



HAL
open science

Identification du comportement de composites en fatigue bi-axiale

Damien Busca

► **To cite this version:**

Damien Busca. Identification du comportement de composites en fatigue bi-axiale. Autre. Institut National Polytechnique de Toulouse - INPT, 2014. Français. NNT : 2014INPT0066 . tel-04261888

HAL Id: tel-04261888

<https://theses.hal.science/tel-04261888>

Submitted on 27 Oct 2023

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.



Université
de Toulouse

THÈSE

En vue de l'obtention du

DOCTORAT DE L'UNIVERSITÉ DE TOULOUSE

Délivré par :

Institut National Polytechnique de Toulouse (INP Toulouse)

Discipline ou spécialité :

Génie Mécanique, Mécanique des Matériaux

Présentée et soutenue par :

M. DAMIEN BUSCA

le lundi 15 septembre 2014

Titre :

IDENTIFICATION DU COMPORTEMENT DE COMPOSITES EN
FATIGUE BI-AXIALE

Ecole doctorale :

Mécanique, Energétique, Génie civil, Procédés (MEGeP)

Unité de recherche :

Laboratoire de Génie de Productions de l'ENIT (ENIT - LGP)

Directeur(s) de Thèse :

M. MOUSSA KARAMA

M. SÉBASTIEN MISTOU

Rapporteurs :

M. ABDELGHANI SAOUAB, UNIVERSITE DU HAVRE

M. ERIC LACOSTE, UNIVERSITE BORDEAUX 1

Membre(s) du jury :

M. ABDELKHALEK EL HAMI, INSA ROUEN, Président

M. BERNARD LORRAIN, ECOLE NATIONALE D'INGENIEUR DE TARBES, Membre

M. ERIC DUPUY, AIRBUS FRANCE, Membre

Mme MARINA FAZZINI, ECOLE NATIONALE D'INGENIEUR DE TARBES, Membre

M. MOUSSA KARAMA, ECOLE NATIONALE D'INGENIEUR DE TARBES, Membre

M. SÉBASTIEN MISTOU, ECOLE NATIONALE D'INGENIEUR DE TARBES, Membre

Remerciements

Je tiens en premier lieu à remercier mon encadrement de m'avoir permis de réaliser cette thèse dans de bonnes conditions et pour m'avoir donné l'opportunité de travailler sur un sujet aussi passionnant.

Je tiens tout d'abord à remercier Sébastien Mistou pour tout le soutien, autant humain que scientifique qu'il a pu m'apporter tout au long de cette aventure. Je le remercie tout particulièrement, ainsi que Michel Niquet de Nimitech Etudes, de m'avoir donné en plus l'opportunité de travailler dans leur entreprise sur un projet vraiment passionnant, dans le cadre de mon contrat de doctorant conseil. Je les remercie aussi de m'avoir soutenu matériellement pour la fabrication de toutes mes éprouvettes, en me donnant carte blanche pour la mise au point du procédé.

Je remercie aussi mon directeur de thèse, Moussa Karama, ainsi que mes encadrants, Marina Fazzini et Bernard Lorrain, dont les conseils et l'expertise m'ont permis de mener à bien ce projet et de réaliser mes manipulations dans les meilleures conditions. Je les remercie aussi pour les moments que nous avons pu partager, à l'ENIT comme en dehors, notamment durant les congrès et les balades VTT.

Je tiens aussi à remercier Monsieur Abdelkhalak El Hami d'avoir aimablement accepté de présider mon jury de thèse. Je remercie également Monsieur Eric Lacoste et Monsieur Abdelghani Saouab de m'avoir fait l'honneur d'être les rapporteurs de mon manuscrit. Je remercie également Monsieur Eric Dupuy d'avoir eu la gentillesse d'accepter de prendre part à mon jury de thèse.

Je remercie aussi Valérie Nassiet pour avoir permis d'avoir le financement nécessaire à l'acquisition des matières premières nécessaires à la fabrication des éprouvettes nécessaires au bon déroulement de la thèse.

Merci aussi à l'équipe de CIMMES, Virginie, Joël et Pierre pour leur disponibilité et l'aide précieuse qu'ils ont pu m'apporter tout au long des essais.

Je remercie tout le personnel passé et présent de Nimitech Etudes et Nimitech Composites pour leur présence et leurs conseils durant les phases de fabrication d'éprouvettes. Je remercie tout particulièrement Michel Niquet, Nathalie Coureau, Frederic Tequi et Benjamin Boniface de m'avoir formé et encadré lors de la mise en oeuvre du procédé d'infusion. Je remercie aussi tous les autres membres de l'entreprise, Toufik, Romain, Valentin, Jean-Pierre, Laurence, Vincent, Rémi, Pierre-Olivier, Fabrice, Cedric, Céline, Raphaëlle et Elodie pour leur soutien, leurs contributions et pour avoir fait en sorte que ces travaux se fassent dans la bonne humeur. Je remercie aussi Olivier Chaussende de l'ENIT pour ses conseils bienvenus.

Je remercie chaleureusement tous mes amis doctorants, anciens doctorants ou stagiaires du laboratoire pour tous ces moments passés ensemble, à l'ENIT comme en dehors. Merci à Corentin, Floran, Matthias, Karima, Juan-Diego, Simon, Christian, Adrien, Victor, Benjamin, Malik, Julien, Julie, Stéphanie, Paula, Samira, Julie, Olivier, Andrei, Guralp, Eric, Andy, Jeremy, Thibaut, Yannick, Vincent, Romain, Jade... Et tous les autres, vous vous reconnaissez.

Je remercie enfin tout le personnel de l'ENIT pour toutes ces agréables conversations qui ont ponctué mon parcours. Merci à Thérèse, Esmeralda, Ginette, Eliane, Cecile, Marie... Et tous ceux que j'ai pu oublier.

Un grand merci à toi, Anaïs, qui m'as supporté et soutenu pendant ces trois ans... Merci à toi mon amour.

Enfin, je remercie toute ma famille, et tout particulièrement mes parents, de m'avoir toujours soutenu, autant moralement que financièrement, et poussé pour me permettre d'en arriver là. Un immense merci à vous. Je vous aime.

Table des matières

Introduction	1
1 Mise en oeuvre et caractérisation d'un matériau composite	5
1.1 Principes généraux sur les matériaux composites	7
1.1.1 Définition d'un matériau composite	7
1.1.2 Les différents types de fibres utilisées et leur formulation	7
1.1.3 Les matrices	8
1.1.4 Les structures en composites	9
1.1.4.1 Les stratifiés monolithiques	9
1.1.4.2 Les structures sandwich	9
1.1.4.3 Autres types de structures	10
1.1.5 Les procédés de fabrication	10
1.1.5.1 Le drapage de pré-imprégnés	11
1.1.5.2 L'infusion par film de résine (RFI)	11
1.1.5.3 L'infusion de résine liquide (LRI)	12
1.1.5.4 L'injection de résine sous pression (RTM)	12
1.1.5.5 Une étape intermédiaire: le pré-formage	13
1.2 La caractérisation des matériaux composites	14
1.2.1 Les paramètres liés au procédé	14
1.2.1.1 La mesure de la température de transition vitreuse	14
1.2.1.2 La mesure du taux de polymérisation	15
1.2.1.3 La mesure des taux de fibres, de résine et de porosité	15
1.2.2 Les constantes élastiques du matériau	17
1.2.2.1 La mesure par essais de traction uni-axiale	17
1.2.2.2 Alternative pour mesurer les propriétés de cisaillement: l'essai d'Iosipescu	19
1.2.2.3 Mesure par ultrasons	19
1.2.2.4 Résolution par problème direct ou inverse	20
1.2.2.5 Méthodes mixtes	24
1.3 Présentation des matériaux choisis	25
1.3.1 Le composite 1 : 48302/SR1710	25
1.3.2 Le composite 2 : G926/RTM6	26
1.3.3 Critères de choix pour les deux composites	26

1.3.4	Le procédé de fabrication choisi : l'infusion de résine liquide (LRI) appliquée au composite 1	27
1.3.4.1	Préparation de la manipulation.	27
1.3.4.2	Etape de pré-formage	27
1.3.4.3	Etape d'infusion	28
1.3.5	Application du procédé LRI au composite 2	29
1.3.5.1	Préparation de la manipulation.	30
1.3.5.2	Etape de pré-formage	30
1.3.5.3	Etape d'infusion	30
1.3.6	Caractérisation du matériau	30
1.3.6.1	Essais de traction	31
1.3.6.2	Détermination des constantes de l'ingénieur hors du plan : mesure de la vitesse de propagation des ondes ultrasonores	34
1.3.6.3	Détermination des taux de fibres, de résine et de porosité.	37
1.3.6.4	Détermination de la température de transition vitreuse et du taux de polymérisation	39
1.3.6.5	Constantes de l'ingénieur pour le composite 2	40
1.4	Conclusion	41
2	Le suivi d'essais mécaniques mesurés et déplacements et mesures thermiques	43
2.1	Les mesures de champs cinématiques	45
2.1.1	Généralités	45
2.1.2	La corrélation d'images numériques (DIC)	46
2.1.2.1	Conditionnement de la surface	46
2.1.2.2	Calcul des déplacements : fonction de forme et coefficient de corrélation	47
2.1.2.3	Calcul des déformations	49
2.1.3	La stéréo-corrélation d'images numériques	50
2.1.3.1	Principe de la stéréo-vision	50
2.1.3.2	De la stéréovision à la stéréo-corrélation d'images	51
2.1.4	Exemples d'applications de la corrélation et stéréo-corrélation d'images numériques	52
2.1.4.1	Exemples d'utilisation de la corrélation d'images	52
2.1.4.2	Exemples d'utilisation de la stéréo-corrélation d'images	53
2.1.5	Conclusion	54
2.2	Aspect thermodynamique : mesures thermiques	55
2.2.1	Principe de la thermographie infrarouge	55
2.2.1.1	Principes fondamentaux du transfert d'énergie par rayonnement	55
2.2.1.2	Grandeurs caractéristiques du transfert d'énergie par rayonnement	56
2.2.1.3	Mesure de la température par thermographie infrarouge	58
2.2.2	Les différents types de méthodes de mesure par thermographie	59
2.2.2.1	Thermographie passive	59
2.2.2.2	Thermographie active	60
2.2.3	Applications de la thermographie IR au suivi d'essais mécaniques	60

2.2.3.1	Couplage thermo-mécanique	60
2.2.3.2	Caractérisation de l'état de contrainte dans le matériau: thermoelastic stress analysis (TSA).	61
2.2.3.3	Détermination des déformations en surface d'un matériau	63
2.2.3.4	Détermination de la limite d'endurance d'un matériau: méthode de Risitano	63
2.2.3.5	Détection de l'endommagement dans les structures.	64
2.2.3.6	Détermination du comportement de matériaux	65
2.3	Utilisation de techniques couplées	66
2.3.1	Evaluation de l'endommagement dans les matériaux	66
2.3.2	Mesure des contraintes	67
2.3.3	Mise en évidence de la plasticité	67
2.3.4	Mise en évidence du phénomène d'hystérésis	68
2.3.5	Bilan.	69
2.4	Conclusion	70

