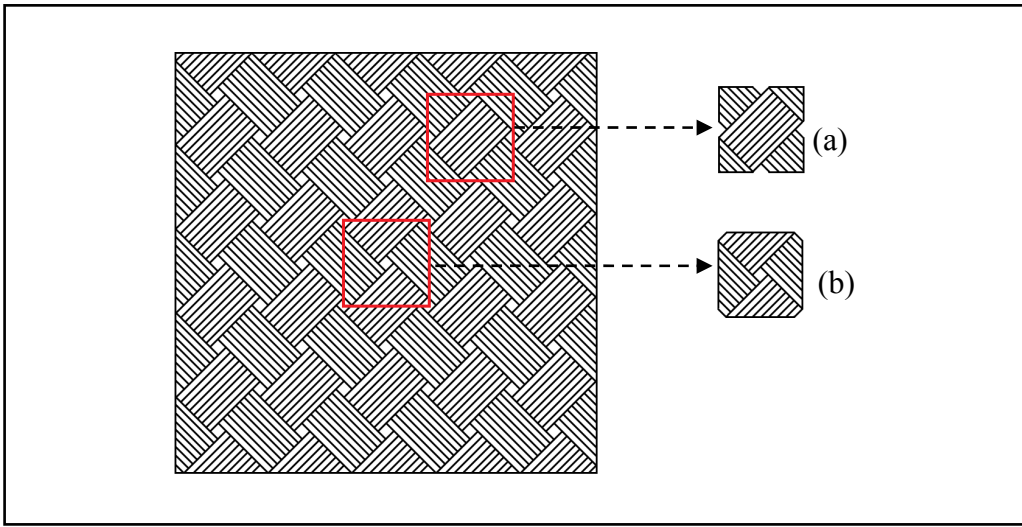


Figure 5.4 Cellule unitaire représentative d'un pli hors axe du chargement ($\pm 45^\circ$): (a) CUR configuration 1, (b) CUR configuration 2

5.3.1.3 Calcul de la CUR du composite stratifié $[45/0/-45/90]_s$

Le stratifié $[45/0/-45/90]_s$ contient 50 % de plis dans l'axe du chargement et 50 % de plis hors axe du chargement. La CUR du stratifié $[45/0/-45/90]_s$ sera donc composée de plis formés d'un ensemble de multiples carré des CURs de base des plis à 0° ou à 45° (voir Figure 5.5).

La condition d'empilement des plis 0° et 45° est donnée par :

$$LC_{0/45} = p \cdot \ell_0 = m \cdot \ell_{45} \quad (5.14)$$

où ℓ_0 , ℓ_{45} et $LC_{0/45}$ sont les longueurs des CURs des plis à 0° et 45° et du composite stratifié $[45/0/-45/90]_s$ respectivement, m et p sont des nombres entiers.

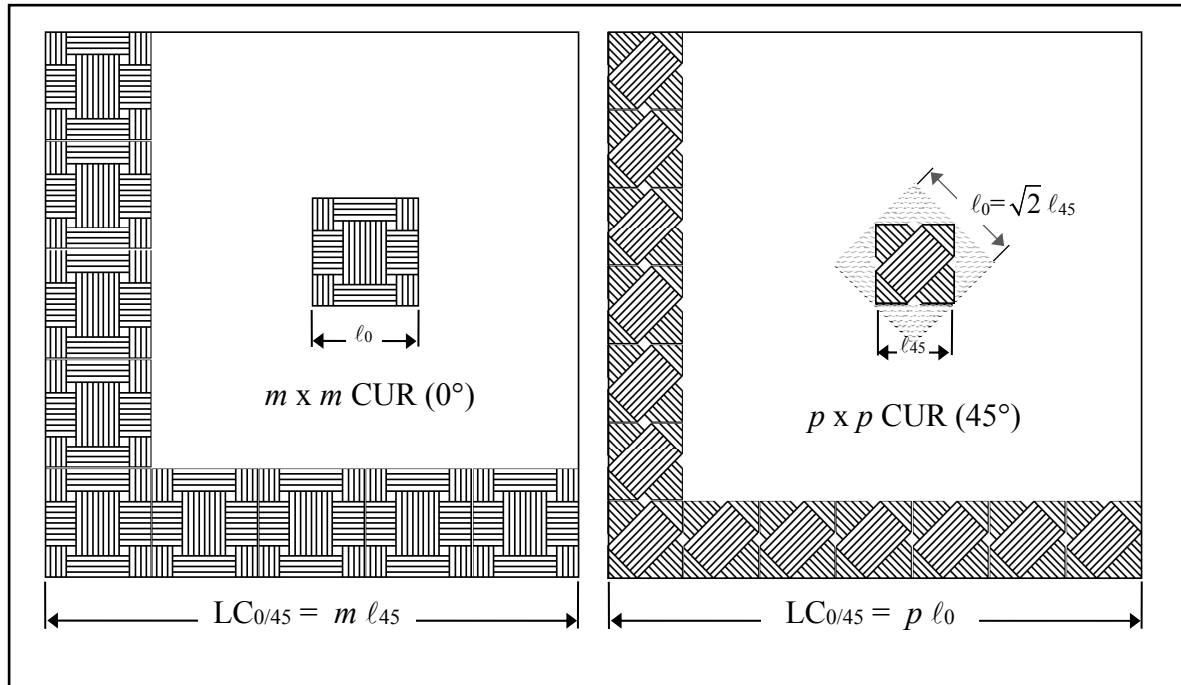


Figure 5.5 Cellule unitaire représentative d'un stratifié $[0^\circ/45^\circ]$

En remplaçant ℓ_0 par $(\sqrt{2} \ell_{45})$ dans l'équation 5.14, on obtient la relation suivante entre le nombre de répétitions par ligne et par colonnes m et n des CURs dans les plis à 0° et les plis à 45° respectivement :

$$m = \sqrt{2} p \quad (5.15)$$

Le Tableau 5.1 donne la taille des cinq plus petites combinaisons des nombres naturels (p, m) satisfaisant approximativement la condition de l'équation (5.15). Pour la suite de notre étude, le plus petit modèle sera adopté ($p=5$, $m=7$) pour la construction de la CUR du stratifié $[45/0/-45/90]_s$.

La taille de la CUR choisie est en bonne concordance avec les résultats d'autres auteurs qui ont réalisé une étude expérimentale sur la taille d'un élément de volume représentatif (RVE) des composites tissés en utilisant la corrélation d'image numérique (DIC) pour déterminer la distribution des contraintes dans l'axe et hors axe du chargement axial en traction des éprouvettes. Ils ont trouvé que la taille minimale du RVE à partir de laquelle reste indifférente à la déformation et à l'orientation de l'angle pour le composite examiné, c.-à-d. lorsque les déformations moyennes locales sont égales aux déformations globales, correspond à la surface d'un carré dont les dimensions latérales sont égales à 10 fois la largeur des mèches de fibre (Koohbor, Ravindran, & Kidane, 2017).

Tableau 5.1 Liste des cinq premiers CURs possibles du composite stratifié tissé $[45/0/-45/90]_s$

CUR du stratifié	Taille (mm²)	p	$\sqrt{2} p$	m	Différence (%)
5x5 (0°) / 7x7 (45°)	20 x 20	5	7.07	7	1.01
7x7 (0°) / 10x10 (45°)	28 x 28	7	9.90	10	1.02
10x10 (0°) / 14x14 (45°)	40 x 40	10	14.14	14	1.01
12x12 (0°) / 17x17 (45°)	48 x 48	12	16.97	17	0.17
14x14 (0°) / 20x20 (45°)	56 x 56	14	19.80	20	1.02

Puisque le nombre de répétitions des CURs à 45°, m nécessite d'être un nombre naturel, une petite modification de la géométrie de base sera adoptée (voir le paragraphe 5.3.2) afin de récupérer la différence de 1 % entre les longueurs des plis à 0° et à 45° nécessaire pour satisfaire à la condition de l'équation (5.15).

5.3.2 Modèle géométrique de la CUR

Une CUR à l'échelle mésoscopique d'un pli de composite tissé taffetas (d'armure toile) est composé de mèches croisées et interlacées, qui sont entourées de matrice pure. Les mèches sont supposées avoir des propriétés (transversalement isotropes) similaires à un pli de composite unidirectionnel (UD) alors que la matrice est supposée avoir des propriétés isotropes.

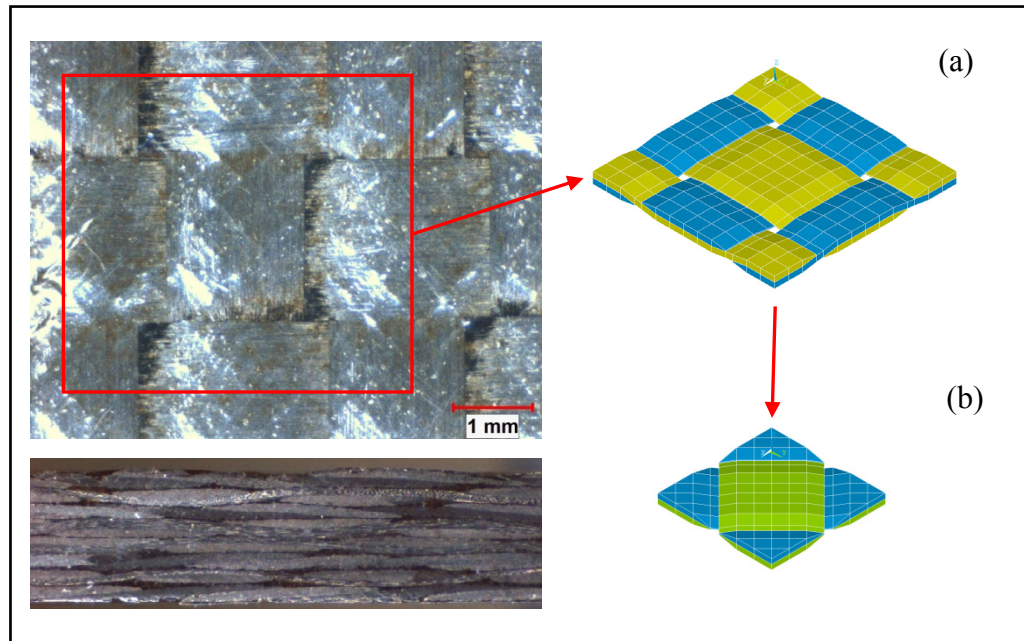


Figure 5.6 Géométrie adoptée de la CUR de base d'un pli composite tissé taffetas : (a) dans l'axe du chargement (plis à 0° ou 90°); (b) hors axe du chargement (plis à $\pm 45^\circ$)

La Figure 5.6 montre l'architecture mésoscopique d'un pli de composite tissé taffetas dans l'axe du chargement (plis à 0° ou 90°) et hors axe du chargement (plis à $\pm 45^\circ$). Le modèle géométrique de la CUR et d'un pli de composite tissé taffetas a été tracé à partir de mesures prises sur des micrographies du composite stratifié. Le modèle géométrique des mèches utilisé est décrit avec précision à la Figure 5.7 et les valeurs de données des dimensions sont fournies au Tableau 5.2.

La forme elliptique des mèches a été approchée par un rectangle avec deux trapèzes isocèles aux extrémités de telle façon que le contact entre les trames et les chaînes du même pli soit parfait et complet. La géométrie des mèches trames est supposée semblable à celle des mèches chaînes.

La géométrie des mèches des plis dans l'axe du chargement (plis à 0° ou à 90°) est pareille à celle des mèches hors axe du chargement (plis à $\pm 45^\circ$) sauf pour la cote b_0 qui est égale à

1.22 mm pour les plis dans l’axe du chargement, alors qu’elle est égale à 1.24 mm pour les plis hors axe du chargement (c.-à-d. une différence de 0.02 mm ou 1 % de $\ell_0=1.98$ mm).

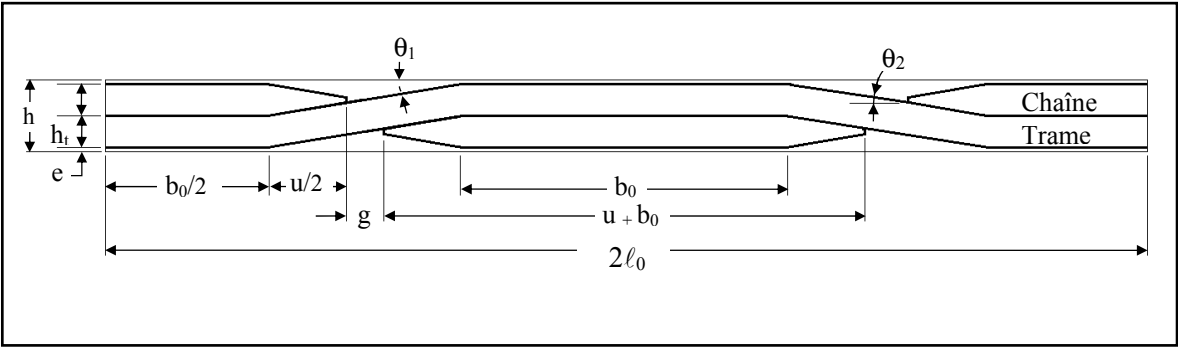


Figure 5.7 Géométrie interne adoptée et dimensions des mèches

Tableau 5.2 Données des dimensions en mm de la géométrie de base

h	h₁	ℓ₀	g	u	e	b₀	b₄₅	θ₁	θ₂
0.26	0.12	1.98	0.15	0.61	0.01	1.22	1.24	9.3°	7.5°

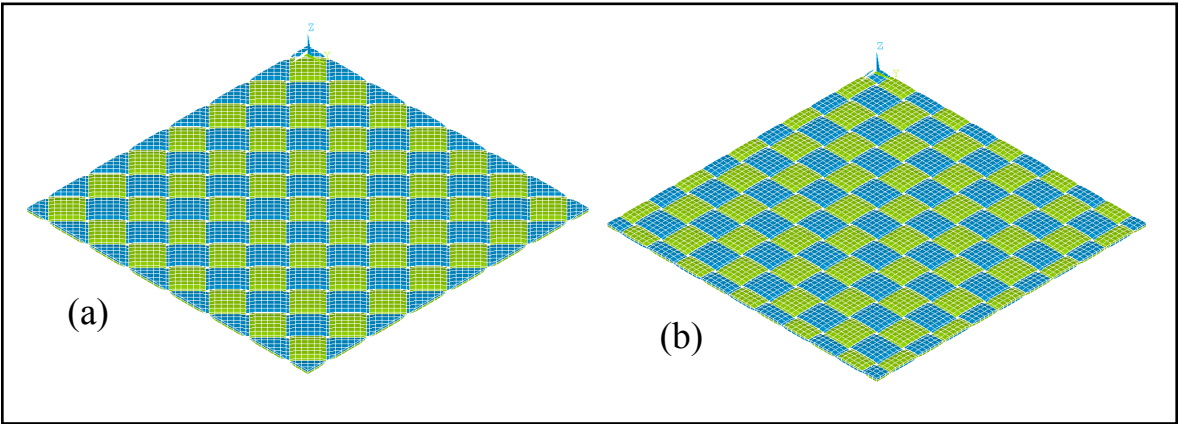


Figure 5.8 Géométrie globale de la CUR par pli du composite tissé taffetas : (a) dans l'axe du chargement (à 0° ou 90°) ; (b) hors axe du chargement (à ±45°)

La Figure 5.8 montre les modèles géométriques 3D des mèches des CURs des plis d'un composite tissé taffetas dans l'axe du chargement (plis à 0° ou à 90°) et hors axe du chargement (plis à $\pm 45^\circ$) à l'échelle de la CUR du composite stratifié $[45/0/-45/90]_s$.

5.3.3 Propriétés du matériau

Les propriétés du matériau des mèches varient le long de l'orientation de la courbe des mèches dans la CUR. Par conséquent, les orientations du matériau des éléments des mèches sont faites de façon à suivre la courbe des mèches en utilisant l'option d'orientation du matériau. La direction X est la direction des fibres dans la mèche, alors que la direction Y est la direction transversale de la mèche. Tandis que la direction Z est la direction de l'épaisseur (voir Figure 5.9). Les propriétés du matériau composite UD transversalement isotrope G40-800/Cycom 5276-1 de Cytec sont attribuées aux éléments des mèches et les propriétés du matériau isotrope Cycom 5276-1 sont attribuées aux éléments de matrice (voir Tableaux 5.3 et 5.4).