3 Conception d'une éprouvette cruciforme pour des essais bi-axiaux

71

3.1	Les essais bi-axiaux.	73
3.1.1	Les différents types d'essais en bi-axial.	73
3.1.2	Les essais de traction bi-axiale sur des éprouvettes cruciformes	73
3.1.2.1	La conception des éprouvettes	73
3.1.2.2	Les essais réalisés	77
3.2	La conception d'une nouvelle éprouvette cruciforme.	78
3.2.1	Critères de conception	78
3.2.2	Premier modèle éléments finis	78
3.2.2.1	Etude de l'influence de la forme de la zone centrale.	79
3.2.2.2	Influence de la taille de la zone centrale.	81
3.2.2.3	Influence de la forme des congés entre les bras et de l'épaisseur des bras.	81
3.2.3	Réalisation d'un modèle affine en 3 dimensions	82
3.2.3.1	Comparaison des modélisations 2D et 3D	83
3.2.3.2	Influence de la modélisation de la résine.	85
3.2.3.3	Influence de la zone prise dans les mors	86
3.2.4	Modèle final	89
3.3	Fabrication de l'éprouvette cruciforme	92
3.3.1	Adaptation du procédé à la réalisation d'éprouvettes bi-axiales	92
3.3.1.1	Problèmes spécifiques au composite 48302/SR1710.	93
3.3.1.2	Problèmes spécifiques au composite G926/RTM6.	93
3.3.2	Réalisation de l'éprouvette	94
3.3.2.1	Composite 48302/SR1710.	94
3.3.2.2	Composite G926/RTM6	95
3.3.2.3	Découpe des éprouvettes	96
3.4	Validation du design de l'éprouvette bi-axiale	97
3.4.1	Description de l'essai.	97

3.4.2	Description du modèle éléments finis	99
3.4.3	Comparaison essais/calculs	100
3.5	Conclusion	104
4	Etude du comportement en fatigue uni-axiale du composite	105
4.1	La fatigue sur les matériaux composites	107
4.1.1	Les grandeurs caractéristiques et concepts utilisés en fatigue.	107
4.1.2	Représentations d'un comportement en fatigue	108
4.1.2.1	Les courbes de Wöhler (courbes S-N)	109
4.1.2.2	Les "fatigue life diagrams"	109
4.1.2.3	Les "constant-life diagrams" (CLD).	110
4.1.3	Endommagement des composites stratifiés par fatigue.	111
4.1.4	Modélisation analytique de l'endommagement en fatigue d'un composite	113
4.1.4.1	Les modèles basés sur la durée de vie (courbes S-N)	113
4.1.4.2	Les modèles de type phénoménologique	113
4.1.4.3	Les modèles d'endommagement progressif	114
4.1.5	Conclusion	115
4.2	Description de la méthodologie pour la caractérisation en fatigue du matériau composite G926/RTM6	116
4.2.1	Présentation de la méthode	116
4.2.1.1	Détermination de la limite d'endurance: méthode de Risitano	116
4.2.1.2	Détermination du comportement du composite au voisinage de la limite d'endurance	117
4.2.2	Présentation de la méthode de suivi d'essai en fatigue	117
4.2.2.1	Corrélation d'images numériques	117
4.2.2.2	Thermographie infrarouge.	118
4.3	Caractérisation en fatigue uni-axiale du composite G926/RTM6	120
4.3.1	Détermination de la limite d'endurance par la méthode de Risitano.	120
4.3.1.1	Mise en oeuvre des essais	120
4.3.1.2	Etude de l'influence de la fréquence de sollicitation.	122
4.3.1.3	Etude de l'influence du rapport de contrainte.	123
4.3.2	Etude en fatigue du matériau: sollicitations sur un million de cycles	124
4.3.2.1	Description de l'essai	124
4.3.2.2	Méthode d'exploitation des mesures par corrélation d'images	125
4.3.2.3	Méthode d'exploitation des données thermiques	127
4.3.2.4	Essai préliminaire	129
4.3.2.5	Evolution des essais: rapport de contrainte de 0,3	129
4.3.2.6	Bilan	133
4.4	Conclusion	135

5 Etude du comportement en fatigue bi-axiale du composite	137
5.1 Etat de l'art sur la fatigue bi-axiale sur les matériaux composites	139
5.2 Caractérisation en fatigue bi-axiale du composite G926/RTM6	141
5.2.1 Détermination de la limite d'endurance par la méthode de Risitano.	142
5.2.2 Etude en fatigue bi-axiale du matériau: étude sur 1 million de cycles.	143
5.2.2.1 Description de l'essai	144
5.2.2.2 Exploitation des données obtenues par corrélation d'images	145
5.2.2.3 Exploitation des données obtenues par thermographie infrarouge	145
5.2.2.4 Résultats des essais: premières observations	146
5.2.2.5 Observation des mécanismes d'endommagement de l'éprouvette cruciforme en fatigue bi-axiale	147
5.2.2.6 Bilan des essais: cinématique d'endommagement de l'éprouvette.	161
5.3 Critique du design d'éprouvette cruciforme proposé	163
5.3.1 Analyse des causes de l'endommagement.	163
5.3.2 Critique des éprouvettes cruciformes en composites monoblocs	164
5.4 Redéfinition du cahier des charges de l'éprouvette pour répondre aux exigences liées à la fatigue	166
5.4.1 Définition des besoins de l'éprouvette	166
5.4.2 Définition des conditions aux limites de la zone centrale de l'éprouvette.	166
5.4.3 Bilan.	171
5.5 Conclusion	172
Conclusion et perspectives	173
Bibliographie	177

Table des figures

1.1	Structures courantes de plis [Perret 11]	8
1.2	Structures sandwiches [Binetruy08]	10
1.3	Moulage sous vide	11
1.4	Principe du procédé RFI [Qi 99, Garnier 11]	11
1.5	Principe du procédé LRI	12
1.6	Principe du procédé RTM [Celle 06]	12
1.7	Exemple de courbes obtenues par DSC pour une résine TGMDA [Ooi 00]	15
1.8	Exemple d'image utilisée pour de l'analyse d'images	16
1.9	Dispositif pour les mesures ultrasonores	19
1.10	Echantillon pour les mesures ultrasonores par contact	22
1.11	Calcul des constantes à partir des mesures ultrasonores [Mistou 00]	23
1.12	Montage pour une infusion	28
1.13	Principe d'imprégnation des plis	29
1.14	Traction éprouvettes à 0° (sens chaîne)	32
1.15	Traction éprouvettes à 90° (sens trame)	32
1.16	Traction éprouvettes à 45°	33
1.17	Réalisation d'une éprouvette épaisse en composite par LRI	35
1.18	Schéma du dispositif de mesures ultrasonores [Garnier 11]	35
1.19	Montage pour une mesure de densité	37
1.20	Montage pour une dissolution de résine	38
1.21	DSC pour un composite 48302/SR1710	39
2.1	Exemple de mouchetis réalisé à l'aide de peintures blanche et noire	47
2.2	Principe de la stéréovision [Fazzini 09]	50
2.3	Principe de la stéréocorrélation d'images [Fazzini 09]	51
2.4	Exemple de cartographie de déformations sur une éprouvette cruciforme [Brault 10]	53
2.5	Mesure des déplacements lors d'un essai de cisaillement quadruple [Fazzini 07a]	54
2.6	Différents flux thermiques	56
2.7	Luminance	57
2.8	Température en fonction de la longueur d'onde [Astrosurf]	58
2.9	Cartographie thermique d'une éprouvette cruciforme sollicitée en traction bi-axiale	59
2.10	Evolution de la température en fonction du nombre de cycles	63

2.11	Détermination de la limite d'endurance par la méthode de Risitano [Karama11, Toubal04]	64
2.12	Détection de l'endommagement par thermographie infrarouge [Goidescu 11]	65
2.13	Comparaison entre température et endommagement sur un essai de fatigue [Toubal 04]	67
2.14	Energie stockée et énergie dissipée [Toubal 04]	68
3.1	Différents types de géométries étudiées [Welsh 02]	74
3.2	Photographie de la rupture des éprouvettes [Welsh 02]	74
3.3	Différents types de géométries bi-axiales [Smits 06]	75
3.4	Nouvelle géométrie d'éprouvette [Escarpita 10a]	76
3.5	Eprouvette cruciforme rainurée [Abdelhay 09]	76
3.6	Modélisation de l'éprouvette en 2D et conditions aux limites	79
3.7	Influence de la forme de la zone centrale	80
3.8	Influence de la taille de la zone centrale	81
3.9	Influence de la largeur des bras et de la forme des congés entre les bras	82
3.10	Partie de la pièce modélisée	83
3.11	Comparaison des modèles 2D et 3D	84
3.12	Concentrations de contraintes dues aux singularités géométriques	84
3.13	Modélisation de la résine dans le modèle EF	85
3.14	Comparaison avec et sans ajout de résine	85
3.15	Deux types de zones dans les mors testés	86
3.16	Contraintes suivant l'axe X dans un essai de bi-traction pour deux types d'éprouvettes	87
3.17	Modèle sans la zone prise dans les mors	88
3.18	Comparaison des résultats avec ou sans la modélisation de la partie de l'éprouvette prise dans les mors	89
3.19	Géométrie du modèle final	90
3.20	Comparaison de la répartition des contraintes pour les deux composites	91
3.21	Géométrie finale de l'éprouvette	91
3.22	Placement des plis dans le moule	92
3.23	Dispositif d'infusion pour le composite 48302/SR1710	94
3.24	Dispositif d'infusion pour le composite G926/RTM6	95
3.25	Eprouvette cruciforme après détournage	96
3.26	Rupture éprouvette bi-axiale en statique	97
3.27	Extensomètres utilisés pour les mesures	98
3.28	Comparaison des données de déplacement sur les deux faces	99
3.29	Comparaison des cartographies de ε_t , ε_x et γ_{tt} par éléments finis et par corrélation d'images, F=11kN	100
3.30	Comparaison MEF/DIC	101
3.31	Chargements suivant les deux axes lors de l'essai de traction bi-axiale	101
3.32	Evolution de ε_x pour différents chargements	102
3.33	Contrainte à rupture finale calculée par éléments finis	103
4.1	Les différents types de sollicitations en fatigue [ISO 1300303]	108

4.2	Diagramme S-N pour un matériau métallique [Garnier 11]	109
4.3	“Fatigue life diagram” pour un composite uni-directionnel avec un chargement en traction-traction [Talreja08]	110
4.4	Exemples de CLD avec différentes modélisations [Vassilopoulos10a]	111
4.5	Endommagement d’un composite stratifié [Quaresimin03]	112
4.6	Evolution de l’endommagement dans un stratifié au cours d’un essai de fatigue [Toubal04]	112
4.7	Mise en oeuvre des calculs par la méthode de Risitano	121
4.8	Influence de la fréquence pour $R=0,1$	122
4.9	Influence de la fréquence pour $R=0,5$	122
4.10	Influence du rapport de contrainte $f=10\text{Hz}$	124
4.11	Dispositif pour le suivi d’essai de fatigue uni-axial	125
4.12	Recalage des courbes de contraintes et de déformations.	126
4.13	Zones de mesure de la température.	128
4.14	Correction de la température	128
4.15	Comparaison entre température et endommagement pour différents taux de chargement.	130
4.16	$E=f(N)$ pour différents taux de chargement en uni-axial.	131
4.17	$\Delta T=f(N)$ pour différents taux de chargement en uni-axial.	131
5.1	Dénomination des différentes zones de l’éprouvette cruciforme.	141
5.2	Comparaison de la méthode de Risitano bi-axiale pour deux cas de charges	142
5.3	Rupture de l’éprouvette suite à l’essai $R=0,1$ et $f=5\text{Hz}$.	143
5.4	Dispositif de l’essai de fatigue bi-axiale.	144
5.5	Comparaison des amplitudes sur les axes X et Y pour différents cas de charges (%Fr).	146
5.6	Cartographie thermique de l’éprouvette cruciforme pour un chargement à 30%	147
5.7	Cartographies de déformations de l’éprouvette cruciforme pour un chargement de 30%	148
5.8	Evolution de la température en surface d’éprouvette pour un chargement à 40%	149
5.9	Evolution de la température en différents points au cours d’un essai avec un chargement de 40%	150
	Evolution du déplacement suivant l’axe X sur la surface de l’éprouvette au cours d’un essai	
	avec un chargement de 40%	151
5.11	Mouchetis de l’éprouvette au 800000 ^{ème} cycle.	152
5.12	Evolution de la température en surface d’éprouvette pour un chargement à 45%	153
5.13	Evolution de la température en différents points au cours d’un essai avec un chargement de 45%	154
5.14	Mouchetis de l’éprouvette pour différents cycles.	155
5.15	Evolution du déplacement suivant l’axe X sur la surface de l’éprouvette au cours d’un essai	
	avec un chargement de 45%	156
5.16	Rupture d’une éprouvette cruciforme après 1 million de cycles.	157
5.17	Evolution de la température en surface d’éprouvette pour un chargement à 60%	158
5.18	Evolution de la température en différents points au cours d’un essai avec un chargement de 60%	159
	Evolution du déplacement suivant l’axe X sur la surface de l’éprouvette au cours d’un essai	
	avec un chargement de 60%	160
5.20	Mouchetis de l’éprouvette pour différents cycles.	160
5.21	Endommagement de notre éprouvette cruciforme sous un chargement en fatigue bi-axiale	161