Tableau 5.3 Propriétés mécaniques des mèches

Propriété	G40-800/Cycom 5276-1
Module d'élasticité longitudinal E_1 (GPa) ²	155.13
Module d'élasticité transversal E_2 (GPa) ³	9.1
Module de cisaillement G_{12} (GPa) ²	4.83
Coefficient de Poisson ν_{12} ³	0.3

Tableau 5.4 Propriétés mécaniques de la matrice
(Marouene et al., 2016)

Propriété	Cycom 5276-1
Module d'élasticité longitudinal E (GPa)	3.7
Coefficient de Poisson ν	0.3

² (Cytek, 2012)

³ (Marouene, Boukhili, Chen, & Yousefpour, 2016)

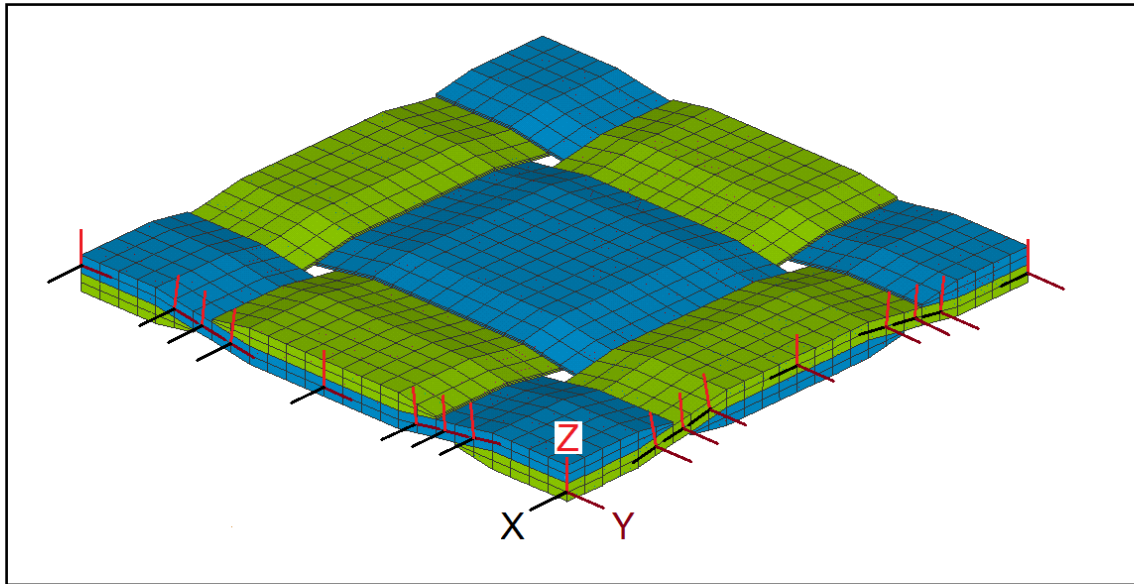


Figure 5.9 Orientation des repères locaux des propriétés mécaniques dans les mèches

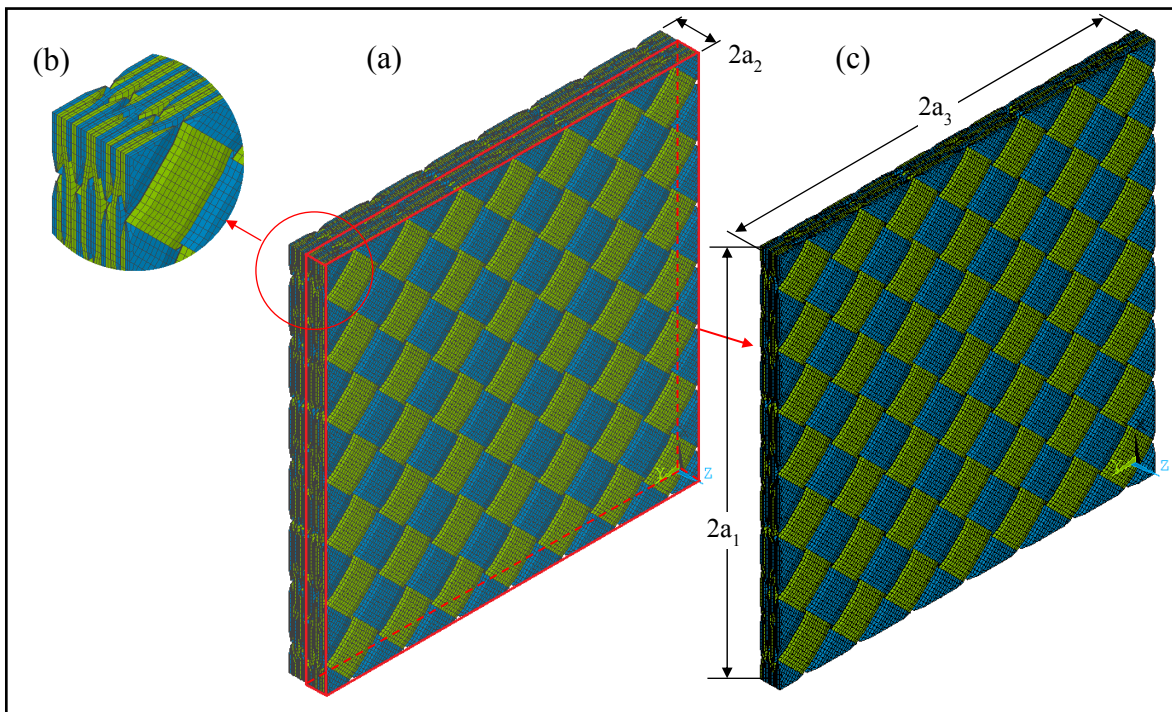


Figure 5.10 Maillage des mèches : (a) mèches de la CUR du stratifié en complet, (b) détail du maillage des mèches, (c) mèches de la CUR modélisée

5.4 Modélisation numérique de la CUR du composite stratifié tissé [45/0/-45/90]_s

Pour étudier le comportement élastique des composites stratifiés tissés taffetas, une analyse par éléments finis tridimensionnelle a été utilisée. En raison de la symétrie dans le sens de l'épaisseur de la CUR du stratifié [45/0/-45/90]_s, seulement la moitié de la CUR a été modélisée (voir Figure 5.10).

À cause des contraintes de temps de calcul, seulement les propriétés $E_1 = E_2$, E_3 , ν_{12} , G_{12} , seront analysées, donc, 4 études de cas de chargement sur 6 seront étudiées (c.-à-d. les colonnes 1, 2, 3 et 6 de la matrice de rigidité seront déterminées).

5.4.1 Conditions aux limites et de périodicité

Des conditions aux limites symétriques sur le composant du déplacement u en Z sont assignées aux nœuds sur la surface dans l'épaisseur pour tous les cas de chargements (plan XY , voir Figure 5.10) :

$$u_z(x, y, 0) = 0 \quad \forall x \in [-a_1, a_1] \quad \text{et} \quad \forall y \in [-a_2, a_2] \quad (5.16)$$

La Figure 5.11 illustre les quatre cas étudiés pour l'extraction des constantes élastiques C_{ij} de la matrice de rigidité homogène de la CUR modélisée.

Pour les cas 1, 2 et 4, les conditions aux limites périodiques sur les composants du déplacement u en X et Y suivantes sont assignées aux faces et aux arêtes ($i=X, Y$).

Pour les faces :

$$\begin{aligned} u_i(a_1, y, z) - u_i(-a_1, y, z) - 2\varepsilon_{i1}^0 a_1 &= 0 \quad \forall y \in [-a_2, a_2] \quad \text{et} \quad \forall z \in [0, a_3] \\ u_i(x, a_2, z) - u_i(x, -a_2, z) - 2\varepsilon_{i2}^0 a_2 &= 0 \quad \forall x \in [-a_1, a_1] \quad \text{et} \quad \forall z \in [0, a_3] \end{aligned} \quad (5.17)$$

Pour les arêtes :

$$\begin{aligned} u_i(a_1, a_2, z) - u_i(-a_1, -a_2, z) - 2\varepsilon_{i1}^0 a_1 - 2\varepsilon_{i2}^0 a_2 &= 0 \quad \forall z \in [0, a_3] \\ u_i(-a_1, a_2, z) - u_i(a_1, -a_2, z) + 2\varepsilon_{i1}^0 a_1 - 2\varepsilon_{i2}^0 a_2 &= 0 \quad \forall z \in [0, a_3] \end{aligned} \quad (5.18)$$

Pour le 3^{ème} cas (chargement dans la direction de la symétrie), les équations des conditions aux limites périodiques sont :

$$\begin{aligned} u_y(x, a_2, z) = u_y(x, -a_2, z) &= 0 \quad \forall x \in [-a_1, a_1] \quad \text{et} \quad \forall z \in [0, a_3] \\ u_x(a_1, y, z) = u_x(-a_1, y, z) &= 0 \quad \forall y \in [-a_2, a_2] \quad \text{et} \quad \forall z \in [0, a_3] \\ u_z(x, y, a_3) &= a_3 \quad \forall x \in [-a_1, a_1] \quad \text{et} \quad \forall y \in [-a_2, a_2] \end{aligned} \quad (5.19)$$

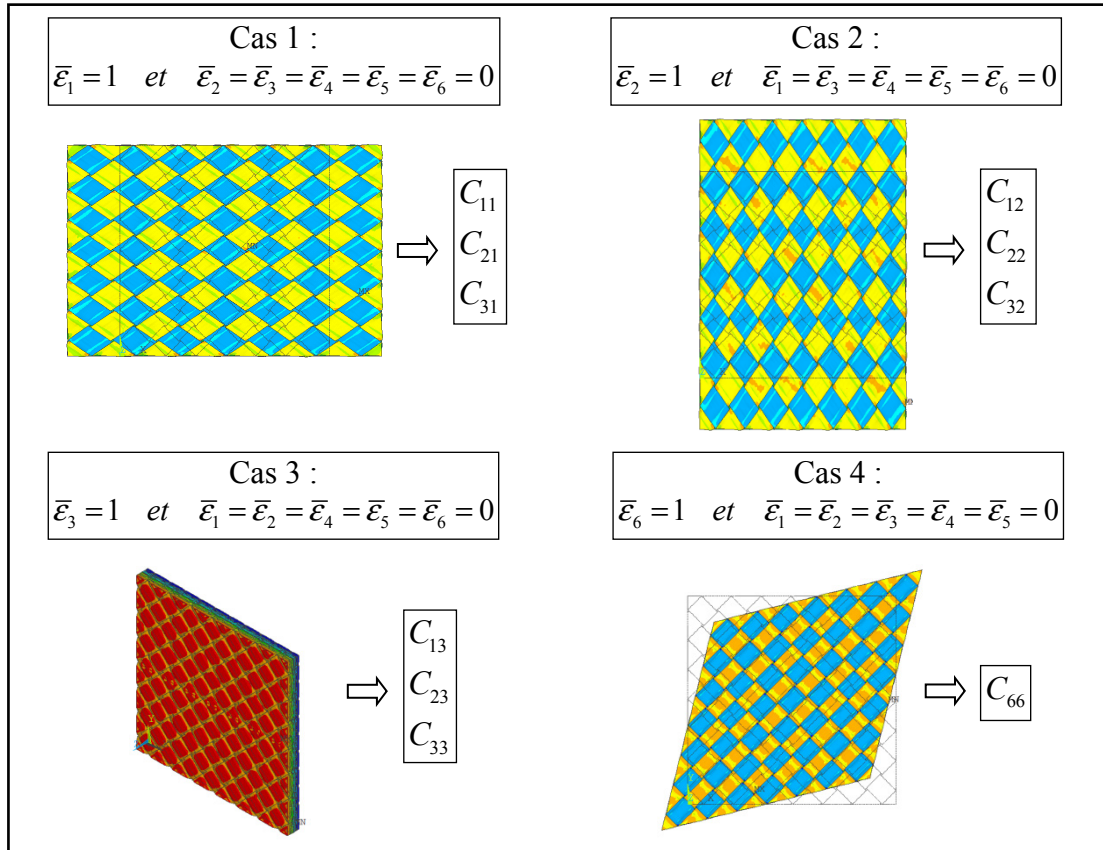


Figure 5.11 Cas de chargement étudiés pour l'extraction des constantes élastiques C_{ij} de la matrice de rigidité de la CUR du stratifié

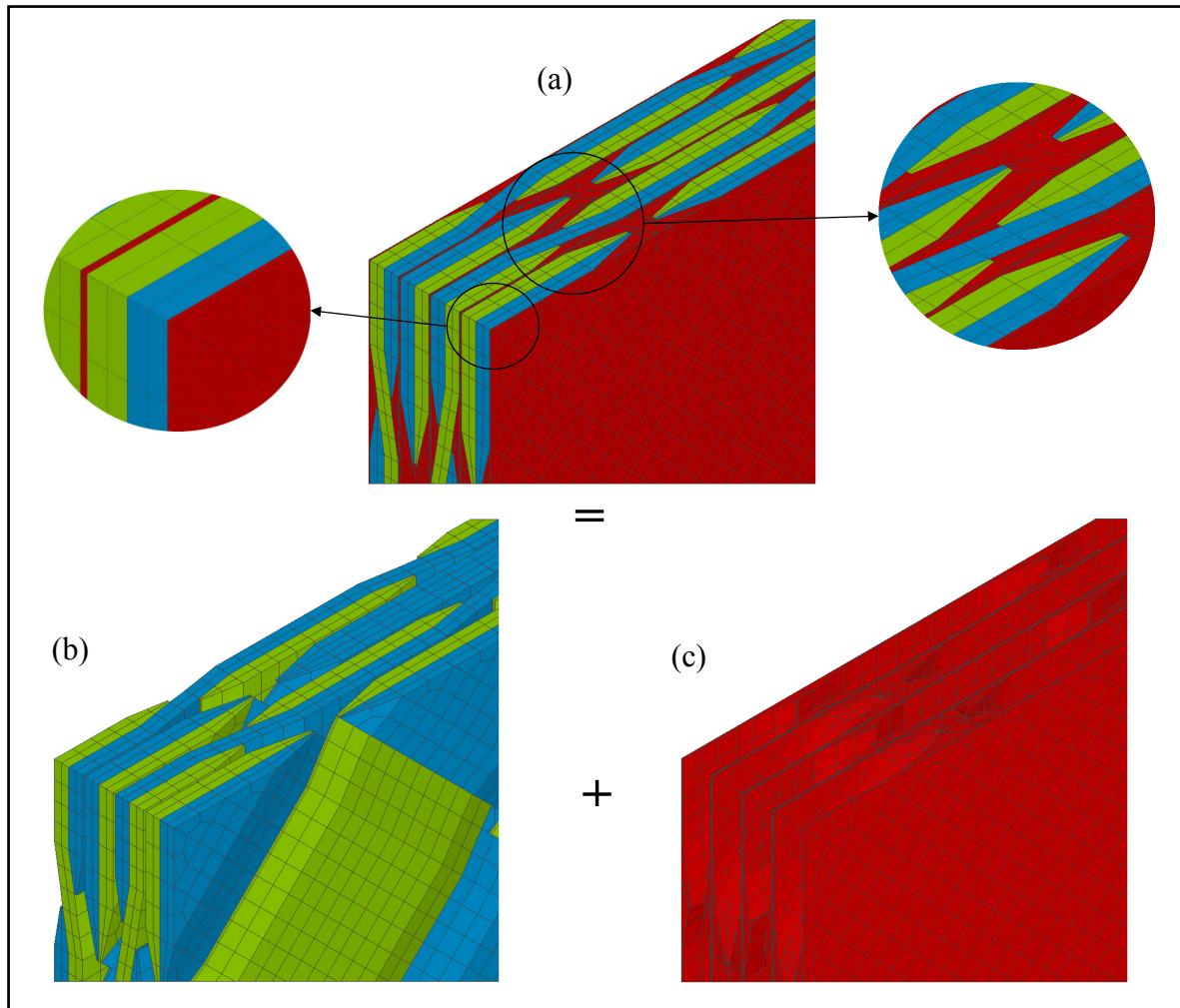


Figure 5.12 Maillage de la CUR du composite stratifié tissé $[45/0/-45/90]_s$: (a) CUR du stratifié complet, (b) Mèches, (c) Matrice

5.4.2 Maillage

Le modèle géométrique de la CUR du composite stratifié tissé $[45/0/-45/90]_s$ est maillé avec le préprocesseur du logiciel commercial d'éléments finis (Ansys APDL). Les mèches ont été maillées par des éléments solides tridimensionnels (SOLID186) qui présentent un comportement de déplacement quadratique et qui sont définis par 20 nœuds ayant trois degrés de liberté par nœud (les translations dans les directions nodales x, y et z). Ils sont utilisés sous leur aspect solide structurel homogène.