5.22 Répartition de la contrainte de cisaillement inter-laminaire τ_{xz} à l'interface entre plis continus et plis de renfort	163
5.23 Répartition de la contrainte de cisaillement τ_{xy} dans le plan dans les plis continus de l'éprouvette	164
5.24 Schéma de transmission des efforts dans une éprouvette cruciforme.	165
5.25 Conditions aux limites appliquées pour les simulations	167
5.26 Répartition des contraintes suivant l'axe X pour différents chargements (MPa).	168
5.27 Répartition des contraintes de cisaillement pour différents chargements (MPa).	169
5.28 Critère de Hill pour le cas du chargement en ellipse.	170
5.29 Chargement optimal	170
5.30 Champs de contraintes suivant l'axe X et de cisaillement (MPa), et critère de Hill pour un chargement optimal	171

Liste des tableaux

1.1	Caractéristiques techniques du tissu HexForce 48302	25
1.2	Caractéristiques mécaniques du couple SR1710/SD8824 avec le cycle choisi	25
1.3	Caractéristiques techniques du tissu HexForce G926	26
1.4	Caractéristiques mécaniques de la résine avec le cycle choisi	26
1.5	Constantes élastiques du composite 48302/SR1710	34
1.6	Constantes à rupture du composite 48302/SR1710	34
1.7	Vitesses des ondes ultrasonores mesurées en m/s	36
1.8	Constantes de l'ingénieur déterminées par la méthode ultrasonore pour un composite 48302/SR1710 36	
1.9	Constantes de l'ingénieur pour un composite 48302/SR1710	36
1.10	Taux de fibres, de résine et de porosité pour un composite 48302/SR1710	39
1.11	Constantes de l'ingénieur déterminées pour un composite G926/RTM[Garnier 11]	40
1.12	Constantes à rupture du composite G926/RTM[Garnier 11]	40
3.1	Constantes de l'ingénieur du matériau carbone 48302/SR1710	79
4.1	Paramètres de l'essai préliminaire	129
4.2	Paramètres des essais de fatigue uni-axiaux	129
4.3	Contraintes résiduelles du composite après essai de fatigue 1 million de cycles pour différents chargements	133
5.1	Paramètres des essais de fatigue uni-axiaux	144

Introduction

Les matériaux composites renforcés de fibres de carbone sont de nos jours de plus en plus utilisés dans l'industrie. Ils représentent une alternative très intéressante aux alliages légers, tels que l'aluminium, pour la réalisation de structures mécaniques à hautes performances. En effet, ils permettent d'allier des propriétés mécaniques très élevées, en termes de rigidité et de résistance, à une masse relativement faible. La variété des résines utilisées comme matrices permet aussi d'intégrer des fonctions spécifiques, telles que l'isolation ou un rôle de barrière feu.

Leurs applications sont très diversifiées. On les trouve notamment dans l'industrie aéronautique, pour la réalisation de fuselages ou de pièces diverses à l'intérieur des avions. Airbus, Boeing, Dassault ou encore Daher-Socata ont eu massivement recours à ces matériaux sur leurs avions dans une optique de gain de masse, et donc d'économie en carburant. Ils sont également très présents dans l'industrie spatiale. Astrium et Thalès Alenia Space utilisent souvent ces matériaux sur leurs satellites, nécessitant une importante stabilité dimensionnelle face à des variations importantes de température. La naval est aussi un secteur privilégié. De très nombreuses coques de bateaux sont réalisées avec ces matériaux. Ils sont aussi très présents dans les sports de haut niveau, dans des applications aussi diverses que des châssis et des carrosseries de voitures de sport, des cadres et des composants pour vélos, des skis... Ils sont souvent plébiscités dans ces cas-là pour leur importante rigidité. Tous ces exemples montrent les très vastes champs d'applications des composites.

Ces matériaux possèdent des caractéristiques spécifiques, très différents de ceux des matériaux métalliques. En effet, du fait de leur hétérogénéité, ils possèdent des propriétés mécaniques anisotropes. On parle dans leur cas de matériaux orthotropes, du fait de la symétrie de ces propriétés par rapport aux trois plans principaux de l'espace. De plus, les composites sont sensibles à l'endommagement. Les mécanismes lors de la dégradation sont nombreux et dépendent fortement des conditions de chargement (traction, compression, statique, dynamique...). En contrepartie, ils sont peu sensibles à la plasticité, contrairement aux métaux.

La fatigue est un enjeu majeur dans la conception des structures en composites. Elle correspond à l'application d'un chargement répété sur la structure. Il a été montré à de nombreuses reprises dans la littérature qu'une pièce mécanique pouvait rompre en fatigue alors que le chargement appliqué est inférieur à la charge critique à rupture statique. La durée de vie de la structure est ainsi dépendante de l'intensité du chargement appliqué, ainsi que du nombre de cycles réalisés. La difficulté de prédiction de l'évolution de l'endommagement sous une sollicitation cyclique pousse généralement les concepteurs à sur-dimensionner les structures, en utilisant des coefficients de sécurité importants. De nombreuses études ont donc été menées pour prédire l'endommagement des composites face à de telles sollicitations. Divers modèles et critères de rupture en fatigue ont été élaborés et sont couramment utilisés pour le dimensionnement de structures.

Cependant ces modèles ont été élaborés à partir de données expérimentales issues d'essais uni-axiaux.

Certains critères et modèles prennent en compte des états de contraintes multi-axiaux, mais très peu de données expérimentales existent pour valider ces modèles par la création d'un état de contrainte multi-axiale maîtrisée. L'essai le plus couramment réalisé et présentant le potentiel le plus important est l'essai de traction bi-axiale sur des éprouvettes cruciformes. La difficulté principale de ce type d'essai provient de l'absence de norme pour la réalisation d'éprouvettes bi-axiales en composites. La conception d'une éprouvette performante, permettant de réaliser une étude de comportement en garantissant une rupture sous un état de contrainte bi-axiale reste donc un enjeu majeur pour les chercheurs.

La progression des systèmes de mesures optiques pour le suivi d'essais mécaniques permet de réaliser des mesures de champs sans contact sur la surface complète d'une pièce. Parmi ces systèmes, la corrélation d'images numériques est un moyen de mesure qui autorise une mesure des déplacements avec une précision importante. La thermographie infrarouge permet, quant à elle, de mesurer des champs de température. Ces systèmes sont de plus en plus utilisés, dans la recherche comme dans l'industrie, pour caractériser le comportement mécanique de matériaux. En particulier, ils représentent des outils puissants pour détecter l'apparition de l'endommagement dans les structures. Le couplage des données obtenues à l'aide de ces systèmes permet de concevoir des modèles poussés.

Au cours de cette thèse, nous nous attacherons dans un premier chapitre à la caractérisation d'un matériau composite. Cette étape est nécessaire à toute étude mécanique car elle permet de déterminer les constantes élastiques de l'ingénieur, ainsi que les contraintes admissibles à rupture d'un matériau. Ces données sont caractéristiques de chaque matériau et sont les éléments de base à rentrer dans les codes de calcul par éléments finis pour le dimensionnement de structures. La caractérisation se fera aussi d'un point de vue physico-chimique, par la détermination du taux de polymérisation, de la température de transition vitreuse, ainsi que des taux de fibres, de résine et de porosité. Ces données donnent des informations sur l'état de santé de la pièce.

Dans un deuxième chapitre, nous réaliserons un état de l'art concernant les méthodes de mesures de champs pour le suivi d'essais mécaniques, en particulier la corrélation d'images numériques et la thermographie infrarouge. Les principes et les modes de fonctionnement de ces deux systèmes seront détaillés, ainsi que leurs applications. Nous présenterons enfin plusieurs méthodologies de couplage des données obtenues avec ces deux systèmes pour la caractérisation de l'endommagement, notamment dans le cas des matériaux composites.

Dans un troisième chapitre, une éprouvette cruciforme sera conçue et dimensionnée spécifiquement pour répondre aux besoins des matériaux composites et de notre étude. Cette phase de conception sera réalisée à l'aide d'un calcul par éléments finis. L'éprouvette sera ensuite réalisée à l'aide d'un procédé d'infusion de résine liquide (LRI). Ce procédé sera appliqué dans le cas de deux composites différents, possédant chacun des problématiques d'infusion spécifiques.

Ensuite, dans un quatrième chapitre, une méthodologie de suivi d'essai sera mise en place pour obtenir des données de déplacements ainsi que des données de température dans le cas d'essais de fatigue uni-axiale. Les moyens d'essais retenus seront la corrélation d'images numériques ainsi que la thermographie infrarouge. L'acquisition des images dans le cas de la corrélation d'images se fera au moyen de caméras rapides, capables de prendre jusqu'à 5400 images par seconde, afin d'obtenir des données en dynamique, en cours d'essai. Une méthode permettant de déclencher ces systèmes au moyen de signaux envoyés par la machine d'essai sera mise en place afin de rendre le suivi d'essai complètement automatique. Une méthodologie de caractérisation

du matériau composite en fatigue sera mise en place. La méthode consistera à déterminer, dans un premier temps, la limite d'endurance du matériau, c'est à dire le chargement maximal permettant de supporter un chargement d'un million de cycles. Plusieurs chargements seront ensuite réalisés sur différentes éprouvettes aux alentours de cette limite d'endurance pour caractériser l'évolution de l'endommagement tout au long du cycle de vie de l'éprouvette.

Enfin, au cours d'un cinquième chapitre, la méthodologie élaborée ainsi que les moyens de suivi d'essais seront mis en oeuvre pour la caractérisation en fatigue bi-axiale du composite. L'objectif est de pouvoir comparer les données obtenues dans le cas des essais uni-axiaux à celles obtenues lors des essais bi-axiaux, afin de déterminer l'influence de l'état multi-axial des contraintes sur le comportement en fatigue du matériau. Du fait de la complexité géométrique de la pièce, les champs de contraintes dans celle-ci sont fortement hétérogènes. Les mesures de champs permettront de réaliser les observations sur la totalité de la surface de l'éprouvette, et ainsi d'estimer l'évolution de l'endommagement en tout point. Une évaluation de la validité de la conception de l'éprouvette cruciforme pour des essais de fatigue sera aussi réalisée.

Chapitre 1

Mise en oeuvre et caractérisation d'un matériau composite

Sommaire

1.1 Principes généraux sur les matériaux composites	7
1.1.1 Définition d'un matériau composite	7
1.1.2 Les différents types de fibres utilisées et leur formulation	7
1.1.3 Les matrices	8
1.1.4 Les structures en composites	9
1.1.5 Les procédés de fabrication	10
1.2 La caractérisation des matériaux composites	14
1.2.1 Les paramètres liés au procédé	14
1.2.2 Les constantes élastiques du matériau	17
1.3 Présentation des matériaux choisis	25
1.3.1 Le composite 1: 48302/SR1710	25
1.3.2 Le composite 2: G926/RTM6	26
1.3.3 Critères de choix pour les deux composites	26
1.3.4 Le procédé de fabrication choisi: l'infusion de résine liquide (LRI) appliquée au composite 1	27
1.3.5 Application du procédé LRI au composite 2	29
1.3.6 Caractérisation du matériau	30
1.4 Conclusion	41

Ce chapitre a pour but de réaliser un état de l'art sur les matériaux composites, et plus particulièrement sur les composites à fibres de carbone et à matrice époxyde. Nous nous attacherons à répertorier les procédés de fabrication couramment rencontrés dans l'industrie, ainsi que leurs applications. Un procédé sera ensuite dégagé et utilisé pour la réalisation des éprouvettes de traction bi-axiale.

Ensuite, les différentes méthodes de caractérisation de matériaux composites seront exposées. Il s'agit à la fois de caractérisation mécanique, par la détermination de toutes les constantes de l'ingénieur du matériau, et de caractérisation physico-chimique, par l'étude des différents paramètres liés au procédé pouvant avoir une influence sur le comportement des structures. Ces étapes de caractérisation permettront à la fois de valider le procédé de fabrication choisi et de connaître les caractéristiques principales du matériau, qui sont des données essentielles à toute modélisation mécanique.

A la suite de cela, nous présenterons les matériaux retenus pour l'étude, ainsi que le procédé de fabrication choisi. Les matières premières ainsi que les produits finis seront définis. Le procédé de fabrication sera présenté en détail, avec toutes les étapes de la fabrication des éprouvettes dans le cas des deux matériaux choisis.

Enfin, ces deux matériaux seront caractérisés mécaniquement et leurs paramètres physico-chimiques seront déterminés. Les méthodes de caractérisation choisies seront exposées et développées. Les constantes de l'ingénieur seront déterminées en utilisant une méthodologie combinant essais destructifs de traction et de mesure de la vitesse d'ondes ultrasonores. La caractérisation physico-chimique, constituée d'essais de dissolution pour la mesure du taux de porosité ou d'analyse enthalpique différentielle pour la mesure de la température de transition vitreuse, permettra de valider la fiabilité du procédé de fabrication retenu.

1.1 Principes généraux sur les matériaux composites

1.1.1 Définition d'un matériau composite

Un matériau composite se différencie des matériaux macroscopiquement homogènes par le fait qu'il est constitué de plusieurs composants distincts [Gay 89, Chatain 01]. Sa structure apparaît donc macroscopiquement hétérogène. Un matériau composite est constitué de renforts, qui apportent une grande résistance mécanique au matériau, et d'une matrice, qui permet d'apporter une liaison solide entre les renforts. Il existe une très grande variété de matériaux composites. Le bois, par exemple, peut être considéré comme un matériau composite naturel. Le béton armé est aussi un matériau composite.

Il existe d'autres types de composites tels que les composites à matrice céramique (carbure de silicium ou carbone), ou à matrice métallique (aluminium...). Généralement dans ce cas les renforts sont sous forme de charges insérées dans le matériau et non sous forme de fibres.

Dans l'industrie aéronautique ou spatiale, les composites les plus fréquemment rencontrés sont les composites à base de fibres de carbone, de verre ou encore d'aramide. Les fibres qui peuvent être courtes ou longues sont alors noyées dans une matrice de type époxyde, cyanate-ester...

Dans le cas des fibres longues, la particularité du matériau obtenu est que, en plus de son aspect macroscopiquement hétérogène, ses propriétés mécaniques sont aussi très fortement hétérogènes. En effet, la résistance mécanique est en général beaucoup plus grande dans le sens de sollicitation parallèle aux fibres que dans la direction perpendiculaire aux fibres. On parle de matériaux orthotropes.

L'avantage de ces matériaux est qu'ils permettent de réaliser des structures possédant les avantages des deux matériaux employés pour le constituer. Par exemple, un composite carbone/époxy permettra de combiner la très bonne résistance mécanique des fibres de carbone avec la légèreté d'une résine époxyde, permettant ainsi de réaliser des pièces au très bon rapport masse/performances mécaniques. Dans certains cas la matrice peut aussi intégrer certaines fonctions spécifiques, telles que la résistance au feu, l'isolation thermique ou électrique...

1.1.2 Les différents types de fibres utilisées et leur formulation

Les fibres principalement utilisées dans l'industrie sont les fibres de verre, de carbone, de kevlar (aramide), ou plus récemment des fibres naturelles telles que des fibres de lin, de chanvre ou de bambou. Chaque type de fibres possède une application particulière. Par exemple, une fibre de carbone aura une très bonne résistance mécanique et une importante rigidité alors qu'une fibre de kevlar permettra une meilleure absorption des chocs. Une fibre de verre quant à elle possèdera une résistance moins bonne mais sera plus économique. Ainsi chaque fibre trouvera une application dans une situation spécifique. On trouve ces fibres sous forme de fibres longues (quelques dizaines de centimètres) ou de fibres courtes (généralement quelques centimètres ou millimètres).

Dans le cas de fibres longues, ces fibres peuvent se présenter sous plusieurs formes. Tout d'abord l'assemblage peut être uni-directionnel. Dans ce cas les fibres sont toutes disposées dans la même direction. Ensuite il peut s'agir d'un tissu bi-dimensionnel. Dans ce cas les fibres sont tissées entre elles dans deux directions préférentielles, souvent perpendiculaires. Il existe différents types d'armatures de tissus (taffetas, sergé, satin... Figure 1.1). Enfin, on trouve aussi des tissus où les fibres sont tissées dans 3 directions principales. Dans certains cas, les fibres peuvent aussi être tissées avec une direction hors plan.

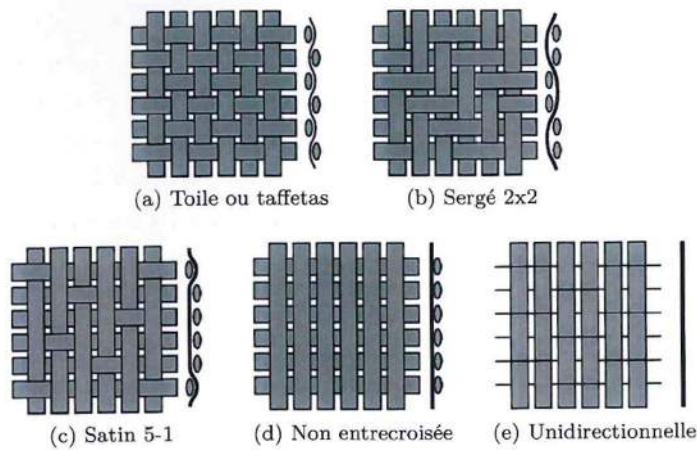


FIGURE 1.1 – Structures courantes de plis [Perret 11]

Les uni-directionnels apportent souvent une grande rigidité et une grande résistance à la pièce lorsque l'effort est dirigé dans le sens des fibres. Il est alors nécessaire d'orienter les fibres majoritairement dans la direction de sollicitation mécanique lorsque celle-ci est connue à priori. A l'opposé, un tissu permettra une meilleure homogénéité des propriétés dans le plan qu'un uni-directionnel, en ayant toutefois une rigidité moins importante due au fait que les fibres ne sont pas tendues mais ondulées.

Les fibres courtes quant à elles se présentent généralement sous forme de mats, c'est à dire sous forme de plis dans lesquels elles sont positionnées de façon aléatoire. Dans certains cas elles peuvent même être injectées directement dans un moule. Leur positionnement se fait alors de façon aléatoire dans les 3 dimensions de l'espace.

1.1.3 Les matrices

Il existe une grande variété de matrices qui possèdent chacune des caractéristiques propres.

Les matrices auxquelles nous allons nous intéresser dans cette étude sont les matrices organiques. Elles peuvent se diviser en deux grandes catégories : les thermoplastiques et les thermodurcissables. Les thermoplastiques se présentent dans un état solide à température ambiante et peuvent être amenées dans un état visqueux en les chauffant pour les mettre en forme. La résine reprend alors sa rigidité en se refroidissant. Au contraire, une résine thermodurcissable se présente dans un premier temps dans un état visqueux à température ambiante. Un cycle de chauffe permet de déclencher une réticulation de la résine qui va la faire durcir et lui donner une forme qu'elle va ensuite conserver en revenant à température ambiante. Cette transformation est irréversible contrairement aux résines thermoplastiques. On trouve des résines mono-composant ou bi-composants. Dans le cas des bi-composants, la résine est associée à un durcisseur qui est un catalyseur qui entraîne la réticulation de celle-ci dès lors que les deux composants sont mélangés. Cette réticulation peut être encore catalysée en chauffant le mélange réalisé.

1.1.4 Les structures en composites

Les matériaux composites permettent de réaliser un certain nombre de structures. Pour la majorité d'entre elles il s'agit de structures sous forme de membranes ou de coques. C'est à dire que l'épaisseur de ces structures reste faible au regard des dimensions de la pièce. Cependant, dans certains cas, il est possible de créer des structures plus massives.

1.1.4.1 Les stratifiés monolithiques

Ces structures correspondent à la grande majorité des structures réalisées en composites. Une structure stratifiée consiste en un empilement de plis. Les plis peuvent être soit des plis uni-directionnels, soit des tissus. Dans un pli uni-directionnel, les propriétés mécaniques sont concentrées dans une seule direction (parallèle aux fibres). Pour éviter que la pièce ne soit fragilisée dans les autres directions de sollicitations, il est courant d'empiler les plis dans plusieurs directions pour uniformiser le plus possible les propriétés mécaniques dans le plan. Les directions préférentielles sont 0° , 90° et $\pm 45^\circ$ par rapport à l'axe principal de la pièce. Cependant il est courant de voir des fibres disposées à $\pm 30^\circ$ ou $\pm 60^\circ$ suivant les besoins. Le principe est le même dans le cas des tissus, à la différence près que les tissus possèdent des fibres dans différentes directions. L'utilisation de telles structures permet d'obtenir des propriétés mécaniques adaptées à chaque type de chargement dans le plan et ainsi d'optimiser le ratio masse/résistance mécanique ou masse/rigidité.

On trouve certaines structures dont les plis sont cousus entre eux avant d'être imprégnés de résine [Luo 09]. Ce procédé permet de donner une plus grande résistance lors de sollicitations hors-plan, de réduire les contraintes inter-laminaires et donc de limiter les effets de type délaminage (rupture de la matrice à l'interface entre deux plis).

1.1.4.2 Les structures sandwiches

Les structures sandwiches sont composées généralement de deux peaux réalisées en stratifiés et d'une âme qui peut être une structure en nid d'abeilles, en mousse, en treillis (Figure 1.2)... L'avantage de telles structures est de proposer une rigidité accrue en flexion en comparaison aux structures stratifiées. L'espacement des deux peaux a pour effet d'augmenter significativement le moment de flexion tout en minimisant la prise de masse. Le rôle de l'âme peut être aussi d'intégrer certaines fonctions spécifiques telles qu'une isolation thermique, une barrière feu... Cependant il existe quelques problèmes liés à ces structures, tels qu'une mauvaise évacuation de l'humidité ou des difficultés de réparation qui limitent leur utilisation dans certains domaines.

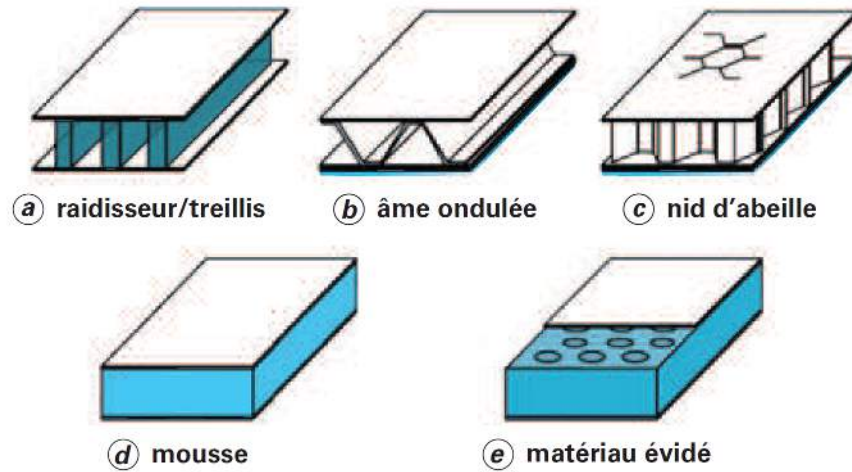


FIGURE 1.2 – Structures sandwiches [Binetruy 08]

1.1.4.3 Autres types de structures

Moins courantes, il existe néanmoins des structures fabriquées en composites qui ne sont pas sous forme de coques. Elles ont souvent pour vocation d'être sollicitées dans plusieurs directions, ce qui nécessite d'avoir des caractéristiques proches de l'isotropie. Pour ce faire, certains procédés tels que l'injection plastique permettent toutefois d'obtenir des propriétés macroscopiquement isotropes par l'utilisation de fibres courtes qui viennent se positionner de façon aléatoire dans le moule. Ces fibres, bien que ne permettant pas de passer des efforts aussi importants que dans les cas de fibres longues continues, permettent d'améliorer notablement les propriétés mécaniques de la résine seule. L'avantage de ce type de structures par rapport aux pièces métalliques reste souvent un rapport masse/résistance mécanique assez intéressant.