La matrice a été maillée en partie par balayage des éléments des mèches dans la mesure du possible avec des éléments (SOLID186) et pour le reste de la géométrie de la matrice des éléments solides tridimensionnels (SOLID187) ont été utilisés. Ces derniers ont aussi un comportement de déplacement quadratique et ils sont définis par 10 nœuds ayant trois degrés de liberté à chaque nœud (les translations dans les directions nodales x, y et z) (voir Figure 5.12).

Une mince couche de matrice a été ajoutée entre les différents plis de la CUR du composite stratifié afin d'assurer la liaison entre les éléments des plis à 0° à ceux des plis à 45° (voir Figure 5.12c).

Pour représenter le contact et le glissement entre les surfaces tridimensionnelles définies par les fissures transversales dans les mèches et les méta-délaminations entre les mèches chaîne et trame, des éléments de contacts (TARGE170) et (CONTA174) sont utilisés.

5.4.3 Propriétés mécaniques de la CUR du composite stratifié et sensibilité du maillage

5.4.3.1 Taille des éléments

Une étude de convergence a été effectuée sur le quart de la CUR du composite stratifié $[45/0/-45/90]_s$ en supposant que la CUR est symétrique dans les directions x et y. Certes, les plis à $\pm 45^\circ$ dans la CUR du stratifié ne sont pas symétriques, mais pour pouvoir raffiner le maillage une diminution de la taille est nécessaire puisqu'avec la taille choisie des éléments de la CUR adoptée, les limites du matériel informatique ont été atteintes.

Une comparaison des résultats obtenus par le modèle complet sans considération de symétrie dans les directions x et y et le modèle réduit au quart est présentée dans le Tableau 5.5. L'écart entre les résultats obtenus par les deux modèles types d'éléments est 0.6 % pour le module de Young E_1 , 6 % pour le module E_3 , 5.4 % pour G_{12} et 1.6 % pour le coefficient de poisson ν_{12} .

Tableau 5.5 Comparaison des propriétés mécaniques obtenues en adoptant le modèle complet et son quart

Propriétés mécaniques	Modèle complet Symétrie / z	¼ du modèle Symétrie / x, y et z	Erreur (%)
E_1 (MPa)	41752	41502	0.6
E_3 (MPa)	6583	6188	6
ν_{12}	0.311	0.294	5.4
G_{12} (MPa)	15788	16035	-1.6

La Figure 5.13 montre les différents maillages utilisés pour l'étude de la convergence. Le maillage le plus raffiné comprend 547300 éléments SOLID186 et 557300 éléments SOLID187 (2993000 nœuds). Le maillage le moins raffiné contient 72330 éléments SOLID186 et 109300 éléments SOLID187 (434800 nœuds).

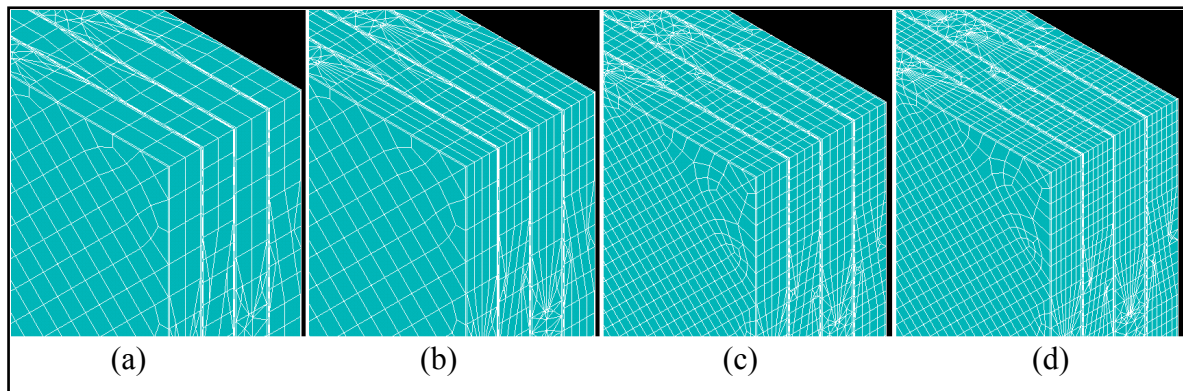


Figure 5.13 Maillage étudiés pour la convergence

Le Tableau 5.6 présente les résultats obtenus pour les quatre maillages étudiés. En effet, doubler le nombre d'éléments en épaisseur des mèches produit une déviation de 0.08 % pour le module de Young E_1 , une déviation de 0.90 % pour le module E_3 , une déviation de 0.12 % pour G_{12} et une déviation de 0.14 % pour le coefficient de poisson ν_{12} . Alors que le fait de doubler le nombre d'éléments en épaisseur, en largeur et en longueur des mèches produit une déviation de 0.35 % pour le module de Young E_1 , une déviation de 5.47 % pour le module E_3 , une déviation de 0.41 % pour G_{12} et une déviation de 0.25 % pour le coefficient de poisson ν_{12} . Tandis que, le fait de tripler le nombre d'éléments en épaisseur et doubler les éléments en

largeur et en longueur des mèches produit une déviation de 0.38 % pour le module de Young E_1 , une déviation de 6.04 % pour le module E_3 , une déviation de 0.44 % pour G_{12} et une déviation de 0.26 % pour le coefficient de poisson ν_{12} .

Dans la suite de notre étude, le choix du maillage sera porté sur les deux modèles a ou b en complet, c.-à-d. sans considération de symétrie dans les directions x et y. Le Tableau 5.7 montre les résultats de la comparaison des propriétés mécaniques des modèles a et b de la CUR complète en fonction du nombre des éléments en épaisseur des mèches. En effet, doubler le nombre d'éléments en épaisseur des mèches produit une déviation de 0.12 % pour le module de Young E_1 , une déviation de 1.1 % pour le module E_3 , une déviation de 0.12 % pour G_{12} et une déviation de 0.05 % pour le coefficient de poisson ν_{12} .

Tableau 5.6 Propriétés mécaniques des CURs des composites stratifiés
en fonction du maillage

Propriétés mécaniques	Taille du maillage			
	a	b	c	d
E_1 (MPa)	41537	41502	41390	41379
E_3 (MPa)	6244	6188	5903	5867
ν_{12}	0.294	0.294	0.295	0.295
G_{12} (MPa)	16053	16035	15987	15982
Nb. éléments SOLIS186	72330	118044	415935	547255
Nb. éléments SOLID187	109216	129666	548565	557308
Nb. de Nœuds	434770	646481	2464100	2993094

Tableau 5.7 Comparaison des propriétés mécaniques de la CUR complète du stratifié
versus nombre des éléments en épaisseur des mèches

Propriétés mécaniques	1 x SOLID186 (modèle a en complet)	2 x SOLID186 (modèle b en complet)	Erreur (%)
E_1 (MPa)	41800	41752	0.12
E_3 (MPa)	6656	6583	1.10
ν_{12}	0.311	0.311	0.05
G_{12} (MPa)	15808	15788	0.12

5.4.3.2 Type d'éléments

Pour le choix du type des éléments, une étude a été effectuée en utilisant des éléments quadratiques SOLID186 et non quadratiques SOLID185.

Le Tableau 5.8 présente les résultats obtenus en utilisant les deux types d'éléments pour les deux maillages a et b. La déviation entre les résultats obtenus par les deux types d'éléments reste inférieure à 1 % pour toutes les propriétés mécaniques sauf pour le module E_3 , pour lequel l'erreur avoisine 9.4 %. Donc, pour la suite de notre étude seulement les éléments quadratiques seront considérés.

Tableau 5.8 Comparaison des propriétés mécaniques de la CUR complète versus le type d'élément choisi

Propriétés mécaniques	2 Éléments Solid186	2 Éléments Solid185	Erreur (%)	1 Élément Solid186	1 Élément Solid185	Erreur (%)
E_1 (MPa)	41752	41996	0.6	41800	42028	0,5
E_3 (MPa)	6583	7205	9.4	6656	7228	8,6
ν_{12}	0.311	0.310	0.4	0,311	0,310	0,4
G_{12} (MPa)	15788	15921	0.8	15808	15928	0,8

5.4.3.3 Stabilité de la CUR

Pour vérifier la stabilité de la CUR du composite stratifié tissé $[45/0/-45/90]_s$, quatre des plus petits modèles numériques respectant la condition citée au paragraphe 5.3.1.3 ont été réalisés (voir Figure 5.14). Vu la taille des CURs, la symétrie sur les trois directions x, y, et z est considérée et l'étude de sensibilité est limitée au quart des CURs étudiées.

Le Tableau 5.9 présente les résultats obtenus pour les quatre tailles des modèles étudiés. En effet, en comparant les résultats, l'écart entre le plus petit CUR et les autres plus grands ne dépasse pas 0.9 % pour le module E_1 , 1.7 % pour E_3 , 3.5 % pour ν_{12} , et 0.1 % pour G_{12} .

Tableau 5.9 Propriétés mécaniques des CURs de différentes tailles

Propriétés mécaniques	CUR 14/20	CUR10/14	CUR7/10	CUR5/7
E_1 (MPa)	41901	41836	41687	41537
E_3 (MPa)	6302	6350	6297	6244
ν_{12}	0.304	0.303	0.297	0.294
G_{12} (MPa)	16066	16052	16067	16053

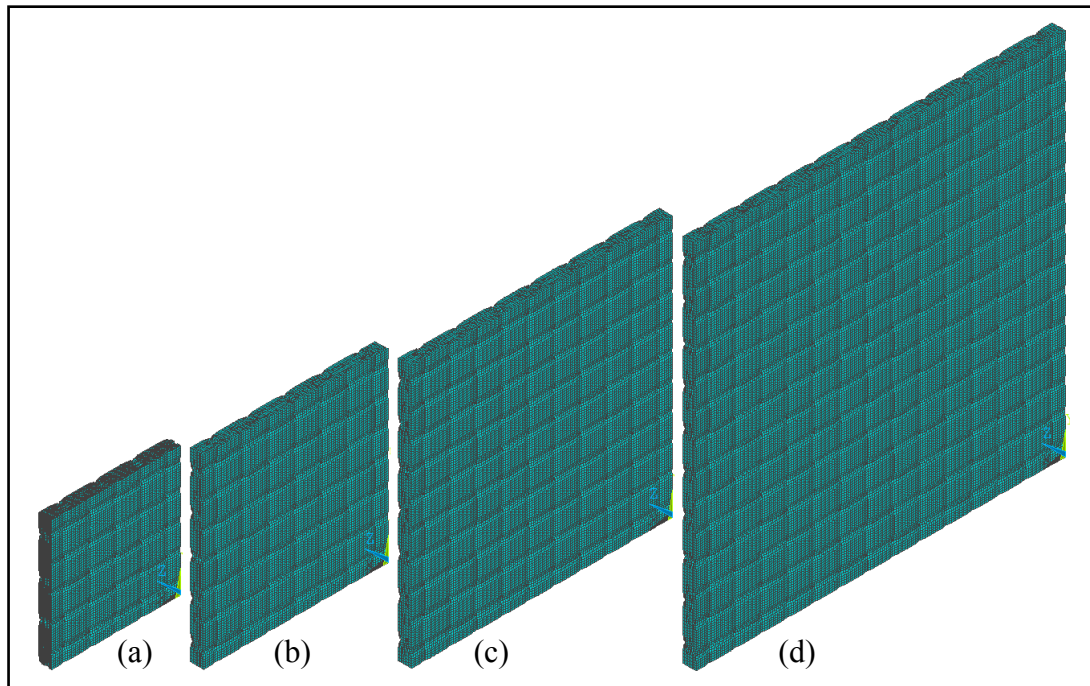


Figure 5.14 Tailles des $\frac{1}{4}$ des CURs comparées : (a) $(m,p)=(14,20)$;
 (b) $(m,p)=(10,14)$; (c) $(m,p)=(7,10)$; (e) $(m,p)=(5,7)$

5.5 Validation du modèle numérique de la CUR

En raison de l'exigence de la confidentialité des données du matériau utilisé dans les essais expérimentales, le modèle numérique de la CUR du composite stratifié tissé $[45/0/-45/90]_s$ sera validé par des données de la bibliographie. En effet, cette validation sera réalisée en deux étapes. Dans la première étape, nous procéderons à une comparaison des résultats obtenus en utilisant la CUR d'un pli (à 0°) avec les données expérimentales du fabricant du matériau composite tissé taffetas G30-500PW/Cycom 5276-1 (Cytex, 2012) ; Dans la

deuxième étape, nous comparerons les résultats obtenus par la CUR du composite stratifié tissé $[45/0/-45/90]_s$ avec ceux obtenus en utilisant le module ACP du logiciel Ansys Workbench.

5.5.1 Validation du modèle numérique de la CUR au niveau d'un pli dans l'axe du chargement (à 0°)

Pour le calcul des propriétés mécaniques du matériau d'un pli composite tissé taffetas, nous allons utiliser la technique d'homogénéisation sur la CUR d'un pli du composite stratifié tissé à 0° introduite au paragraphe 5.3.2. La géométrie de la CUR adoptée (voir Figure 5.8b) est un multiple (5x5) de la géométrie de la CUR de base d'un composite tissé taffetas (voir Figure 5.6b). Les propriétés du matériau composite UD transversalement isotrope G40-800/Cycom 5276-1 de Cytec sont attribuées aux éléments des mèches et les propriétés du matériau isotrope Cycom 5276-1 sont attribuées aux éléments de matrice (voir Tableaux 5.3 et 5.4, page 91).

Une comparaison des résultats obtenus par le modèle de la CUR au niveau d'un pli (à 0°) aux propriétés mécaniques disponibles du matériau composite tissé taffetas G30-500PW5276 de Cytec est présentée au Tableau 5.10. Il est à noter que les valeurs du matériau G30-500PW5276 sont obtenues expérimentalement en utilisant la méthode des essais SACMA SRM-4 pour les modules d'élasticité longitudinaux E_1 et E_2 , et la méthode des essais SACMA SRM-7 pour le module de cisaillement G_{12} (SRM-4, 1988; SRM-7, 1988).

Par ailleurs, une correction de volume doit être effectuée sur le modèle de la CUR adoptée. En effet, une mince couche de matrice a été ajoutée entre les différents plis du stratifié $[45/0/-45/90]$ afin d'assurer la liaison entre les éléments des plis à 0° à ceux des plis à 45° . L'ajout de cette couche, qui a pour épaisseur 0.02 mm sur une épaisseur de pli de 0.26 mm, équivaut à une augmentation de 8.3% du volume de la CUR du composite stratifié. Par conséquent, la valeur du module d'élasticité longitudinal E_1 corrigé deviendra 61.9 GPa, et celle du module de cisaillement G_{12} sera 3.97 GPa, ce qui équivaut à une différence de moins de 1% pour E_1 et de 8.4% pour G_{12} .

Tableau 5.10 Comparaison des propriétés mécaniques obtenues de la CUR
d'un pli à 0° aux données du matériau G30-500PW

Propriété	CUR d'un pli à 0°	G30-500PW/Cycom 5276-1 ⁴	Erreur %
Module d'élasticité longitudinal E_1 (GPa)	57.1	62	8
Module d'élasticité transversal E_2 (GPa)	57.1	60.7	6
Module d'élasticité transversal E_3 (GPa)	6.7	-	-
Module de cisaillement G_{12} (GPa)	3.66	4.7	22
Module de cisaillement G_{13} (GPa)	2.67	-	-
Coefficient de Poisson ν_{12}	0.027	-	-
Coefficient de Poisson ν_{13}	0.423	-	-

5.5.2 Validation du modèle numérique de la CUR du stratifié tissé [45/0/-45/90]_s

Maintenant que le modèle d'un pli est établi, il reste à valider le composite stratifié. À cette fin, nous allons utiliser les propriétés mécaniques du matériau d'un pli déjà validé pour calculer les propriétés mécaniques du composite stratifié [45/0/-45/90]_s en utilisant le module ACP de ANSYS Workbench. Les résultats de cette étude de la comparaison des propriétés issues du calcul de ACP et celles calculées par le modèle de la CUR sont présentés dans le Tableau 5.11. Les résultats obtenus par le modèle de la CUR du stratifié [45/0/-45/90]_s sont en bon accord avec les résultats calculés en utilisant le module ACP.

Tableau 5.11 Comparaison des propriétés mécaniques obtenues
en adoptant le modèle CUR du stratifié et les résultats ACP

Propriétés mécaniques	Modèle complet Symétrie / z	ACP ANSYS Workbench	Erreur (%)
E_1 (MPa)	41752	40961	1.9
E_3 (MPa)	6583	-	-
ν_{12}	0.311	-	-
G_{12} (MPa)	15788	15730	0.4

⁴ (Cytek, 2012)

5.6 Bilan du chapitre

Ce chapitre avait pour objectif de modéliser le composite stratifié $[45/0/-45/90]_s$, en utilisant la méthode d'homogénéisation à l'échelle mésoscopique.

Dans un premier temps, la modélisation géométrique du matériau à l'échelle mésoscopique a permis d'extraire la CUR du composite stratifié tissé $[45/0/-45/90]_s$ à partir des CURs de base des plis à 0° et 45° . La construction du modèle géométrique de la CUR du stratifié ainsi que le maillage ont été accomplis avec le logiciel Ansys APDL. Dans un deuxième temps, une modélisation numérique du matériau à l'échelle mésoscopique a permis de calculer les propriétés mécaniques du composite stratifié tissé et de valider le choix de la CUR utilisée .

En conclusion, il convient de noter que l'analyse par éléments finis de la CUR donne une estimation globale des propriétés mécaniques du composite stratifié tissé taffetas $[45/0/-45/90]_s$. De plus, la CUR développée sera utilisée dans le chapitre suivant pour la simulation des mécanismes d'endommagements par fatigue en traction, ainsi que dans l'analyse du champ des contraintes autour d'un défaut de délamination interne dans les éprouvettes utilisées dans les essais expérimentaux.

CHAPITRE 6

MODÉLISATION PAR ÉLÉMENTS FINIS À L'ÉCHELLE MÉSCOPIQUE DU COMPOSITE STRATIFIÉ TISSÉ ENDOMMAGÉ [45/0/-45/90]_s

6.1 Introduction

Pour mieux comprendre le comportement en fatigue des matériaux composites tissés, il est nécessaire de modéliser et simuler leurs mécanismes d'endommagement. Différents travaux de littérature ont étudié la dégradation des propriétés mécaniques des composites tissés en introduisant des mécanismes d'endommagement dans le modèle éléments finis de la cellule unitaire et en utilisant la technique d'homogénéisation (Couégnat, 2008; Mbacke, 2013; Nimdum, 2009; Obert, Daghia, Ladevèze, & Ballere, 2014).

L'objectif de ce chapitre est de modéliser et simuler par la méthode des éléments finis les mécanismes d'endommagements par fatigue en traction. Ainsi, en utilisant la technique d'homogénéisation, nous procéderons à l'étude de l'impact de la présence des fissures transversales et des méta-délamination entre les mèches dans un stratifié composite stratifié endommagé. En outre, nous examinerons l'influence de l'existence d'un défaut de délamination interne de dimensions 12.7x12.7 mm sur le champ des contraintes autour du défaut en adoptant un modèle hybride aux échelles macroscopique et mésoscopique des éprouvettes utilisées dans les essais expérimentaux.

6.2 Analyses numériques des mécanismes d'endommagements des composites stratifiés tissés

Dans cette partie, la technique d'homogénéisation périodique sera utilisée pour déterminer le comportement élastique macroscopique du composite stratifié [45/0/-45/90]_s endommagé à partir d'une simulation par éléments finis de la cellule unitaire représentative (CUR) de ce stratifié. Les plus importants mécanismes d'endommagement dus aux chargements cycliques en traction (fissures transversales dans les mèches et méta-délamination entre les mèches de

chaîne et de trame) seront modélisés et l'effet de leur présence sur le comportement mécanique du composite stratifié sera exploré.

6.2.1 Effet de la taille des fissures transversales sur les propriétés mécaniques du composite stratifié tissé

Étant donné que les fissures transversales sont le premier mécanisme d'endommagement mésoscopique qui survient lors des chargements cycliques en traction, il est essentiel de les modéliser afin d'évaluer leur influence sur les propriétés mécaniques du stratifié.

Une série de fissures, commençant du centre de la zone de contact des chaînes et des trames et de taille variante de 0.3 mm jusqu'à 2 mm (fissure complète), ont été introduites dans les mèches de la CUR du composite stratifié tissé $[45/0/-45/90]_s$. Il est supposé que les fissures transversales apparaissent simultanément dans les trames et les chaînes des plis à $0^\circ/90^\circ$ et $\pm 45^\circ$. La Figure 6.1 illustre la distribution de la contrainte longitudinale autour des fissures transversales d'une trame de la CUR du stratifié tissé.

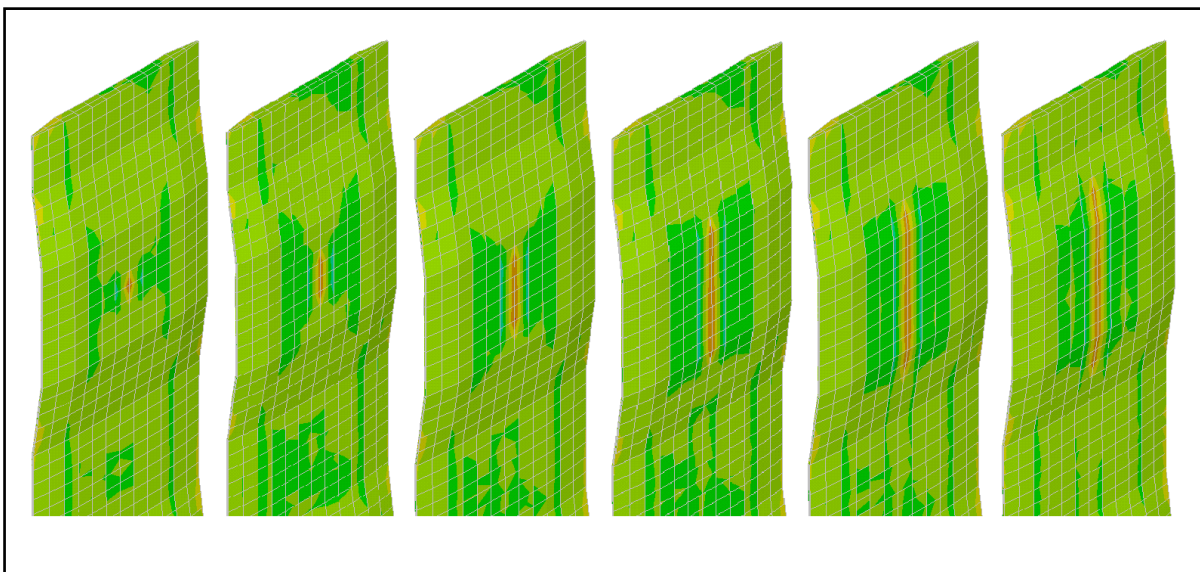


Figure 6.1 Distribution de la contrainte autour de la fissure transversale dans la trame du composite stratifié tissé $[45/0/-45/90]_s$ pour différentes tailles de fissure

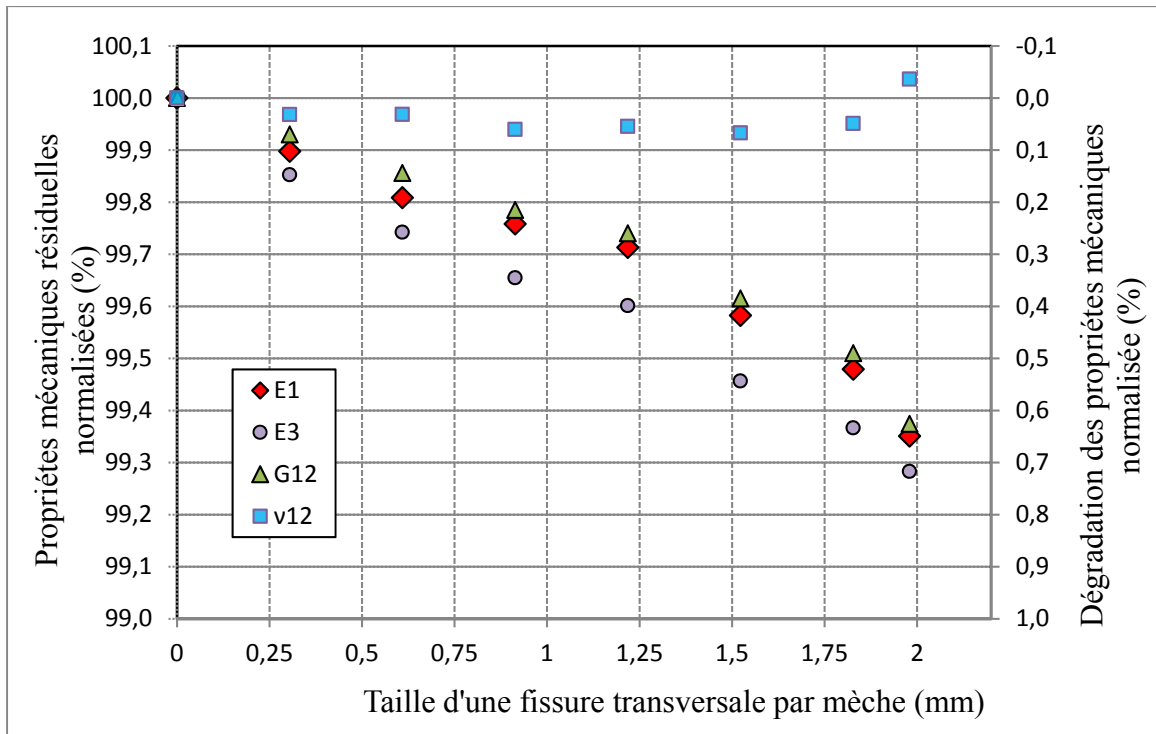


Figure 6.2 Évolution des propriétés mécaniques normalisées du composite stratifié tissé [45/0/-45/90]_s versus taille des fissures transversales dans les mèches

L'effet de la taille des fissures transversales dans les mèches de la CUR du composite stratifié tissé [45/0/-45/90]_s sur les propriétés mécaniques normalisées est montré sur la Figure 6.2. Comme on peut le voir sur cette figure les valeurs des modules de Young E_1 , E_3 et du module de cisaillement G_{12} diminuent avec l'augmentation de la taille des fissures dans les mèches. Par contre, le coefficient de poisson est peu sensible aux fissures transversales dans les mèches.

6.2.2 Effet des fissures transversales sur les propriétés mécaniques du composite stratifié tissé

Une série de 1 à 5 fissures ont été introduites dans la CUR du composite tissé [45/0/-45/90]_s tout au long des mèches en supposant que les fissures transversales apparaissent simultanément dans les mèches de trame et de chaîne des plis à 0°/90° et ±45°. L'espacement d'un sixième de la largeur de la mèche est considéré comme espacement de saturation entre

les fissures (CDS) du composite stratifié tissé $[45/0/-45/90]_s$. La Figure 6.3 illustre La CUR du stratifié dans cet état d'endommagement.

La dégradation des propriétés mécaniques normalisée du composite stratifié tissé $[45/0/-45/90]_s$ en fonction du nombre de fissures transversales dans les mèches de la CUR est présentée sur la Figure 6.4. Comme on peut le voir sur cette figure la dégradation est quasi linéaire pour les modules de Young E_1 , E_3 et le module de cisaillement G_{12} avec une diminution maximale d'environ 3.2 %. Par ailleurs, le coefficient de poisson reste invariable jusqu'au nombre de 4 fissures transversales par mèche, où il connaît une baisse maximale de 0.6 %.

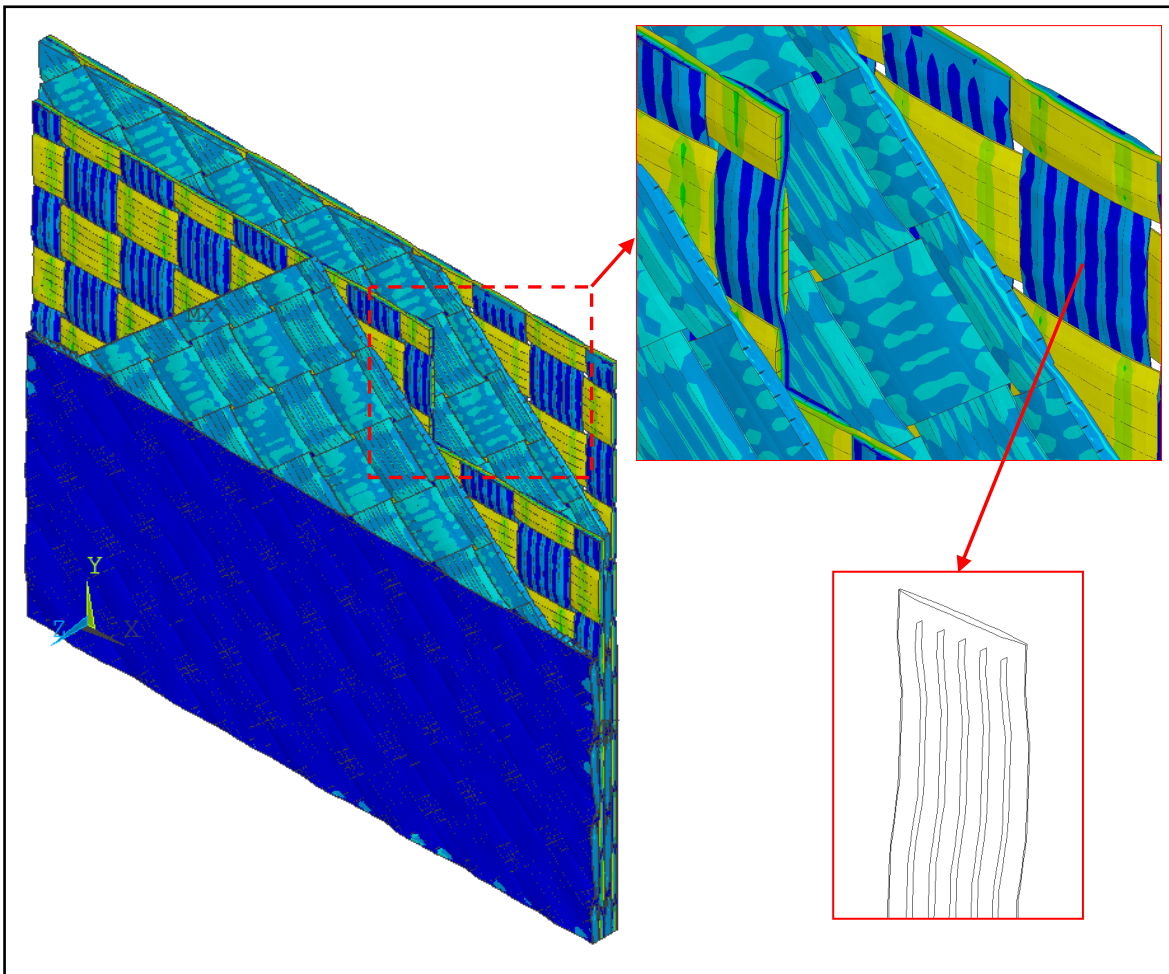


Figure 6.3 CUR du composite stratifié saturée par des fissures transversales

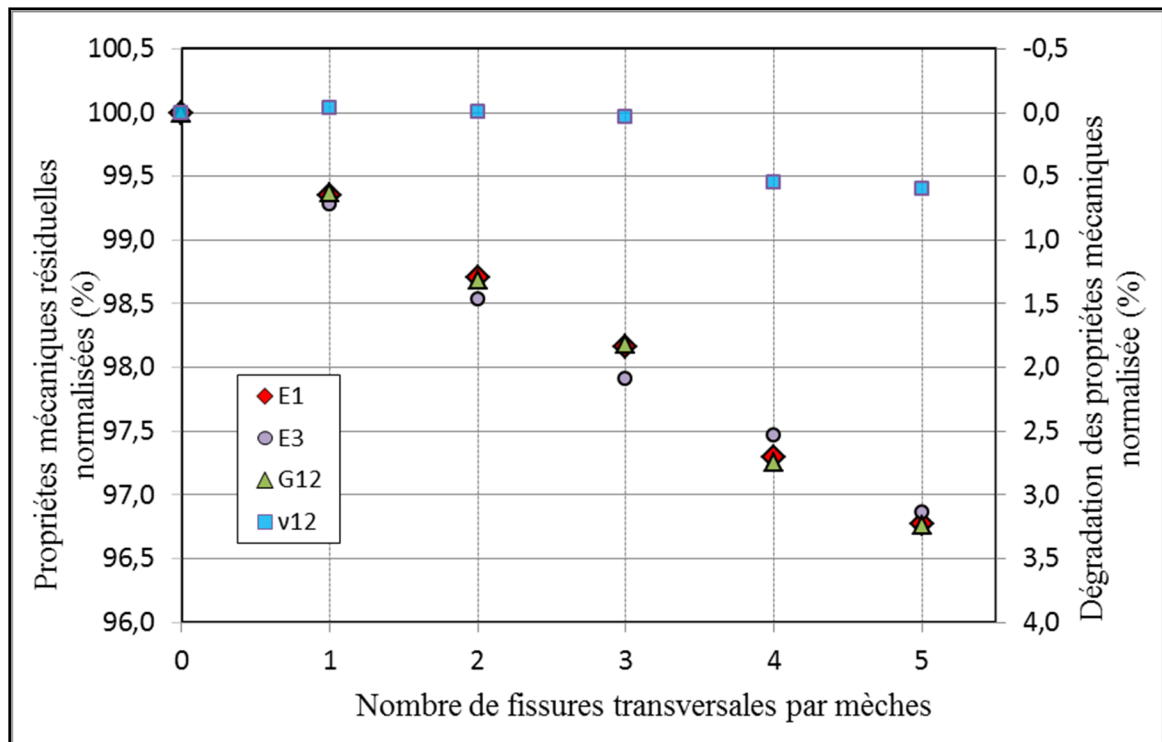


Figure 6.4 Effets de la fissuration transversale dans les mèches sur les propriétés mécaniques normalisées du composite stratifié tissé $[45/0/-45/90]_s$

6.2.3 Effet de la méta-délamination sur les propriétés mécaniques du composite stratifié tissé

Comme la méta-délamination est le mécanisme d'endommagement le plus important qui survient après les fissures transversales dans les mèches lors des chargements cycliques de traction, il est primordial de les modéliser afin d'évaluer leur influence sur les propriétés mécaniques du stratifié.