1.1.5 Les procédés de fabrication

Un composite est généralement constitué d'un empilement de plis, dirigés dans des directions différentes. Dans une très grande majorité des cas, la mise en forme de matériaux composites nécessite d'utiliser un moule pour donner la forme à la pièce. Dans la plupart des procédés de moulage on retrouve la même série d'étapes.

Tout d'abord, l'imprégnation consiste à mélanger la résine et les fibres. Ensuite un compactage est réalisé pour chasser toutes les bulles d'air éventuellement emprisonnées lors de l'imprégnation et évacuer le surplus de résine, favorisant ainsi un taux volumique de fibres important. Une chauffe du mélange permet ensuite de déclencher la polymérisation de la résine. Enfin, la pièce peut être démoulée et on peut lui appliquer différentes étapes de finition, telles qu'un vernissage, une découpe ou un ponçage.

Si ces étapes se retrouvent dans la majeure partie des procédés, on peut toutefois distinguer plusieurs types de procédés distincts [Gay 89, Berbain 97]. Les procédés présentés ici sont des procédés de mise en oeuvre de composites à matrice thermo-durcissable. Il s'agit de procédés couramment utilisés dans l'industrie aéronautique.

1.1.5.1 Le drapage de pré-imprégnés

Dans ce procédé les plis sont sous forme de pré-imprégnés, ce qui veut dire qu'ils sont composés de fibres qui sont déjà imprégnées de résine. La résine n'est cependant pas encore polymérisée. Le principe ici est de réaliser le drapage des plis sur un moule rigide et de faire un contre-moule souple à l'aide d'une bâche. Une pompe permet de réaliser un vide relatif dans le moule qui va venir plaquer la bâche contre les plis et réaliser un compactage. Un compactage supplémentaire peut être réalisé en plaçant le moule dans un autoclave et en ajoutant une pression supplémentaire (Figure 1.3). Cette pression peut atteindre 7 bars dans le cas d'un composite carbone/époxy. Ici encore la réticulation peut avoir lieu soit à température ambiante soit en chauffant le moule.

Ce procédé très utilisé dans l'industrie aéronautique permet d'obtenir des pièces avec de très bonnes caractéristiques mécaniques et un taux de porosité très faible, surtout lors de la mise en oeuvre en autoclave.

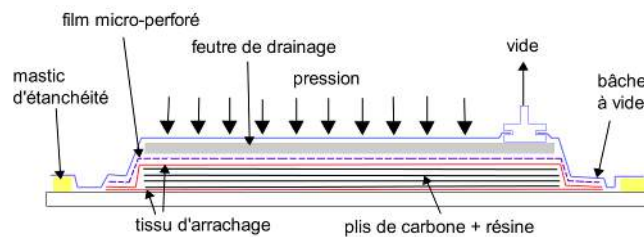


FIGURE 1.3 – Moulage sous vide

1.1.5.2 L'infusion par film de résine (RFI)

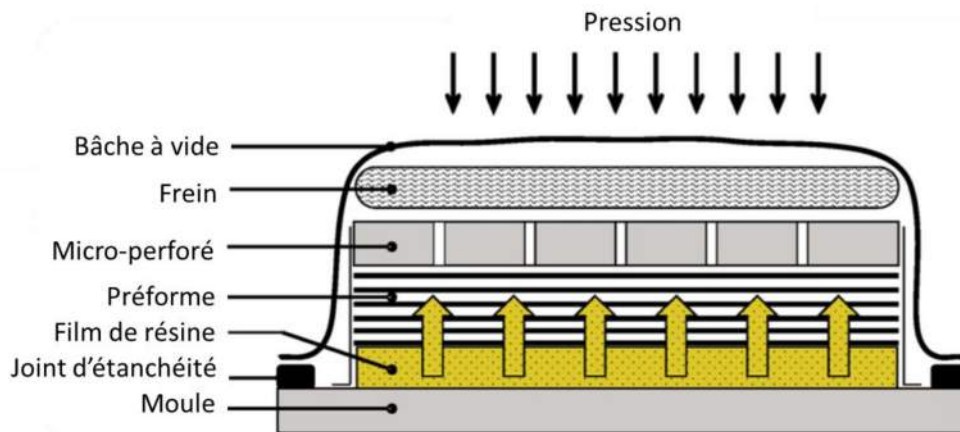


FIGURE 1.4 – Principe du procédé RFI [Qi 99, Garnier 11]

Le principe de ce procédé est de draper les plis au-dessus d'un film de résine solide préalablement déposé sur le moule. Contrairement au pré-imprégné, il s'agit de tissus secs (non-imprégnés de résine). Une bâche est ensuite apposée sur le moule et le vide est effectué (Figure 1.4). L'ensemble est mis dans un autoclave. Une combinaison de cycles de chauffe et de mise en pression permet à la résine de se liquéfier et d'imprégner

les plis. Sous l'effet de la chaleur, la résine devient moins visqueuse et peut ainsi imprégner les plis plus facilement. Une série de produits d'environnement tels que du film perforé ou du feutre permettent d'évacuer le trop-plein de résine ainsi que les bulles d'air présentes.

1.1.5.3 L'infusion de résine liquide (LRI)

Lors de ce procédé, les plis sont drapés secs dans le moule. On utilise une bache à vide et une pompe pour créer un vide relatif dans le moule et réaliser un compactage des plis. La résine est ensuite injectée dans le moule par voie liquide (Figure 1.5) [Binetruy 06, Garnier 11]. Elle peut progresser dans le moule uniquement grâce à la dépression générée par la pompe en sortie du moule. Une fois que les plis sont complètement imprégnés, l'ensemble est chauffé pour provoquer la réticulation de la résine. Cette réticulation peut aussi avoir lieu à température ambiante dans certains cas. La cuisson est effectuée dans une étuve car il n'est pas nécessaire d'ajouter une pression de compactage supplémentaire. Ce procédé de plus en plus utilisé permet d'obtenir des pièces avec un taux de porosité très faible et de très bonnes performances mécaniques. Sa mise en oeuvre peut être adaptée à des pièces de grande taille comme de petite taille. Il est cependant généralement préférable de l'utiliser pour des productions en petites ou moyennes séries.

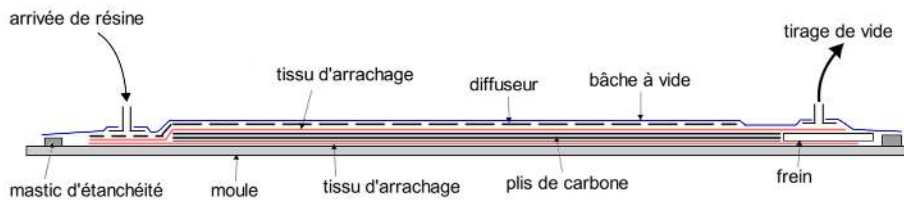


FIGURE 1.5 – Principe du procédé LRI

1.1.5.4 L'injection de résine sous pression (RTM)

Le procédé RTM (Resin Transfer Moulding) repose sur le principe de l'injection sous pression de résine dans le moule [Boinot 91]. Contrairement au LRI, ce procédé nécessite généralement d'avoir un moule et un contre-moule rigides (Figure 1.6). Une fois que les plis sont drapés dans le moule, celui-ci est maintenu fermé mécaniquement par des brides. La résine est ensuite injectée par voie liquide en entrée du moule sous pression (généralement 3 bars).

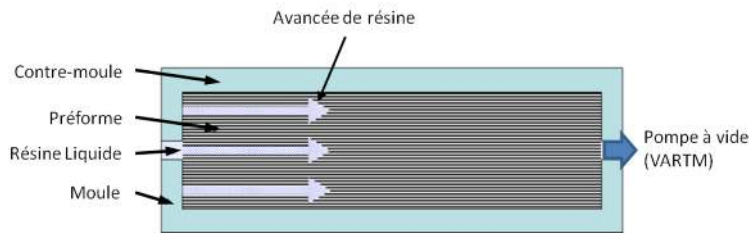


FIGURE 1.6 – Principe du procédé RTM [Celle 06]

Il existe certains dérivés de cette méthode. Nous pouvons citer par exemple le VA-RTM (Vacuum Assisted RTM). Dans ce cas on ajoute en plus une pompe à vide en sortie du moule pour permettre une meilleure

progression de la résine en diminuant les pertes de charges tout en prévenant la formation éventuelle de bulles causées par l'air emprisonné.

Il existe aussi le RTM light. Dans le cas de ce procédé, on utilise un contre-moule souple. Il est alors nécessaire d'utiliser une faible pression d'injection pour ne pas perdre le compactage des plis, ou bien de réaliser la manipulation dans un autoclave.

Ce procédé permet la réalisation de pièces de plus grandes dimensions qu'en infusion. Cependant la mise en oeuvre est plus complexe et l'outillage souvent plus coûteux que dans le cas de l'infusion. Néanmoins il permet de réaliser des pièces complexes avec de très bonnes caractéristiques mécaniques. Ce procédé est très couramment utilisé dans l'industrie aéronautique.

1.1.5.5 Une étape intermédiaire : le pré-formage

Il s'agit d'une étape qui peut être réalisée comme étape intermédiaire lors de la formulation de composites stratifiés par des procédés tels que le LRI ou le RTM. Les tissus secs utilisés pour réaliser le composite sont alors poudrés avec de la résine (thermoplastique ou thermodurcissable). Un premier passage à l'étuve permet alors à la résine de polymériser et de lier les plis entre eux. Le résultat de cette étape ne constitue pas à proprement parler un composite car la quantité de résine présente est trop faible pour donner des propriétés mécaniques suffisantes. Cependant cela permet de lier les plis entre eux et d'éviter qu'ils ne bougent pendant la phase d'imprégnation dans le cadre d'un procédé d'infusion par exemple.

1.2 La caractérisation des matériaux composites

Les matériaux composites sont des matériaux anisotropes, considérés comme orthotropes, donc très fortement hétérogènes et possédant des caractéristiques mécaniques différentes dans les trois directions. Lorsque l'on étudie ces matériaux il est intéressant de connaître un maximum de leurs propriétés pour comprendre leur fonctionnement et ainsi prédire le comportement des structures réalisées. Le concepteur sera en particulier intéressé par les différentes constantes élastiques du matériau ainsi que les différentes contraintes admissibles à rupture. Une caractérisation mécanique est donc nécessaire. De plus, il est intéressant de contrôler des paramètres tels que le taux de porosité ou, dans le cas des composites à matrice époxyde, la température de transition vitreuse. Ces paramètres donnent des informations sur la qualité du procédé mis en oeuvre ainsi que sur la santé matière des pièces produites. Cet ensemble de tests constitue une étape préliminaire indispensable à toute étude sur ces matériaux.

1.2.1 Les paramètres liés au procédé

Cette étude regroupe quelques exemples de détermination de paramètres qui sont directement liés au procédé et qui peuvent avoir un lien direct avec les performances de la pièce. Il est important de vérifier ces paramètres car ils sont caractéristiques de l'état de santé de la pièce. Ils permettent, en l'occurrence, de valider un procédé de fabrication et tous les paramètres qui le constituent.