Un nombre de deux à trente-deux méta-délamination ont été introduites dans la CUR du composite tissé $[45/0/-45/90]_s$ dans les zones de contact entre les mèches de chaîne et de trame parallèles au plan de l'éprouvette. La Figure 6.5 montre deux méta-délamination initiées par une fissure transversale dans la trame, la première dans le pli à $0^\circ/90^\circ$ (dans l'axe du chargement) et l'autre dans le pli à $\pm 45^\circ$ (hors axe de chargement).

La Figure 6.6 montre la dégradation des propriétés mécaniques normalisées versus le nombre des méta-délamination dans la CUR du composite stratifié tissé $[45/0/-45/90]_s$. Comme on peut le voir sur cette figure la dégradation est linéaire pour les modules de Young E_1 , E_3 et le module de cisaillement G_{12} avec une diminution maximale d'environ 6.2 % pour les modules E_1 et G_{12} et de 8.8 % pour le module E_3 . Par contre, la méta-délamination semble n'avoir aucun effet sur le coefficient de poisson.

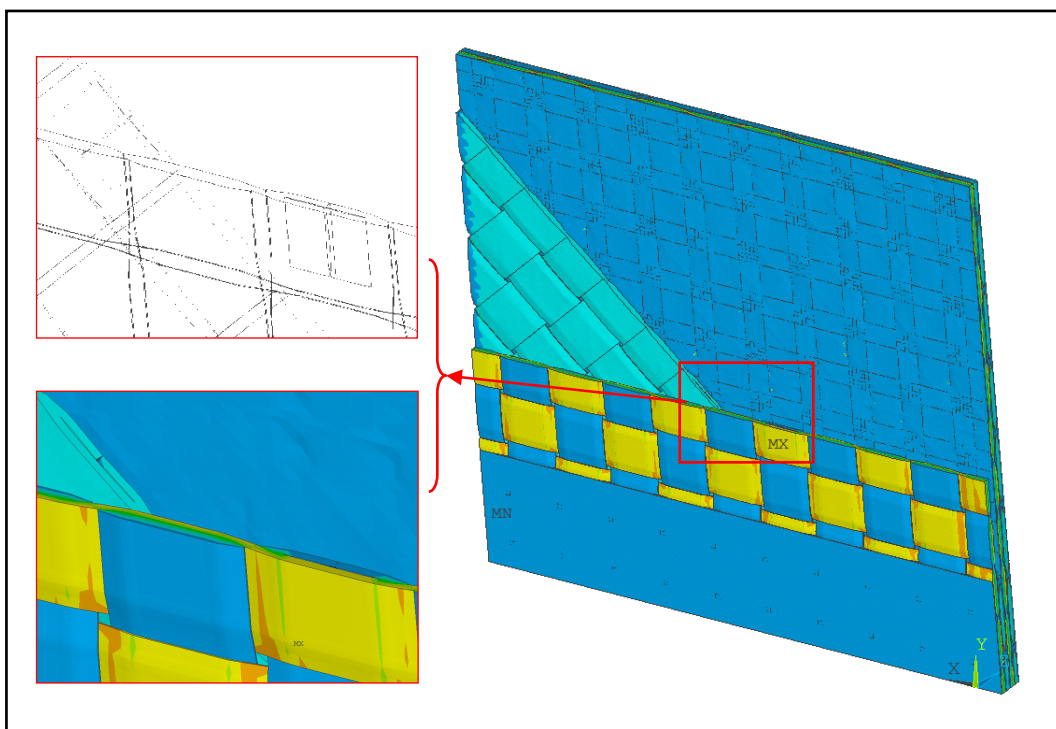


Figure 6.5 CUR avec une méta-délamination dans les plis 0° et 45°

Une CUR saturée par des méta-délamination a été simulée pour mesurer la dégradation des propriétés mécaniques rendue à cet état d'endommagement. Le nombre total de méta-délamination possibles dans la CUR du composite stratifié tissé $[45/0/-45/90]_s$ est de 664 (divisé en 81 méta-délamination par pli à 0° ou 90° et en 85 méta-délamination par pli à $\pm 45^\circ$).

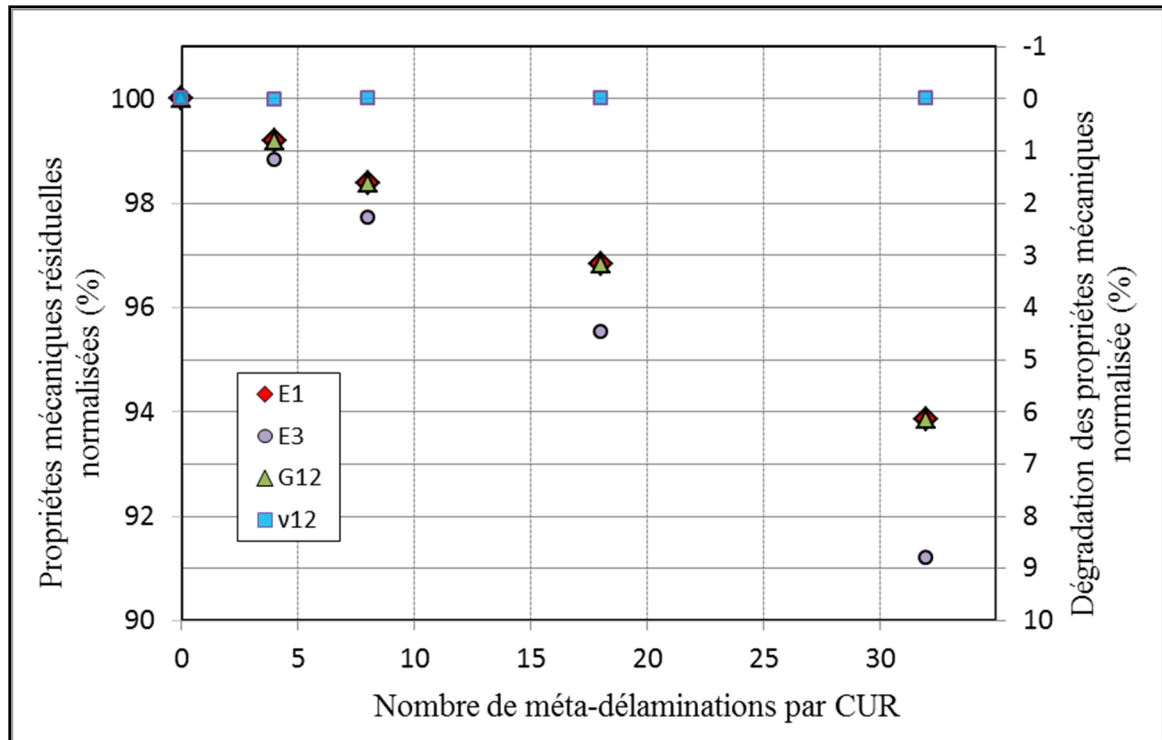


Figure 6.6 Dégradation des propriétés mécaniques normalisées par méta-délamination de la CUR du stratifié $[45/0/-45/90]_s$

La Figure 6.7 illustre la dégradation des propriétés mécaniques normalisées versus le nombre des méta-délamination dans la CUR du composite stratifié tissé $[45/0/-45/90]_s$, en incluant les données de la CUR complètement endommagée par méta-délamination. Dans ce dernier état d'endommagement, toutes les propriétés mécaniques du stratifié, sauf le coefficient de Poisson qui reste invariant, ont connu une diminution importante qui atteint 75.4 % pour le module E_3 et 55.4 % pour les modules E_1 et G_{12} .

La Figure 6.8 illustre l'ouverture des méta-délamination dans la CUR du composite stratifié tissé $[45/0/-45/90]_s$ complètement endommagée (saturée en méta-délamination). Ces ouvertures dépendent de la position des mèches dans chaque section de la CUR. En effet, elles dépendent de la séquence d'empilement locale des mèches.

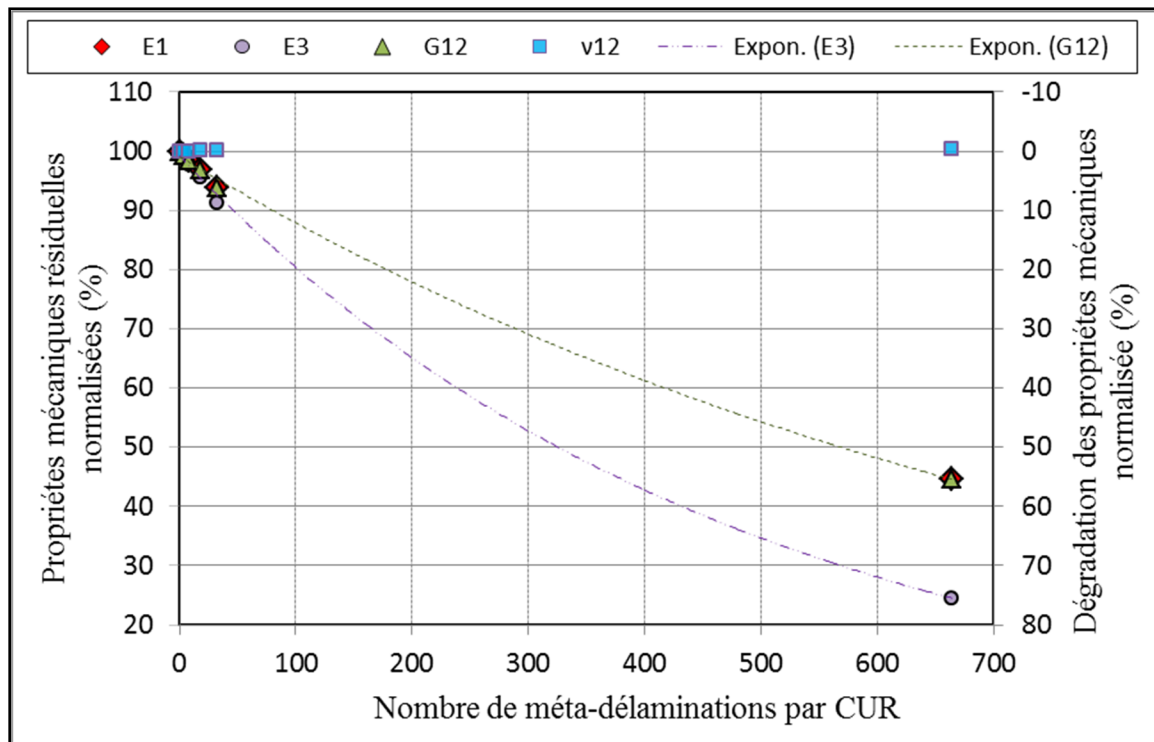


Figure 6.7 Dégradation des propriétés mécaniques normalisées par méta-délamination généralisée sur la CUR du stratifié $[45/0/-45/90]_s$

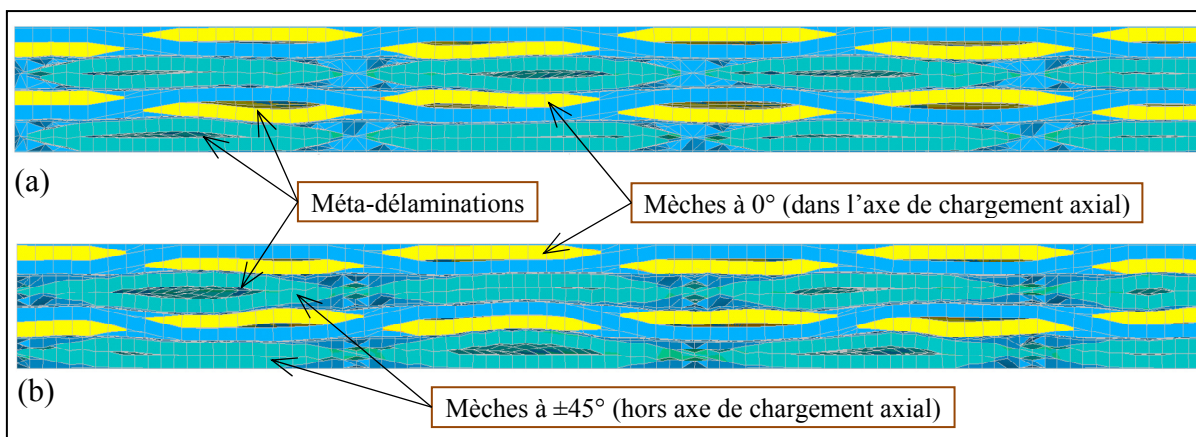


Figure 6.8 Méta-délamination complète de la CUR (chargement axial) : (a) Coupe au milieu de la CUR ; (b) Coupe à $\frac{3}{4}$ de la CUR du stratifié $[45/0/-45/90]_s$

6.3 Modélisation numérique de l'éprouvette avec défaut de délamination interne du stratifié composite tissé [45/0/-45/90]_s

Dans ce paragraphe, la modélisation multi-échelle fondée sur le principe d'homogénéisation sera utilisée dans un cadre général et appliquée au cas des éprouvettes de nos essais expérimentaux. Le défaut de délamination interne sera intégré dans le modèle mésoscopique de la CUR du composite stratifié tissé [45/0/-45/90] qui sera ensuite directement connectée au modèle macroscopique de l'éprouvette.

6.3.1 Géométrie, maillage et conditions aux limites de l'éprouvette

Afin de mieux représenter la géométrie réelle de l'éprouvette utilisée dans les essais expérimentaux, un modèle hybride composé de deux modèles d'échelles différentes est adopté. Ainsi, un modèle mésoscopique représenté par la CUR du composite stratifié tissé [45/0/-45/90] est inséré dans le modèle macroscopique 3D global de l'éprouvette (voir Figure 6.9). Le modèle macroscopique servira à transmettre les efforts au modèle mésoscopique de la CUR. De ce fait, les déplacements et contraintes au niveau du défaut et des mèches pourront être examinés.