1.2.1.1 La mesure de la température de transition vitreuse

L'une des grandeurs caractéristiques pour évaluer un procédé est la température de transition vitreuse T_g [PREN6032]. Dans le cas d'une résine thermodurcissable, elle correspond à la température au-dessus de laquelle la résine polymérisée va passer de son état vitreux à un état caoutchoutique. Elle est directement liée au cycle de cuisson et éventuellement de post-cuisson utilisé. C'est une caractéristique de la résine qui est spécifiée dans la fiche technique du produit. La T_g mesurée doit se rapprocher le plus possible de cette valeur pour signifier que la cuisson a été bien effectuée.

Un procédé permettant la mesure d'un tel phénomène est l'analyse enthalpique différentielle (DSC). Le principe est de réaliser une montée en température progressive de l'échantillon en mesurant le flux thermique [Cherdoud-Chihani 97, Teyssedre 97]. Lorsque l'on passe d'un état vitreux, qui est un état où le matériau est rigide, à un état caoutchouteux, où le matériau devient alors souple et ductile, des changements macromoléculaires se produisent. Les chaînes macromoléculaires se réarrangent et cela produit alors une chute importante du flux thermique. En effet, contrairement à la réticulation, la réaction est consommatrice de chaleur. Ce type de réaction est dit endothermique. La variation de la capacité calorifique du matériau caractéristique de ce changement d'état permet donc de mesurer la température de transition vitreuse. En effet, au passage de la température de transition vitreuse, le matériau devient plus souple et sa capacité thermique augmente alors significativement, ce qui se traduit au niveau des mesures par une baisse significative du flux thermique mesuré (Figure 1.7). Ces trois courbes représentent les études menées sur une résine avec différentes proportions de durcisseur (respectivement 2, 5 et 10% de la masse totale pour les courbes (a), (b) et (c)).

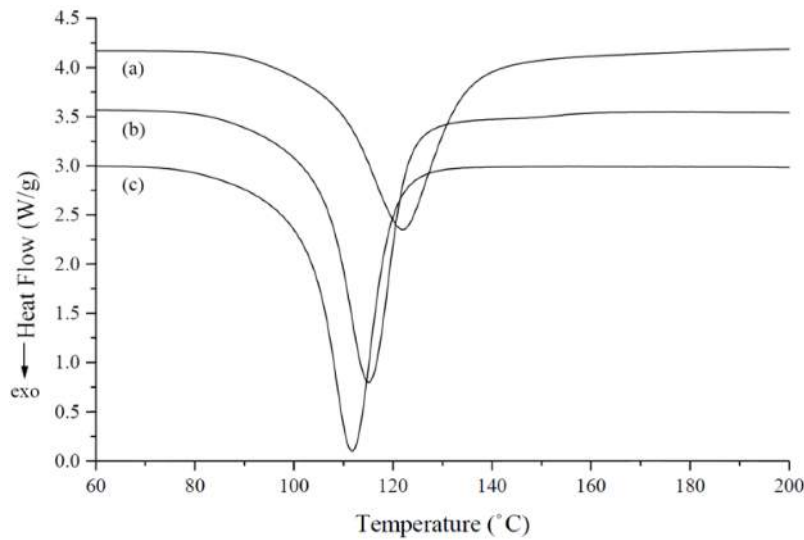


FIGURE 1.7 – Exemple de courbes obtenues par DSC pour une résine TGMDA [Ooi 00]

1.2.1.2 La mesure du taux de polymérisation

Il s'agit d'une autre indication qui permet de savoir si le cycle de polymérisation de la résine a été complètement réalisé. Ce taux est supposé être de 100% dans le cas idéal. Il se mesure en utilisant le procédé de mesure de l'enthalpie différentielle (DSC). Des mesures préliminaires sur la résine seule non polymérisée sont effectuées et permettent de déterminer l'enthalpie de cette résine au cours de la cuisson. La mesure de cette même enthalpie sur le composite réalisé permet de déterminer par comparaison avec le cas de la résine seule le taux de polymérisation.

1.2.1.3 La mesure des taux de fibres, de résine et de porosité

La mesure de ces taux nous donne des informations sur le procédé dans le sens où cela permet d'avoir une idée sur la santé du matériau. Un matériau en bonne santé aura un taux de porosité très bas. Les bulles emprisonnées dans le matériau sont des amorces potentielles de rupture et de fissuration de la matrice. Elles représentent aussi une discontinuité dans le matériau. Les taux de fibres et de résine sont aussi des paramètres importants dans les propriétés mécaniques du matériau. L'intérêt de garder ces paramètres constants est donc de pouvoir prédire les caractéristiques élastiques du matériau.

Le moyen le plus courant pour mesurer ces taux est la technique de dissolution de résine par attaque chimique [EN2564]. Cette méthode, fiable et largement répandue [Garnier 11], fait l'objet d'une norme : la norme EN2564, où le procédé et les calculs sont clairement détaillés. La première étape à réaliser est de mesurer la densité de chaque échantillon à tester à l'aide d'une pesée statique. Ensuite, la résine est dissoute à l'aide d'acide sulfurique. Les fibres restant après la dissolution sont pesées précisément. Ces mesures permettent de déterminer les taux massiques de résine et de fibres. Ensuite, les données de masse volumique des fibres de carbone ainsi que de la résine données par le fournisseur sont utilisées pour déterminer les taux volumiques de résine, de fibres et de porosité.

Un autre moyen pour caractériser le taux de porosité consiste à utiliser l'analyse d'images [Ledru 09]. Le

principe est d'analyser les différents niveaux de gris d'une image d'un composite prise dans son épaisseur (Figure 1.8).

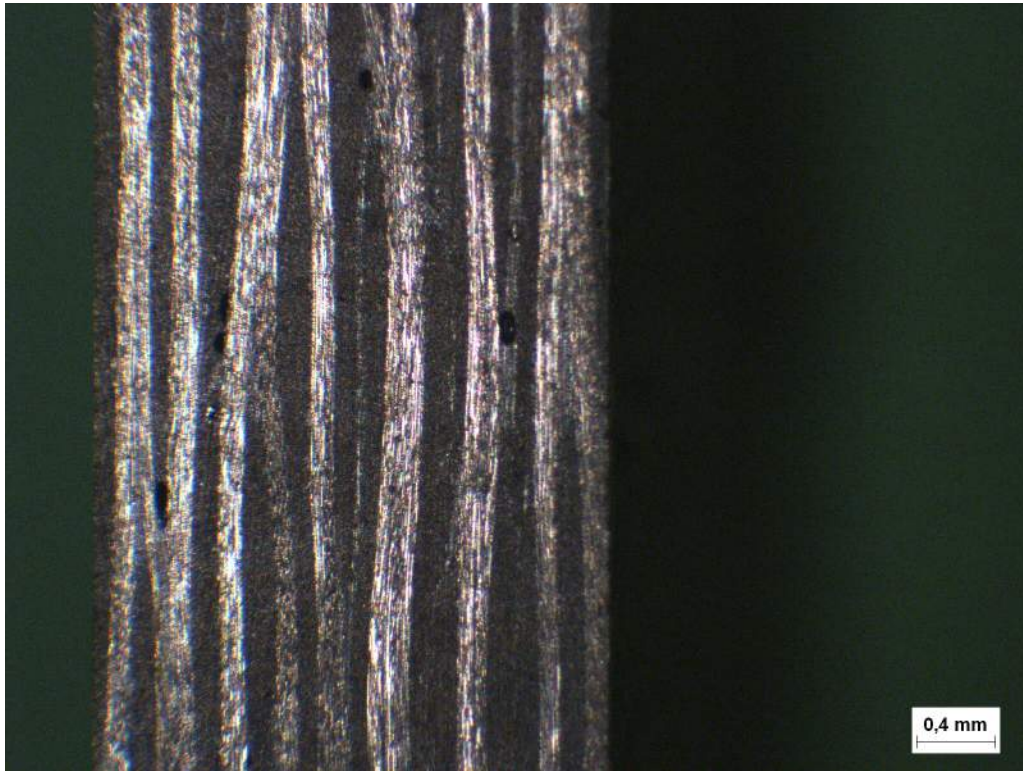


FIGURE 1.8 – Exemple d'image utilisée pour de l'analyse d'images

La prise d'image se fait à l'aide d'un microscope optique, dont le grossissement permet de distinguer clairement les fibres de la résine. Il a été remarqué que sur ce type d'images, les fibres de carbone apparaissent claires, alors que la matrice est plus sombre. La porosité, quant à elle, apparaît sous la forme de tâches encore plus sombres que la matrice. Un logiciel tel que Image J permet de déterminer sur une image quelle est la proportion de cette image dont les niveaux de gris sont compris dans une certaine gamme. Ainsi, en déterminant les limites de cette gamme de telle façon qu'elle permette d'englober uniquement les valeurs de gris les plus sombres, ce qui correspond aux porosités, on peut très facilement avoir une estimation du taux surfacique de porosité sur cette coupe de la pièce. Il est nécessaire d'avoir un éclairage constant sur la pièce lors de l'acquisition de l'image. Cela permet de ne pas avoir une variation importante des contrastes, ce qui fausserait les calculs.

Pour réaliser ce type d'essais, il est nécessaire d'avoir une surface complètement plate et lisse. les échantillons sont pour cela découpés à l'aide d'une scie diamantée et polis en utilisant des abrasifs de plus en plus fins, allant d'un grain 80 jusqu'à un grain 1200.

Contrairement à la dissolution, cette méthode présente l'avantage d'être rapide à mettre en oeuvre, tout en permettant d'obtenir des résultats fiables. Cependant, il n'est possible que de déterminer le taux surfacique de porosité. Cela peut être handicapant dans une zone critique où le taux de porosité aurait tendance à avoir un fort gradient. Plusieurs manipulations sont alors nécessaires pour mesurer la porosité à différentes

profondeurs contrairement au cas de la dissolution où on obtient en une seule mesure le taux de porosité moyen sur la totalité du volume en question.

Les deux méthodes exposées présentent l'inconvénient d'être des méthodes destructives, ce qui implique qu'elles doivent, soit être réalisées après les essais désirés sur la pièce, soit sur une autre partie de la plaque dans laquelle les échantillons sont éventuellement découpés.

1.2.2 Les constantes élastiques du matériau

Ces constantes constituent les paramètres qui seront rentrés dans les codes de calculs pour la validation des modèles. Dans le cas de matériaux orthotropes, il existe 9 constantes élastiques à déterminer :

- Les modules d'élasticité dans les 3 directions de l'espace : E_{11} , E_{22} , E_{33}
- Les coefficients de Poisson : ν_{12} , ν_{13} , ν_{23}
- Les modules de cisaillement : G_{12} , G_{13} , G_{23}

Il existe diverses façons de les mesurer.

1.2.2.1 La mesure par essais de traction uni-axiale

Cette méthode est largement employée car elle permet, en plus de la mesure des constantes élastiques, de mesurer les valeurs des charges à rupture du matériau. Le principe est de tirer sur une éprouvette avec une vitesse de sollicitation constante jusqu'à la rupture finale du matériau. A chaque instant, l'effort de traction et les déformations du matériau sont connus. L'éprouvette est instrumentée, soit à l'aide de jauges d'extensométrie, soit par une mesure optique (telle que la corrélation d'images numériques), pour évaluer les déformations du matériau. Connaissant la section de l'éprouvette il est aisé de remonter à la contrainte longitudinale dans le matériau σ_1 . Les déformations sont mesurées dans le sens longitudinal (ε_1) ainsi que dans le sens transverse au déplacement des mors (ε_2). Ces données permettent de calculer le module d'élasticité (E_1) ainsi que le coefficient de Poisson (ν_{12}) par les formules suivantes (Equations 1.1 et 1.2) :

$$E_1 = \frac{\sigma_1}{\varepsilon_1} \quad (1.1)$$

$$\nu_{12} = -\frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_1} \quad (1.2)$$

Ainsi, en réalisant des éprouvettes avec les plis orientés à 0° et 90° , il est possible d'avoir accès aux modules d'élasticité dans les axes principaux du matériau E_1 et E_2 ainsi qu'au coefficient de Poisson dans le plan ν_{12} . L'essai de traction à 90° permettrait de remonter au coefficient de Poisson ν_{21} . Cependant cette donnée n'est pas nécessaire car dans le cas de composites orthotropes, elle peut être obtenue par la relation suivante (Equation 1.3) :

$$\frac{\nu_{21}}{E_1} = \frac{\nu_{12}}{E_2} \quad (1.3)$$

L'utilisation d'éprouvettes avec des plis orientés à 45° permet aussi de calculer le module de cisaillement dans le plan du matériau. En effet, de la même manière que précédemment, il est possible de mesurer le module d'élasticité à 45° E_{45} . Il peut être aussi déterminé de la manière suivante (Equation 1.4, [Berthelot 05]) en prenant $\theta = 45^\circ$:

$$\frac{1}{E_\theta} = \frac{1}{E_1} \cos^4 \theta + \frac{1}{E_2} \sin^4 \theta + \left(\frac{1}{G_{12}} - 2 \frac{\nu_{12}}{E_1} \right) \sin^2 \theta \cos^2 \theta \quad (1.4)$$

Avec ces données il est possible de remonter au module de cisaillement G_{12} par la formule suivante (Equation 1.5) :

$$\frac{1}{G_{12}} = \frac{4}{E_{45}} - \frac{1}{E_1} - \frac{1}{E_2} + 2 \frac{\nu_{12}}{E_1} \quad (1.5)$$

La réalisation des éprouvettes est effectuée en respect de la norme NF EN ISO 527 [ISO527], qui règle-mente à la fois la géométrie et la méthode de fabrication et de montage sur la machine de traction pour des matériaux composites à matrice organique. Cette norme est dédiée aux essais sur des composites réalisés à base de tissus. Il existe plusieurs types d'éprouvettes valides : avec des talons ou en forme d'altères.

Sawadogo [Sawadogo 09] a étudié 3 différents types de talons à coller à l'éprouvette : des talons en acier, en fibres de verre, ou alors directement intégrés à la structure, faisant partie intégrante de l'éprouvette. La solution la plus efficace reste le rajout de talons collés en fibres de verre. Ces talons sont réalisés par moulage sous vide de tissus de verre pré-imprégnés dont le stratifié comporte un nombre égal de plis à +45° et -45°. Par la suite, il existe plusieurs méthodes de détermination des constantes élastiques à partir des résultats des essais de traction.

Gommers et al. [Gommers 97a] ont mis au point une méthode permettant d'optimiser le nombre d'essais pour caractériser complètement des composites. La détermination des constantes du matériau peut se faire à travers l'interprétation d'une série d'essais de traction. Des éprouvettes sont réalisées avec différents angles d'inclinaison de fibres. A chaque fois, deux paramètres sont mesurés : $S_{11} = \frac{\sigma_1}{\varepsilon_1}$ et $S_{12} = \frac{\sigma_1}{\varepsilon_2}$. Ces coefficients sont exprimés dans le repère de l'essai de traction. Des équations permettent de lier les coefficients dans le repère de l'essai aux coefficients dans le repère du pli. Il est possible de remonter aux coefficients dans le repère du pli en résolvant un système de type $Ax=B$ où A est la matrice contenant les coefficients dans le repère de l'essai de traction, B la matrice des coefficients dans le repère du pli et x une matrice de passage. Il apparaît que la méthode la plus efficace consiste à effectuer des essais de traction à 0, 45 et 90°.

Dans une autre publication, Gommers et al. [Gommers 97b] ont présenté une méthode pour caractériser les efforts à rupture pour des matériaux composites et utilisant le critère de Tsai-Wu sur des essais de traction. Il en ressort que le choix d'essais de traction à 0, 45 et 90° représente la meilleure alternative pour la caractérisation de matériaux composites.

La mesure des constantes par essais de traction donne accès aux constantes de l'ingénieur dans le plan mais pas hors plan. Après ces essais, il reste donc 5 constantes à déterminer : E_{33} , ν_{13} , ν_{23} , G_{13} , G_{23} . Cette étude peut donc être complétée par des essais supplémentaires, tels qu'une campagne de caractérisation par mesures ultrasonores.

1.2.2.2 Alternative pour mesurer les propriétés de cisaillement : l'essai d'Iosipescu

Il s'agit de réaliser un essai de cisaillement pur dans le but de mesurer le module de cisaillement du matériau. Cet essai requiert une éprouvette spécifique.

Pierron [Pierron 91] a étudié en détail l'essai d'Iosipescu pour la mesure de la constante de cisaillement dans le plan, en le comparant à un essai de traction sur des éprouvettes dont les plis sont orientés à 45° . Il apparaît que la qualité des résultats est équivalente pour les 2 méthodes, avec en plus une plus grande simplicité de mise en œuvre pour l'essai de traction. De plus, il n'apparaît pas possible d'avoir accès à la valeur de la constante en cisaillement lors d'essais avec des angles différents de 45° . Enfin, l'essai avec des plis à $\pm 45^\circ$ n'apporte pas d'information fiable car il y a une interaction parasite entre les plis dans le cas de plis uni-directionnels.

1.2.2.3 Mesure par ultrasons

L'utilisation de méthodes ultrasonores est largement répandue [Béakou 91, Garnier 11, Mistou 00]. Cette méthode s'appuie sur le fait que les caractéristiques d'un matériau sont liées à la vitesse de propagation des ondes mécaniques dans celui-ci. Il est, de ce fait, intéressant d'arriver à mesurer la vitesse de ces ondes mécaniques pour remonter aux caractéristiques élastiques du matériau. La méthode de mesure de la vitesse des ondes ultrasonores peut se faire de différentes façons. Les plus répandues sont la méthode par contact [Neighbours 67, Enderby 98] et la méthode par immersion [Stijnman 95, Neighbours 67].

Le principe de la méthode par contact est de poser un émetteur d'onde (transducteur) sur la surface d'un échantillon et un récepteur sur la surface opposée (figure 1.9). Ces éléments sont synchronisés à l'aide d'un oscilloscope qui permet de déterminer le temps que met l'onde à traverser la pièce. En mesurant précisément l'épaisseur de la pièce on peut déterminer la vitesse de la propagation des ondes dans le matériau. Le contact entre le transducteur et le matériau se fait au moyen d'un gel couplant pour permettre une meilleure transmission des ondes.

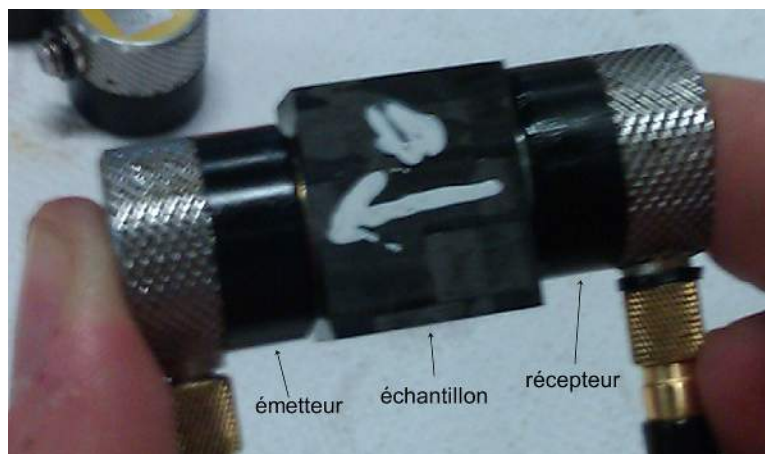


FIGURE 1.9 – Dispositif pour les mesures ultrasonores

Le principe de la méthode par immersion est exactement le même que dans le cas de la méthode par contact. Cependant les éprouvettes sont ici immergées. L'immersion peut être totale ou partielle. Le transducteur est placé à une certaine distance de la pièce et la propagation des ondes se fait tout d'abord dans

l'eau avant de rentrer dans la pièce. L'eau dans la cuve permet de faire une bonne transmission des ondes dans le matériau.

1.2.2.4 Résolution par problème direct ou inverse

Lors de l'association entre les constantes de l'ingénieur et la vitesse des ondes ultrasonores dans le matériau, il est possible d'aborder le problème sous deux aspects différents. On parle de problème direct quand on calcule la vitesse des ondes à partir des constantes de l'ingénieur connues du matériau, et de problème inverse quand on calcule les constantes de l'ingénieur à partir de la mesure de la vitesse des ondes ultrasonores.

La méthode de problème direct se base sur la relation qui existe entre la vitesse de propagation des ondes mécaniques dans le matériau étudié et les constantes élastiques de l'ingénieur de ce matériau. Elle est ainsi utilisée pour la caractérisation de matériaux. Pour la réalisation des calculs, il est nécessaire de faire l'hypothèse que l'onde ultrasonore est plane, c'est à dire que tous les points ayant une même coordonnée x se déplacent de la même façon au cours du temps. Cette hypothèse permet d'utiliser l'équation de la dynamique [Royer 96] :

$$\rho \frac{\partial^2 u_i}{\partial t^2} = C_{ijkl} \frac{\partial^2 u_l}{\partial x_j \partial x_k} \quad (1.6)$$

avec ρ la masse volumique, C_{ijkl} la matrice de rigidité et u_i ($i=1,2,3$) est la composante du vecteur déplacement dans la direction i .

En intégrant V la vitesse de phase, u_0^i la polarisation de l'onde et n_i les composantes du vecteur directeur de propagation à l'équation, il est possible de réécrire l'équation de Christoffel :

$$\rho V^2 u_0^i = C_{ijkl} n_j n_k u_l^0 \quad (1.7)$$

En introduisant ensuite le tenseur du second ordre $\mathbf{\Psi}_{il}$:

$$\mathbf{\Psi}_{il} = C_{ijkl} n_j n_k \quad (1.8)$$

L'équation de Christoffel devient :

$$\rho V^2 u_0^i = \mathbf{\Psi}_{il} u_l^0 \quad (1.9)$$

Il est ainsi possible d'identifier les vitesses de phase et les polarisations des ondes planes, suivant une direction \vec{n} et la matrice de rigidité C_{ijkl} comme étant les valeurs propres et les vecteurs propres du tenseur $\mathbf{\Psi}_{il}$. Ainsi, dans un milieu anisotrope, l'équation de propagation des ondes planes peut s'écrire sous la forme suivante [Mistou 00] :

$$\det [\mathbf{V}_{ij} - \rho V^2 \delta_{ij}] = 0 \quad (1.10)$$

où δ_{ij} est le symbole de Kronecker.

Les composantes du tenseur de propagation \mathbf{V}_{il} peuvent être définies par l'intermédiaire des composantes C_{ijkl} du tenseur de rigidité du quatrième ordre :

$$\begin{aligned} \mathbf{V}_{11} &= C_{11}n_1^2 + C_{66}n_2^2 + C_{55}n_3^2 + 2C_{16}n_1n_2 + 2C_{15}n_1n_3 + 2C_{56}n_2n_3 \\ \mathbf{V}_{12} &= C_{16}n_1^2 + C_{26}n_2^2 + C_{45}n_3^2 + (C_{12} + C_{66})n_1n_2 + (C_{14} + C_{56})n_1n_3 + (C_{46} + C_{25})n_2n_3 \\ \mathbf{V}_{13} &= C_{15}n_1^2 + C_{46}n_2^2 + C_{35}n_3^2 + (C_{14} + C_{56})n_1n_2 + (C_{13} + C_{55})n_1n_3 + (C_{36} + C_{45})n_2n_3 \\ \mathbf{V}_{22} &= C_{66}n_1^2 + C_{22}n_2^2 + C_{44}n_3^2 + 2C_{26}n_1n_2 + 2C_{46}n_1n_3 + 2C_{24}n_2n_3 \\ \mathbf{V}_{23} &= C_{56}n_1^2 + C_{24}n_2^2 + C_{34}n_3^2 + (C_{46} + C_{25})n_1n_2 + (C_{36} + C_{45})n_1n_3 + (C_{23} + C_{44})n_2n_3 \\ \mathbf{V}_{33} &= C_{66}n_1^2 + C_{44}n_2^2 + C_{33}n_3^2 + 2C_{45}n_1n_2 + 2C_{35}n_1n_3 + 2C_{34}n_2n_3 \\ \mathbf{V}_{21} &= \mathbf{V}_{12} \\ \mathbf{V}_{31} &= \mathbf{V}_{13} \\ \mathbf{V}_{32} &= \mathbf{V}_{23} \end{aligned} \quad (1.11)$$

C_{ij} sont les composantes du tenseur de rigidité.