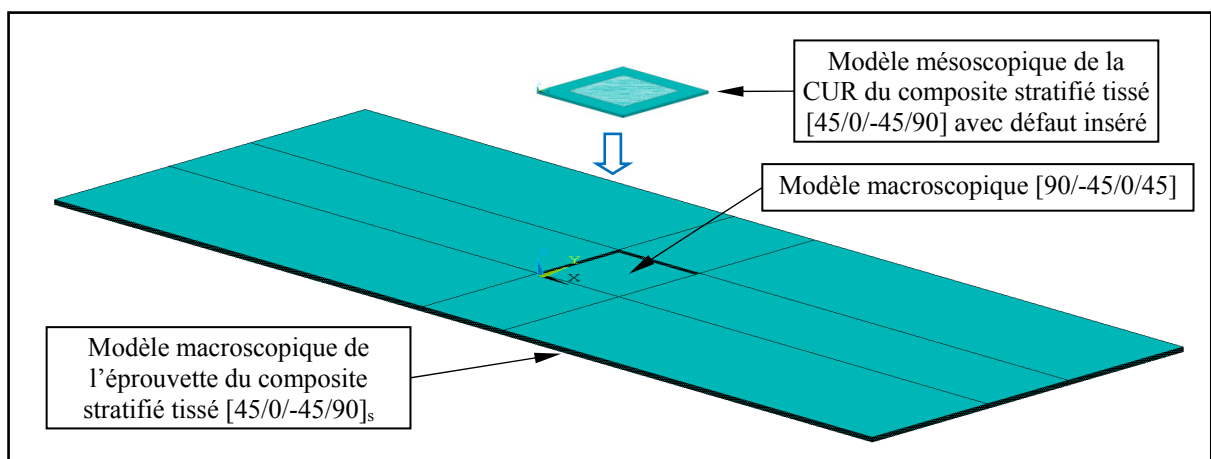


Figure 6.9 Géométrie du modèle de l'éprouvette avec défaut

Un modèle numérique 3D est développé avec le code Ansys APDL pour effectuer une analyse des contraintes de l'éprouvette avec défaut inséré du composite stratifié tissé $[45/0/-45/90]_s$ soumis à un chargement axial en traction de 60 kN.

Le maillage choisi pour la CUR est de type (a) comme dans la Figure 5.13. Pour le reste de la géométrie de l'éprouvette des éléments (SOLID186) sont utilisés en nombre d'un élément par épaisseur de pli. Le maillage est raffiné au milieu de l'éprouvette de telle sorte à faciliter la liaison entre le maillage du modèle mésoscopique de la CUR avec celui du modèle macroscopique (voir Figure 6.10). La liaison entre le maillage des deux modèles est assurée en utilisant la commande CPINTF de ANSYS qui définit le couplage des degrés de liberté à une interface.

Le défaut artificiel inséré au centre, entre le 3^{ème} et le 4^{ème} pli de l'éprouvette à partir du haut du stratifié est représenté par une zone de dimension 12.7x12.7 mm où les nœuds des deux plis adjacents restent sans liaison. Des éléments de contact sont ajoutés entre les deux faces du défaut afin d'éviter le chevauchement des éléments des deux côtés du défaut.

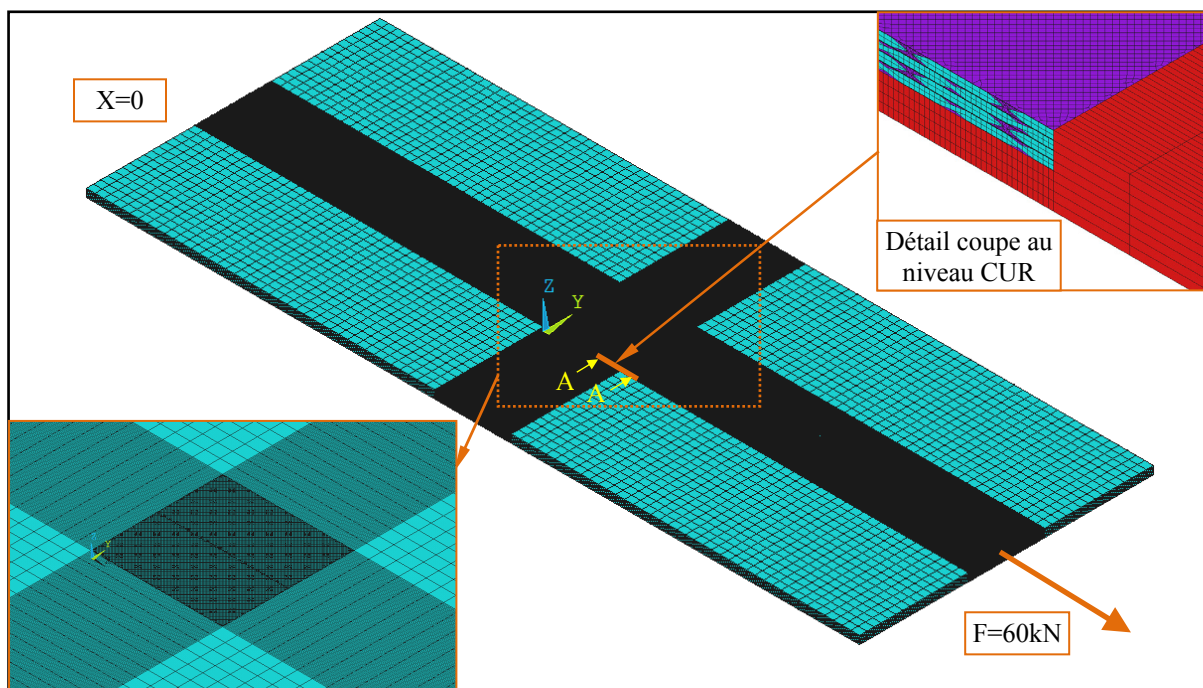


Figure 6.10 Maillage du modèle de l'éprouvette

Une force de 60kN est appliquée sur le côté droit de l'éprouvette alors qu'il reste encastré au côté gauche.

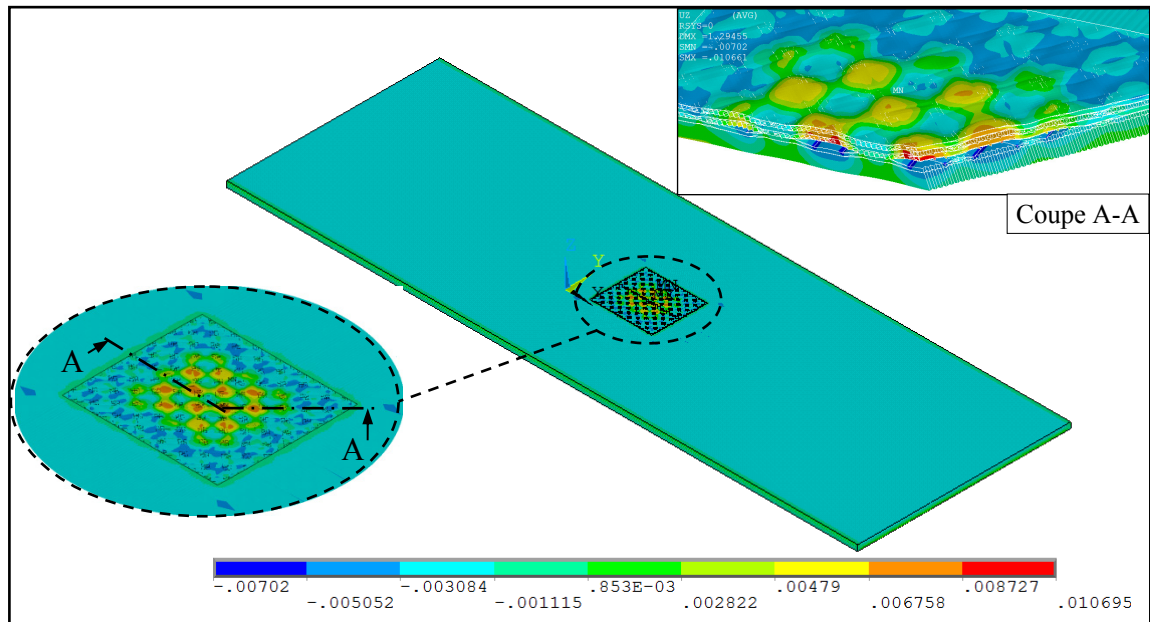


Figure 6.11 Aperçu du déplacement hors plan de l'éprouvette sous chargement uniaxial en traction ($F=60\text{kN}$)

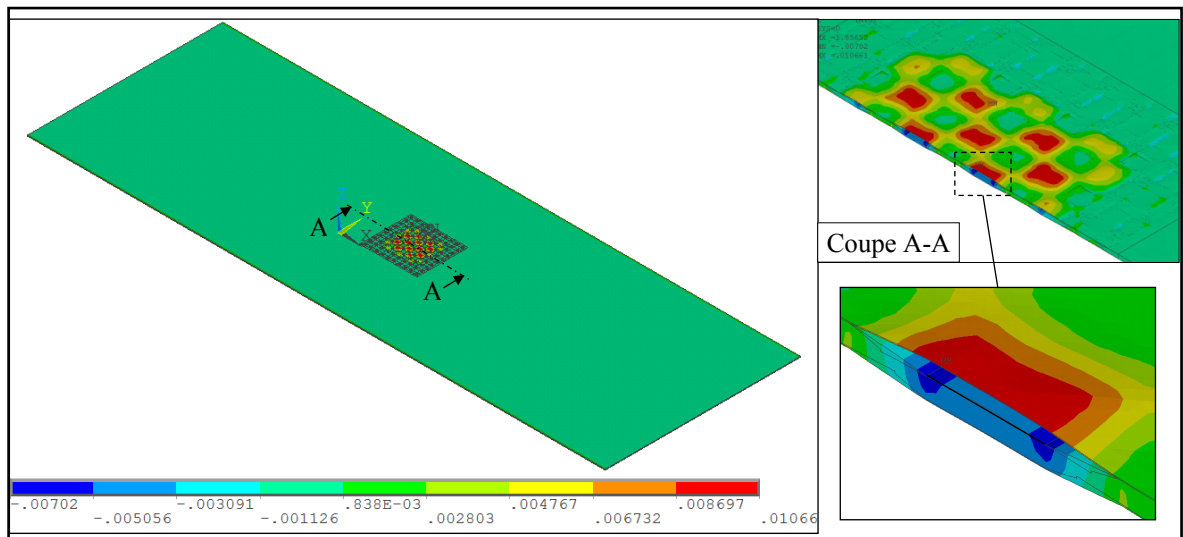


Figure 6.12 Aperçu du déplacement hors plan au niveau du pli adjacent au défaut pour un chargement uniaxial en traction ($F=60\text{kN}$)

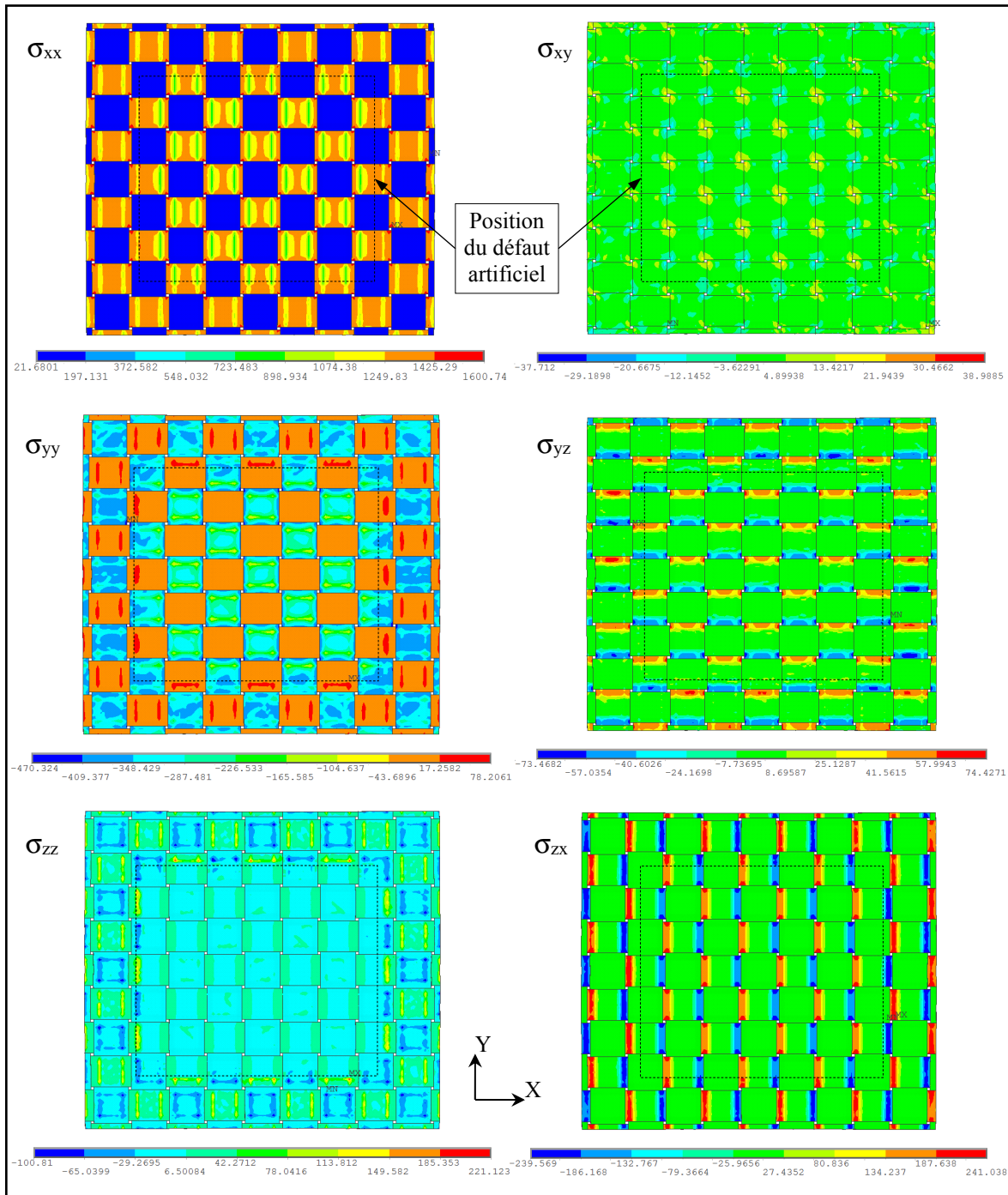


Figure 6.13 Contraintes au niveau du pli adjacent du défaut pour un chargement uniaxial en traction ($F=60\text{kN}$)

Pour la CUR, les mêmes matériaux présentés au paragraphe 5.3.3 ont été utilisés pour les mèches et la matrice. Tandis que pour le reste du maillage de l'éprouvette les propriétés-

mécaniques du matériau utilisées sont celles de la CUR d'un pli composite tissé taffetas homogénéisé calculées au paragraphe 5.5.1.

6.3.2 Résultats et discussion

La Figure 6.11 présente le déplacement hors plan de l'éprouvette sous un chargement uniaxial en traction ($F=60\text{kN}$). La présence du défaut de délamination provoque des ondulations de ses surfaces adjacentes délaminées sous forme de damier dans les directions longitudinales et transversales et quasi sinusoïdales dans les directions obliques (voir détail coupe A-A), produisant des ouvertures complètes et continues dans les directions hors axe de chargement (à $\pm 45^\circ$).

La Figure 6.12 présente le déplacement hors plan au niveau du pli adjacent au défaut de délamination pour chargement uniaxial en traction ($F=60\text{kN}$). Dans cette figure, les ondulations sont plus apparentes et on constate qu'aux bords du défaut, trois segments où les deux surfaces adjacentes ont tendance à s'ouvrir alors que pour le reste des segments, ils ont tendance à se refermer. Par conséquent, s'il y a propagation de la délamination, il sera plus probable qu'elle part à partir de ces segments pour se propager dans l'une des directions obliques à $\pm 45^\circ$.

La Figure 6.13 présente le champ des contraintes au niveau du pli adjacent au défaut pour un chargement uniaxial en traction ($F=60\text{ kN}$). Les carrés en ligne pointillée représentent les bords du défaut de délamination. Dans la figure de la contrainte normale au plan du stratifié σ_{zz} , des valeurs de l'ordre de 221 MPa sont obtenues aux bords du défaut, spécialement dans les parties connaissant une ouverture (voir Figure 6.12). Dans la figure de la contrainte de cisaillement σ_{yz} , une légère augmentation est notée aux bords supérieur et inférieur du défaut. Les contraintes interlaminaires aux bords du défaut sont donc existantes ; ce qui peut mener à la propagation de la délamination initiale du défaut avec le chargement cyclique en traction.

6.4 Bilan du chapitre et originalité des contributions

L'objectif principal de ce chapitre était d'étudier l'impact de la présence des mécanismes d'endommagement par fatigue sur les propriétés mécaniques des stratifiés composites tissés en utilisant la modélisation par éléments finis et la méthode d'homogénéisation.

Dans un premier temps, l'introduction des endommagements au sein d'une CUR du composite stratifié tissé $[45/0/-45/90]_s$ a permis d'évaluer l'impact des mécanismes d'endommagement sur leurs propriétés mécaniques. Il s'est avéré que la présence des fissures transversales dans les mèches dégrade les modules d'élasticité d'environ 3.2 %. Alors que la présence des méta-délaminations peut causer une perte de rigidité qui risque d'atteindre entre 55% et 75 % si l'endommagement est généralisé sur toute la CUR. Par contre, la dégradation du coefficient de Poisson reste insignifiante pour les deux mécanismes d'endommagement.

Dans un deuxième temps, la simulation du défaut interne de délamination dans l'éprouvette des essais expérimentaux sous un chargement axial en traction montre que les déplacements hors plan, au voisinage du défaut de délamination interne, sont sous forme d'ondulations. Aux bords du défaut de délamination, les deux surfaces du défaut ont tendance à s'ouvrir dans un segment sur deux, alors que pour le reste des segments elles ont tendance à se refermer. Par conséquent, s'il y a propagation de la délamination aux bords du défaut de délamination, elle sera plus probable qu'elle part à partir des segments tendant à s'ouvrir pour se propager dans l'une des directions hors axe de chargement (à $\pm 45^\circ$). Par ailleurs, l'analyse des champs de contrainte autour du défaut de délamination interne montre que les contraintes interlaminaires aux bords du défaut sont plus importantes ; ce qui peut mener à la propagation de la délamination initiale du défaut avec le chargement cyclique en traction. Ces résultats sont en bon accord avec les observations dans la tomographie et le C-Scan des éprouvettes après les essais de fatigue.

CONCLUSION

Ce projet de recherche visait principalement à étudier l'influence des conditions opérationnelles telles que l'environnement (humidité, température) et la fréquence de chargement cyclique sur l'initiation de la propagation de la délamination d'un matériau composite structural aéronautique carbone/époxy quasi isotrope, de type tissé à armure toile, contenant un défaut artificiel sous un chargement axial en traction-traction. De plus, en vue de l'ultime objectif de la prédiction du comportement de l'endommagement des composites tissés en fatigue, ce projet visait aussi de proposer un modèle phénoménologique fondé sur la dégradation de rigidité et réaliser une modélisation par la méthode des éléments finis à l'échelle mésoscopique en utilisant la méthode d'homogénéisation pour un composite stratifié tissé afin d'étudier l'effet de la présence des mécanismes d'endommagement sur les propriétés mécaniques des stratifiés composites tissés. Et enfin, d'utiliser un modèle multi-échelle pour étudier l'impact d'un défaut interne de délamination sur les champs de contrainte de l'éprouvette d'essais. Cette étude s'est déroulée en deux étapes principales.

La première étape fût principalement consacrée aux essais expérimentaux. Dans un premier temps, le conditionnement hygrothermique a été d'abord effectué sur des éprouvettes avec et sans défaut interne de délamination. Il a été constaté que le processus d'absorption de l'humidité présente un comportement de diffusion qui suit la loi de Fick. Ensuite, des essais de traction quasi statiques ont été réalisés sur des éprouvettes avec et sans défaut interne de délamination soumises à différentes conditions hygrothermiques. Il a été trouvé que la résistance à la traction des éprouvettes avec défaut diminue de 6,6 % avec l'augmentation de la température, de 7,1 % avec l'augmentation de la teneur en humidité et de 9,3 % avec l'augmentation combinée de la température et de la teneur en humidité, tandis que le module d'élasticité longitudinal des éprouvettes avec défaut diminue de 4,7 % avec l'augmentation de la température, de 2 % avec l'augmentation de la teneur en humidité et de 6,4 % avec l'augmentation combinée de la température et de la teneur en humidité. De plus, les modes de rupture des éprouvettes avec et sans défaut ont été comparés et il a été suggéré que le

conditionnement hygrothermique exerce une influence significative sur le mode de rupture des éprouvettes avec défaut.

Dans un deuxième temps, des essais préliminaires de fatigue en traction ont été menés sur des éprouvettes avec défaut interne de délamination, soumises à différentes conditions hygrothermiques et aux fréquences de chargement 7 Hz et 15 Hz, afin de déterminer le critère du début de propagation de la délamination pour chaque condition opérationnelle. Cette étude est fondée sur le changement de rigidité et utilise le système vidéo-extensomètre développé à l'interne pour l'étude expérimentale. Le critère du début de propagation de la délamination varie entre 6% et 10% d'augmentation de la déformation maximale selon la condition hygrothermique à la fréquence de chargement 7 Hz. Parallèlement, à la fréquence de chargement de 15 Hz, ce critère varie entre 7% et 11% d'augmentation du déplacement maximal.

Par ailleurs, des essais de fatigue en traction-traction ont été réalisés dans différentes conditions hygrothermiques et aux fréquences de chargement 7 Hz et 15 Hz. On a observé que la durée de vie en fatigue des éprouvettes avec défaut a été plus affectée par l'humidité que par la température, et que l'humidité et la température combinées causent une diminution sévère de la durée de vie en fatigue. En fait, au niveau de la contrainte de 50 % de la résistance ultime à la traction (RUT) à la condition environnementale TA/Sec, les durées de vie en fatigue baissent respectivement de 45,8 %, 71,2 % et 95,2 % avec une augmentation de température, de teneur en humidité et de la combinaison de ces deux facteurs. De plus, dans l'ensemble, le comportement en fatigue des éprouvettes carbone/époxy garde la même tendance pour chacune des deux fréquences de chargement cyclique (7 Hz et 15 Hz). D'autre part, l'augmentation de la fréquence de chargement a un effet positif en augmentant la durée de vie des éprouvettes dans les deux conditions environnementales TA/Hum et 82°C/Sec, alors que pour les deux conditions environnementales TA/Sec et 82°C/Hum, cet effet dépend du niveau de contrainte du chargement cyclique.

À la suite des essais de fatigue, des essais de traction quasi statiques ont été réalisés sur les éprouvettes testées afin d'évaluer leurs contraintes résiduelles. On a trouvé que, à la fréquence de chargement de 7 Hz, la résistance en traction des éprouvettes baisse respectivement de 18,7 %, 14,1 %, 12,5 % et 10,1 % par rapport à de leur RUT initiale aux conditions environnementales TA/Sec, 82°C/Sec, TA/Hum et 82°C/Hum. Par ailleurs, à la fréquence de chargement de 15 Hz, une baisse de la résistance à la traction de 25.8 %, 24,8 %, 17,3 % et 9.3 % relativement à leur RUT initiale, a été trouvée respectivement aux conditions environnementales TA/Sec, 82°C/Sec, TA/Hum et 82°C/Hum. La résistance post-fatigue en traction des éprouvettes testées à la fréquence de 7 Hz Diminue dans une fourchette de 18,4 % - 19,9 % par rapport à la RUT à la condition TA/Sec pour toutes les conditions environnementales. Par conséquent, on peut suggérer que l'effet des conditions hygrothermiques est insignifiant sur la résistance en traction résiduelle. Par contre, la réduction de la résistance post-fatigue en traction des éprouvettes avec défaut testées à la fréquence de 15 Hz varie de 17.7 % à 29,8 % par rapport à la RUT à la condition TA/Sec selon la condition environnementale de l'essai.

En dernier lieu, des observations microscopiques et tomographique ont été réalisées sur des éprouvettes. Les résultats de ces observations ont montré que l'endommagement mésoscopique est globalement concentré aux bords de l'éprouvette et autour du défaut de délamination artificiel inséré, où la méta-délamination est le plus dominant mécanisme d'endommagement mésoscopique observé. En particulier, dans les plis adjacents au téflon inséré dans lesquels l'endommagement par méta-délamination est presque total.

La deuxième étape de cette étude dédiée à la modélisation comporte trois volets. Dans un premier volet, l'analyse de données générées par les essais de fatigue a permis d'évaluer la dégradation de rigidité des éprouvettes en utilisant deux concepts, soit les mesures du module fatigue et du module sécant. Un modèle phénoménologique empirique non linéaire d'accumulation de l'endommagement a été proposé sur le comportement en fatigue à la traction des composites tissés carbone/époxy avec un défaut interne de délamination sous l'effet de la température et de l'humidité à la fréquence de chargement de 7 Hz.

Dans un deuxième volet, la construction du modèle géométrique de la cellule unitaire représentative (CUR) du stratifié tissé $[45/0/-45/90]_s$, à l'échelle mésoscopique, a été d'abord conçue, à l'aide du code de calcul Ansys APDL, à partir des CURs de base des plis à 0° et 45° . Ensuite, une modélisation numérique du matériau en utilisant la méthode d'homogénéisation à l'échelle mésoscopique a permis de calculer les propriétés mécaniques du composite stratifié tissé et de valider le modèle de la CUR choisie. Il a été convenu de noter que l'analyse par éléments finis de la CUR donne une estimation globale des propriétés mécaniques du composite stratifié tissé taffetas $[45/0/-45/90]_s$.

Dans un dernier volet, la CUR développée précédemment a été utilisée pour la simulation des mécanismes d'endommagements par fatigue en traction, ainsi que pour l'analyse du champ des contraintes autour d'un défaut de délamination interne dans les éprouvettes utilisées dans les essais expérimentaux.

Dans un premier temps, l'introduction des endommagements au sein d'une CUR du composite stratifié tissé $[45/0/-45/90]_s$ a permis d'évaluer l'impact des mécanismes d'endommagement par fatigue en traction sur ses propriétés mécaniques. Il a été trouvé que la présence des fissures transversales dans les mèches dégrade les modules d'élasticité d'environ 3.2 % à la saturation. Alors que la présence des méta-délamination cause une perte de rigidité qui peut atteindre entre 55% et 75 % si l'endommagement est généralisé sur toute la CUR. Par contre, la dégradation du coefficient de Poisson reste insignifiante pour les deux mécanismes d'endommagement.

Dans un deuxième temps, la simulation du défaut interne de délamination dans l'éprouvette de l'essai en traction montre que les déplacements hors plan, au voisinage du défaut de délamination interne, ont une forme ondulée et qu'aux bords du défaut, les surfaces adjacentes au défaut ont tendance à s'ouvrir dans un segment sur deux, alors que dans le reste des segments elles ont tendance à se refermer. Par conséquent, s'il y a propagation de la délamination autour du défaut, il sera plus probable qu'elle part à partir des segments ouvrant pour se propager dans l'une des directions hors axe de chargement (à $\pm 45^\circ$). Par ailleurs,

l'analyse des champs de contrainte autour du défaut interne montre que les contraintes interlaminaires aux bords du défaut sont plus importantes, ce qui peut mener à la propagation de la délamination initiale du défaut avec le chargement cyclique en traction.

CONTRIBUTIONS

Les principales contributions apportées par le présent travail de recherche peuvent être résumées dans les points suivants :

- Étude expérimentale assez complète sur l'influence de la température, de l'humidité et de la fréquence de chargement cyclique sur le comportement en fatigue des composites stratifiés tissés taffetas [45/0/-45/90]_s avec défaut interne de délamination.
- Étude expérimentale en quasi statique et de résistance résiduelle post fatigue dans quatre différentes conditions environnementales.
- Modélisation du comportement en fatigue des composites tissés par trois façons :
 - (i) Des modèles de la durée de vie en fatigue (issues des courbes de Wöhler) ont été proposés dans les différentes conditions opérationnelles. De plus, une relation entre différentes courbes a été proposée pour la fréquence de chargement 7 Hz ;
 - (ii) Des modèles phénoménologiques de rigidité résiduelle et de l'endommagement ont été proposés dans différentes conditions environnementales à la fréquence de chargement 7Hz ;
 - (iii) Dans le but de réaliser un modèle mécanistique, un modèle de la CUR a été réalisé à l'échelle mésoscopique et une étude de simulation des mécanismes d'endommagement en fatigue a été entreprise.

Plusieurs travaux ont été publiés sur la modélisation à l'échelle mésoscopique des composites tissés, or, la plupart de ces études se sont penchées sur les CURs de base qui se compose de quelques mèches tout en restant dans l'axe du chargement. Pour les rares études qui ont été faites sur les stratifiés, ils se sont limités aux séquences d'empilement des plis à 0° ou 90°. À notre connaissance, aucune étude n'a été encore entreprise sur des stratifiés contenant en plus des plis à 0° ou 90° des plis à $\pm 45^\circ$, vu le coût colossal en temps et en matériel informatique de la modélisation de ce type de stratifiés. De plus dans notre étude, la géométrie de la CUR,

le maillage et les calculs ont été tous faits à l'aide du code Ansys APDL, ce qui nous a permis de maîtriser le maillage, et d'intégrer les mécanismes d'endommagement en fatigue dans la CUR du stratifié.

RECOMMANDATIONS

Les travaux de cette thèse ont permis d'étudier l'influence des conditions opérationnelles telles que l'environnement (humidité, température) et la fréquence de chargement cyclique sur le comportement en fatigue des stratifiés composites tissés avec un défaut de délamination interne. De plus, en vue de l'ultime objectif de la prédiction du comportement d'endommagement des composites tissés en fatigue, ils ont également permis de proposer un modèle phénoménologique fondé sur la dégradation de rigidité ; et de réaliser des simulations par éléments finis des mécanismes d'endommagement à l'échelle mésoscopique en utilisant la méthode d'homogénéisation. Cependant, afin de poursuivre ce projet, plusieurs recommandations peuvent être émises :

- Effectuer des essais de fatigue jusqu'à différents pourcentages de la durée de vie des éprouvettes de l'étude (10%, 20%...,100%) et faire des micrographies après chaque essai afin de bien caractériser les différents mécanismes d'endommagement en fatigue des composites stratifiés tissés à chaque portion de leur durée de vie. Ce qui permettra de quantifier les mécanismes d'endommagement en fonction de la durée de vie en fatigue et de connaître la chronologie de leur apparition.
- Faire une simulation des différents mécanismes d'endommagement mésoscopique (fissures transversales et méta-délamination) dans le modèle hybride de l'éprouvette dans le but d'étudier la propagation à cette échelle de ces mécanismes d'endommagement.
- Étudier la CUR du composite stratifié tissé taffetas $[45/0/-45/90]_s$ dans les différentes configurations d'empilement du stratifié (alignée et non alignée / en phase et déphasée).

ANNEXE I

PUBLICATIONS

Khay, M., Ngo, A., & Ganesan, R. (2018). *Experimental investigation and phenomenological modelling of hygrothermal effect on tensile fatigue behavior of carbon/epoxy plain weave laminates*. Journal of Composite Materials, 0021998318770505.

Khay, M., Ngo, A. D., & Ganesan, R. (2017). *Frequency effect on fatigue tensile behaviour of carbon/epoxy plain weave laminates under different hygrothermal conditions* présentée à Design, Manufacturing and Applications of Composites: Proceedings of the Eleventh Joint Canada-Japan Workshop on Composites and the First Joint Canada-Japan-Vietnam Workshop on Composites (pp. 317-325), Ho-Chi-Minh, Vietnam.

Khay, M., Cardonne, M., Vachon, P., Dubé, M., Ganesan, R., & Ngô, A. (2015). *Experimental Investigation of the Tensile-Tensile Fatigue Behaviour of Carbon/Epoxy Plain Weave Laminates* présentée à Design, Manufacturing and Applications of Composites Tenth Workshop 2014: Proceedings of the Tenth Joint Canada-Japan Workshop on Composites (pp. 36-44), August 2014, Vancouver, Canada.

Cardonne, M., Khay, M., Vachon, P., Dubé, M., & Ngo, A. (2015). “*Effect of High Temperature on the Fatigue Life of a Plain Weave CFRP Laminate under Tension-Tension Loading*” présentée à 20th International Conference on Composite Materials, Copenhagen, Denmark.

Ngo, A., Khay, M., Cardonne, M., Nagarajan, V., Misra, M., & Mohanty, A. (2013). “*Flexural fatigue behaviour of new engineered biocomposites from poly (3-hydroxybutyrate-co-3-hydroxyvalerate) (PHBV)/poly (butylene Adipate-co-terephthalate) (PBAT) blends and switchgrass*” présentée à 19th International Conference on Composite Materials, Montreal, Canada.

BIBLIOGRAPHIE

- Bacarreza, O., Wen, P., & Aliabadi, M. H. (2015). MICROMECHANICAL MODELLING OF TEXTILE COMPOSITES. Dans *Woven Composites* (pp. 1-74). IMPERIAL COLLEGE PRESS. doi: 10.1142/9781783266180_0001. Repéré à https://www.worldscientific.com/doi/abs/10.1142/9781783266180_0001
- Barbero, E., Lonetti, P., & Sikkil, K. (2005). Finite element continuum damage modeling of plain weave reinforced composites. *Composites Part B: Engineering*, 37(2-3), 137-147.
- Barbero, E., Trovillion, J., Mayugo, J., & Sikkil, K. (2006). Finite element modeling of plain weave fabrics from photomicrograph measurements. *Composite structures*, 73(1), 41-52.
- Barbero, E. J. (2013). *Finite element analysis of composite materials using ANSYS®*. CRC press.
- Boukharouba, W., Bezazi, A., & Scarpa, F. (2014). Identification and prediction of cyclic fatigue behaviour in sandwich panels. *Measurement*, 53, 161-170.
- Braisaz, P., Kanouni, N., & Maslouhi, A. (2015). Fatigue Damage Monitoring and Stiffness Assessment in Plain Weave Composites by Means of Acoustic Emission and Digital Image Correlation. Dans R. Vaziri, A. Nakai, B. Crawford, M. Hojjati, T. Kosada & S. Hoa (Éds.), *Design, Manufacturing and Applications of Composites Tenth Workshop 2014: Proceedings of the Tenth Joint Canada-Japan Workshop on Composites* (pp. 366-374). DEStech Publications, Inc.
- Camponeschi, E., & Stinchcomb, W. (1982). Stiffness reduction as an indicator of damage in graphite/epoxy laminates. Dans I. Daniel (Éd.), *Composite Materials: Testing and Design (6th Conference)* (pp. 225-246). PA: ASTM International.
- Carvelli, V., & Poggi, C. (2001). A homogenization procedure for the numerical analysis of woven fabric composites. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 32(10), 1425-1432.
- Couégnat, G. (2008). *Approche multiéchelle du comportement mécanique de matériaux composites à renfort tissé* (Université Sciences et Technologies-Bordeaux I).
- Curtis, D., Moore, D., Slater, B., & Zahlan, N. (1988). Fatigue testing of multi-angle laminates of CF/PEEK. *Composites*, 19(6), 446-452.
- Cytek. (2012). *CYCOM® 5276-1 EPOXY RESIN SYSTEM*. Repéré à http://www.cytec.com/sites/default/files/datasheets/CYCOM_5276-1_031912.pdf

- ASTM D3039/D3039M-14 Standard test method for tensile properties of polymer matrix composite materials, ASTM International, West Conshohocken, PA (2014).
- ASTM D5229/D5229M-14 Standard Test Method for Moisture Absorption Properties and Equilibrium Conditioning of Polymer Matrix Composite Materials, ASTM International, West Conshohocken, PA (2014).
- Daggumati, S., De Baere, I., Van Paepegem, W., Degrieck, J., Xu, J., Lomov, S. V., & Verpoest, I. (2010). Local damage in a 5-harness satin weave composite under static tension: Part I—Experimental analysis. *Composites Science and Technology*, 70(13), 1926-1933.
- De Carvalho, N., Pinho, S., & Robinson, P. (2012). Numerical modelling of woven composites: Biaxial loading. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 43(8), 1326-1337.
- Degrieck, J., & Van Paepegem, W. (2001). Fatigue damage modeling of fibre-reinforced composite materials. *Applied mechanics reviews*, 54(4), 279-300.
- El Mahi, A., Farooq, M. K., Sahraoui, S., & Bezazi, A. (2004). Modelling the flexural behaviour of sandwich composite materials under cyclic fatigue. *Materials & design*, 25(3), 199-208.
- El Mourid, A., Ganesan, R., Brochu, M., & Lévesque, M. (2016). Effect of temperature on the failure modes of a triaxially braided polymer matrix composite. *International Journal of Solids and Structures*, 97, 1-15.
- Garg, A. C. (1988). Effect of moisture and temperature on fracture behavior of graphite-epoxy laminates. *Engineering Fracture Mechanics*, 29(2), 127-149.
- Highsmith, A. L., & Reifsnider, K. L. (1982). Stiffness-reduction mechanisms in composite laminates. Dans K. Reifsnider (Éd.), *Damage in Composite Materials: Basic Mechanisms, Accumulation, Tolerance, and Characterization* (pp. 103-117). West Conshohocken: PA: ASTM International.
- Hwang, W., & Han, K. (1986). Cumulative damage models and multi-stress fatigue life prediction. *Journal of Composite Materials*, 20(2), 125-153.
- Hwang, W., & Han, K. S. (1986). Fatigue of composites—fatigue modulus concept and life prediction. *Journal of Composite Materials*, 20(2), 154-165.
- Hwang, W., & Han, K. S. (1989). Fatigue of composite materials—damage model and life prediction. Dans P. Lagace (Éd.), *Composite Materials: Fatigue and Fracture, Second Volume* (pp. 87-102). West Conshohocken: PA: ASTM International.

- Jones, D. L., Yang, J. N., & Yang, S. H. (1989). A stiffness-based statistical model for predicting the fatigue life of graphite/epoxy laminates. *Journal of Composites, Technology and Research*, 11(4), 129-134.
- Kawai, M., Yagihashi, Y., Hoshi, H., & Iwahori, Y. (2013). Anisomorphic constant fatigue life diagrams for quasi-isotropic woven fabric carbon/epoxy laminates under different hygro-thermal environments. *Advanced Composite Materials*, 22(2), 79-98.
- Khan, R., Khan, Z., Al-Sulaiman, F., & Merah, N. (2002). Fatigue life estimates in woven carbon fabric/epoxy composites at non-ambient temperatures. *Journal of Composite Materials*, 36(22), 2517-2535.
- Khan, Z., Al-Sulaiman, F., Farooqi, J., & Younas, M. (2001). Fatigue life predictions in woven carbon fabric/polyester composites based on modulus degradation. *Journal of reinforced plastics and composites*, 20(5), 377-398.
- Khay, M., Cardonne, M., Vachon, P., Dubé, M., Ganesan, R., & Ngô, A. (2015). Experimental Investigation of the Tensile-Tensile Fatigue Behaviour of Carbon/Epoxy Plain Weave Laminates. Dans R. Vaziri, A. Nakai, B. Crawford, M. Hojjati, T. Kosada & S. Hoa (Éds.), *Design, Manufacturing and Applications of Composites Tenth Workshop 2014: Proceedings of the Tenth Joint Canada-Japan Workshop on Composites, August 2014* (pp. 36-44). DEStech Publications, Inc.
- Khay, M., Ngo, A., & Ganesan, R. (2018). Experimental investigation and phenomenological modeling of hygrothermal effect on tensile fatigue behavior of carbon/epoxy plain weave laminates. *Journal of Composite Materials*, 0021998318770505.
- Khay, M., Ngo, A. D., & Ganesan, R. (2017). Frequency effect on fatigue tensile behaviour of carbon/epoxy plain weave laminates under different hygrothermal conditions. Dans S. Hoa, Hiroyuki Hamada & N. D. Duc (Éds.), *Design, Manufacturing and Applications of Composites: Proceedings of the Eleventh Joint Canada-Japan Workshop on Composites and the First Joint Canada-Japan-Vietnam Workshop on Composites* (pp. 317-325). DEStech Publications.
- Koohbor, B., Ravindran, S., & Kidane, A. (2017). Experimental determination of Representative Volume Element (RVE) size in woven composites. *Optics and Lasers in Engineering*, 90, 59-71.
- Kowalczyk, P. (2016). Parametric constitutive model of plain-weave fabric reinforced composite ply. *Advanced Composite Materials*, 25(3), 287-303.
- Lee, L., Fu, K., & Yang, J. (1996). Prediction of fatigue damage and life for composite laminates under service loading spectra. *Composites Science and Technology*, 56(6), 635-648.

- Lee, L., Yang, J., & Sheu, D. (1993). Prediction of fatigue life for matrix-dominated composite laminates. *Composites Science and Technology*, 46(1), 21-28.
- Liu, B., & Lessard, L. B. (1994). Fatigue and damage-tolerance analysis of composite laminates: Stiffness loss, damage-modelling, and life prediction. *Composites Science and Technology*, 51(1), 43-51.
- Lubineau, G., Ladevèze, P., & Violeau, D. (2006). Durability of CFRP laminates under thermomechanical loading: A micro-meso damage model. *Composites Science and Technology*, 66(7), 983-992.
- Marouene, A., Boukhili, R., Chen, J., & Yousefpour, A. (2016). Effects of gaps and overlaps on the buckling behavior of an optimally designed variable-stiffness composite laminates—A numerical and experimental study. *Composite structures*, 140, 556-566.
- Mbacke, M. A. (2013). *Caractérisation et modélisation du comportement mécanique des composites tressés 3D: Application à la conception de réservoirs GNV* (Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris).
- McLaughlin, P. V. (1996). Effects of high heat on the strength and fatigue life of unidirectional polymer-matrix composites. Dans *ASME, Aerospace and Materials Divs, 1996 International Mechanical Engineering Congress and Exposition, Atlanta, GA* (pp. 427-441).
- Miner, M. A. (1945). Cumulative damage in fatigue. *Journal of applied mechanics*, 12(3), 159-164.
- Naik, N. (2003). Woven-fibre thermoset composites. *Fatigue in composites*. Woodhead Publishing Ltd, Cambridge, 296-313.
- Nimdm, P. (2009). *Dimensionnement en fatigue des structures ferroviaires en composites épais* (École Nationale Supérieure des Mines de Paris).
- O'Brien, T. K. (1980). Stiffness change as a nondestructive damage measurement. Dans W. W. Stinchcomb, J. C. Duke, E. G. Henneke & K. L. Reifsnider (Éds.), *Mechanics of Nondestructive Testing* (pp. 101-121). Boston, MA: Springer.
- Obert, E., Daghia, F., Ladevèze, P., & Ballere, L. (2014). Micro and meso modeling of woven composites: Transverse cracking kinetics and homogenization. *Composite structures*, 117, 212-221.
- Ogin, S., Smith, P., & Beaumont, P. (1985). Matrix cracking and stiffness reduction during the fatigue of a (0/90) s GFRP laminate. *Composites Science and Technology*, 22(1), 23-31.

- Palmgren, A. (1959). Ball and roller bearing engineering. *Philadelphia: SKF Industries Inc., 1959, 1.*
- Patel, S. R., & Case, S. W. (2000). Durability of a graphite/epoxy woven composite under combined hygrothermal conditions. *International journal of fatigue*, 22(9), 809-820.
- Philippidis, T., & Vassilopoulos, A. (2000). Fatigue design allowables for GRP laminates based on stiffness degradation measurements. *Composites Science and Technology*, 60(15), 2819-2828.
- Potluri, P., & Manan, A. (2007). Mechanics of non-orthogonally interlaced textile composites. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 38(4), 1216-1226.
- Quino, G., El Yagoubi, J., & Lubineau, G. (2014). Characterizing the toughness of an epoxy resin after wet aging using compact tension specimens with non-uniform moisture content. *Polymer Degradation and Stability*, 109, 319-326.
- Rahali, Y., Goda, I., & Ganghoffer, J.-F. (2016). Numerical identification of classical and nonclassical moduli of 3D woven textiles and analysis of scale effects. *Composite structures*, 135, 122-139.
- Reifsnider, K., Stinchcomb, W., & O'Brien, T. (1977). Frequency effects on a stiffness-based fatigue failure criterion in flawed composite specimens. Dans K. Reifsnider & K. Lauritis (Éds.), *Fatigue of Filamentary Composite Materials* (pp. 171-184). West Conshohocken: PA: ASTM International.
- Reifsnider, K. L. (1990). Damage and Damage Mechanics-Chapter 2.
- Saff, C. R. (1983). Effect of load frequency and lay-up on fatigue life of composites. Dans *Long-term behavior of composites*. ASTM International.
- Salvia, M., Fiore, L., Fournier, P., & Vincent, L. (1997). Flexural fatigue behaviour of UDGFRP experimental approach. *International journal of fatigue*, 19(3), 253-262.
- Selzer, R., & Friedrich, K. (1997). Mechanical properties and failure behaviour of carbon fibre-reinforced polymer composites under the influence of moisture. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 28(6), 595-604.
- Sevenois, R., & Van Paepegem, W. (2015). Fatigue damage modeling techniques for textile composites: review and comparison with unidirectional composite modeling techniques. *Applied mechanics reviews*, 67(2), 020802.
- Shen, C.-H., & Springer, G. S. (1976). Moisture absorption and desorption of composite materials. *Journal of Composite Materials*, 10(1), 2-20.

- Silverman, E. M., Wiacek, C. R., & Griese, R. A. (1992). Characterization of IM7 graphite/thermoplastic polyetheretherketone (PEEK) for spacecraft structural applications. Dans G. Grimes (Éd.), *Composite Materials: Testing and Design (Tenth Volume)* (pp. 118-130). West Conshohocken: PA: ASTM International.
- Sokolova, A. P. Elastic-strength analysis of composite materials with complex reinforcement schemes.
- SACMA SRM 4-88, "SACMA Recommended Test Method for Tensile Properties Oriented Fiber Resin Composites", Suppliers of Advanced Composite Materials Association (1988).
- SACMA SRM 7-88, "SACMA Recommended Test Method for Inplane Shear Stress-Strain Properties Oriented Fiber Resin Composites", Suppliers of Advanced Composite Materials Association (1988).
- Stier, B., Simon, J.-W., & Reese, S. (2015). Comparing experimental results to a numerical meso-scale approach for woven fiber reinforced plastics. *Composite structures*, 122, 553-560.
- Subramanian, S., Reifsnider, K., & Stinchcomb, W. (1995). A cumulative damage model to predict the fatigue life of composite laminates including the effect of a fibre-matrix interphase. *International journal of fatigue*, 17(5), 343-351.
- Sun, C., & Chan, W. (1979). Frequency effect on the fatigue life of a laminated composite. Dans *Composite materials: testing and design (fifth conference)*. ASTM International.
- Tabatabaei, S., Lomov, S. V., & Verpoest, I. (2014). Assessment of embedded element technique in meso-FE modelling of fibre reinforced composites. *Composite structures*, 107, 436-446.
- Tate, J. S., & Kelkar, A. D. (2008). Stiffness degradation model for biaxial braided composites under fatigue loading. *Composites Part B: Engineering*, 39(3), 548-555.
- Wang, L., Wu, J., Chen, C., Zheng, C., Li, B., Joshi, S. C., & Zhou, K. (2017). Progressive failure analysis of 2D woven composites at the meso-micro scale. *Composite structures*.
- Weitsman, Y. (1991). Moisture in composites: sorption and damage. Dans *Fatigue of composite materials* (Vol. 4, pp. 385-429). Elsevier.
- Whitcomb, J., & Srirengan, K. (1996). Effect of various approximations on predicted progressive failure in plain weave composites. *Composite structures*, 34(1), 13-20.

- Whitworth, H. (1990). Cumulative damage in composites. *Journal of engineering materials and technology*, 112(3), 358-361.
- Wicaksono, S., & Chai, G. B. (2015). Life prediction of woven CFRP structure subject to static and fatigue loading. *Composite structures*, 119, 185-194.
- Xu, Y., Zhang, P., & Zhang, W. (2015). Two-scale micromechanical modeling of the time dependent relaxation modulus of plain weave polymer matrix composites. *Composite structures*, 123, 35-44.
- Yang, J., Jones, D., Yang, S., & Meskini, A. (1990). A stiffness degradation model for graphite/epoxy laminates. *Journal of Composite Materials*, 24(7), 753-769.
- Ye, L. (1989). On fatigue damage accumulation and material degradation in composite materials. *Composites Science and Technology*, 36(4), 339-350.
- Zhang, Y., Vassilopoulos, A. P., & Keller, T. (2008). Stiffness degradation and fatigue life prediction of adhesively-bonded joints for fiber-reinforced polymer composites. *International journal of fatigue*, 30(10), 1813-1820.
- Zhuang, H., & Wightman, J. (1997). The influence of surface properties on carbon fiber/epoxy matrix interfacial adhesion. *The Journal of Adhesion*, 62(1-4), 213-245.