Pour chaque direction de vecteur \vec{n} il existe 3 modes de polarisation d'ondes planes : un longitudinal et 2 transversaux. La transmission des ondes produites par la source dans le matériau se fait par l'intermédiaire d'un agent couplant qui permet d'uniformiser la surface de contact. Dans le cas des matériaux orthotropes, lorsque les axes de propagation sont différents des axes principaux d'orthotropie, la polarisation des ondes ne se fait plus de façon purement longitudinale ou transversale. La direction de polarisation est différente de celle de la source. Il est ainsi commun d'utiliser les ondes ayant la polarité la plus proche des ondes produites par la source. Ces ondes sont appelées quasi-longitudinales ou quasi-transversales. Les ondes quasi-transversales sont considérées orthogonales aux ondes quasi-longitudinales. Pour obtenir des ondes purement longitudinales ou transversales, il faut donc se placer dans les axes principaux d'orthotropie du matériau. Il devient ainsi possible de calculer analytiquement la vitesse de propagation des ondes en connaissant les constantes de l'ingénieur du matériau.

La méthode qui va être utilisée dans notre étude est la méthode par problème inverse, qui permet de calculer les constantes de l'ingénieur à partir de la mesure de la vitesse des ondes ultrasonores dans le matériau.

L'utilisation de cette méthode permet de calculer la totalité des 9 constantes élastiques du matériau [Béakou 91].

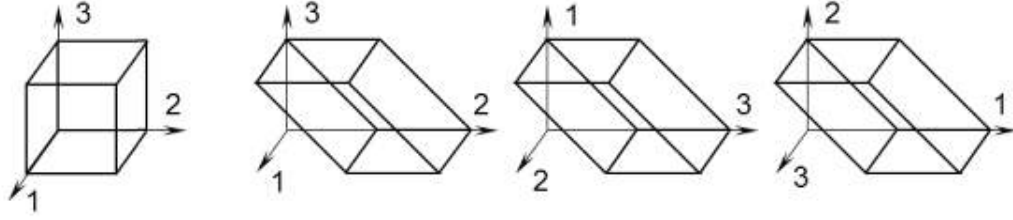


FIGURE 1.10 – Echantillons pour les mesures ultrasonores par contact

Pour ce faire, en contact direct, 4 échantillons sont nécessaires (Figure 1.10) :

- 1 cubique
- 3 parallélépipédiques à 45° par rapport à chacun des plans de l'espace

Pour réaliser les mesures, on place l'émetteur sur une face de l'échantillon et le récepteur sur la face opposée. En connaissant précisément l'épaisseur de chaque échantillon et le temps de vol de l'onde il est possible de déterminer les vitesses de propagation des ondes longitudinales et transversales. Celles-ci permettent de calculer les neuf constantes de la matrice de rigidité par la relation entre le tenseur de Christoffel et les vitesses de propagation (Figure 1.11) ainsi que le facteur D :

$$D = C_{11} \cdot C_{22} \cdot C_{33} - C_{11} \cdot C_{23}^2 - C_{33} \cdot C_{12}^2 - C_{22} \cdot C_{13}^2 + 2 \cdot C_{12} \cdot C_{13} \cdot C_{23} \quad (1.12)$$

Il est ainsi possible de calculer les constantes de l'ingénieur E_i , ν_{ij} , G_{ij} où $[i, j = 1, 2, 3]$:

$$\begin{aligned} E_1 &= \frac{D}{(C_{22} \cdot C_{33} - C_{23}^2)} & E_2 &= \frac{D}{(C_{11} \cdot C_{33} - C_{13}^2)} & E_3 &= \frac{D}{(C_{11} \cdot C_{22} - C_{12}^2)} \\ G_{12} &= C_{66} & G_{13} &= C_{55} & G_{23} &= C_{44} \\ \nu_{12} &= \frac{-E_1(C_{13} \cdot C_{23} - C_{12} \cdot C_{33})}{D} & \nu_{13} &= \frac{-E_1(C_{12} \cdot C_{23} - C_{13} \cdot C_{22})}{D} & \nu_{23} &= \frac{-E_2(C_{12} \cdot C_{13} - C_{23} \cdot C_{11})}{D} \\ \nu_{21} &= \frac{-E_2(C_{13} \cdot C_{23} - C_{12} \cdot C_{33})}{D} & \nu_{31} &= \frac{-E_3(C_{12} \cdot C_{23} - C_{13} \cdot C_{22})}{D} & \nu_{32} &= \frac{-E_3(C_{12} \cdot C_{13} - C_{23} \cdot C_{11})}{D} \end{aligned} \quad (1.13)$$

Cette méthode peut être utilisée en complément d'une méthode de caractérisation par essais de traction statique pour déterminer la totalité des constantes de l'ingénieur. Etant donné que cette méthode permet à elle seule de donner la totalité des constantes, elle peut être utilisée aussi comme outil de comparaison pour la détermination des constantes dans le plan du composite. Un des principaux avantages de cette méthode est de permettre une caractérisation complète en minimisant les essais destructifs.

Direction de propagat°	Direction de polarisat°	Type d'onde	Type d'essai Géométrie	Tenseur de Christoffel	Relation Constantes/Vitesses
$n_1 = 1$ $n_2 = 0$ $n_3 = 0$	1	longitudinale		$\Gamma_{11} = C_{11}$	$C_{11} = \rho V_{11}^2$
	2	transversale		$\Gamma_{22} = C_{66}$	$C_{66} = \rho V_{12}^2$
	3	transversale		$\Gamma_{33} = C_{55}$	$C_{55} = \rho V_{13}^2$
$n_1 = 0$ $n_2 = 1$ $n_3 = 0$	1	transversale		$\Gamma_{11} = C_{66}$	$C_{66} = \rho V_{21}^2$
	2	longitudinale		$\Gamma_{22} = C_{22}$	$C_{22} = \rho V_{22}^2$
	3	transversale		$\Gamma_{33} = C_{44}$	$C_{44} = \rho V_{23}^2$
$n_1 = 0$ $n_2 = 0$ $n_3 = 1$	1	transversale		$\Gamma_{11} = C_{55}$	$C_{55} = \rho V_{31}^2$
	2	transversale		$\Gamma_{22} = C_{44}$	$C_{44} = \rho V_{32}^2$
	3	longitudinale		$\Gamma_{33} = C_{33}$	$C_{33} = \rho V_{33}^2$
$n_1 = 0$ $n_2 = \sqrt{2}/2$ $n_3 = \sqrt{2}/2$	1	transversale		$2\Gamma_{11} = C_{55} + C_{66}$	$C_{55} + C_{66} = 2\rho V_{S23}^2$
	2-3	quasi-longitudinale quasi-transversale		$2\Gamma_{22} = C_{22} + C_{44}$ $2\Gamma_{23} = C_{23} + C_{44}$ $2\Gamma_{33} = C_{33} + C_{44}$	
$n_1 = \sqrt{2}/2$ $n_2 = 0$ $n_3 = \sqrt{2}/2$	2	transversale		$2\Gamma_{22} = C_{44} + C_{66}$	$C_{44} + C_{66} = 2\rho V_{S13}^2$
	1-3	quasi-longitudinale quasi-transversale		$2\Gamma_{11} = C_{11} + C_{55}$ $2\Gamma_{13} = C_{13} + C_{55}$ $2\Gamma_{33} = C_{33} + C_{55}$	$C_{13} = \sqrt{(C_{11} + C_{55} - 2\rho \cdot V_{S2}^2) \cdot (C_{33} + C_{55} - 2\rho \cdot V_{S2}^2)} - C_{55}$
$n_1 = \sqrt{2}/2$ $n_2 = \sqrt{2}/2$ $n_3 = 0$	3	transversale		$2\Gamma_{33} = C_{44} + C_{55}$	$C_{44} + C_{55} = 2\rho V_{S12}^2$
	1-2	quasi-longitudinale quasi-transversale		$2\Gamma_{11} = C_{11} + C_{66}$ $2\Gamma_{12} = C_{12} + C_{66}$ $2\Gamma_{22} = C_{22} + C_{66}$	$C_{12} = \sqrt{(C_{11} + C_{66} - 2\rho \cdot V_{S3}^2) \cdot (C_{22} + C_{66} - 2\rho \cdot V_{S3}^2)} - C_{66}$

FIGURE 1.11 – Calcul des constantes à partir des mesures ultrasonores [Mistou 00]

1.2.2.5 Méthodes mixtes

Des méthodes mixtes numérique/expérimental ont été mises au point pour mesurer les constantes de l'ingénieur. Mota Soares et al. [Mota Soares 93] ont mis au point une méthode basée sur l'analyse des fréquences propres de la structure. Ces fréquences propres mesurées expérimentalement sont utilisées dans un modèle élément finis pour remonter aux valeurs des constantes élastiques. Sol et al. [Sol 97] ont aussi développé une méthode mixte en utilisant une fonction probabiliste pour simuler les disparités liées au procédé. La méthode consiste à comparer les valeurs de fréquences propres calculées avec le modèle et celles mesurées expérimentalement. Le but est de minimiser l'écart entre ces valeurs en jouant sur la valeur des constantes à déterminer. Les mesures expérimentales se font par ultrasons en immersion.

1.3 Présentation des matériaux choisis

Pour la réalisation des éprouvettes bi-axiales qui seront utilisées dans la suite de ce travail, il a été choisi de mener l'étude sur deux matériaux distincts pour déterminer la faisabilité du procédé dans deux cas différents possédant chacun leurs spécificités. Les matériaux choisis pour cette étude sont tous deux des composites stratifiés carbone/époxy.

1.3.1 Le composite 1 : 48302/SR1710

Le tissu carbone utilisé pour ce composite est un sergé commercialisé par Hexcel Composite sous la référence HexForce 48302. Les fibres de carbone le composant sont des fibres de type haute résistance (HR). Les caractéristiques générales sont récapitulées dans le tableau 1.1.

Nom de référence	HexForce 48302
Type de fils	12K, HR
Armure	Sergé 2/3
Masse nominale	300 g/m ²
Répartition en masse	chaîne : 48%, trame : 52%
Poudrage	E01
Epaisseur du pli	0,3 mm

TABLE 1.1 – Caractéristiques techniques du tissu HexForce 48302

Il apparaît un léger déséquilibre entre le sens trame et le sens chaîne dû à une différence de proportion de fibres. On s'attend donc à retrouver une différence de modules d'élasticité entre le sens trame et le sens chaîne.

La résine utilisée pour ce composite est une résine de type époxyde développée par Sicomin spécialement pour des procédés d'infusion et possède de ce fait une viscosité relativement faible. Son nom commercial est SR1710. Il s'agit d'une résine bi-composants. Elle est utilisée avec un durcisseur dont le nom commercial est SD8824. Elle possède de hautes performances mécaniques, notamment en cisaillement inter-laminaire et possède une bonne durabilité des propriétés mécaniques en milieu humide.

Les propriétés de cette résine sont fortement dépendantes du cycle de cuisson utilisé. Dans le cas de cette étude, le cycle choisi est un cycle préconisé dans la fiche technique qui consiste à cuire la résine pendant 4h à 80°C. Les caractéristiques mécaniques théoriques sont récapitulées dans le tableau 1.2.

Nom de référence	SR1710/SD8824
Cycle utilisé	4h à 80°C
Résistance mécanique maximum traction	79 MPa
Résistance mécanique maximum flexion	126 MPa
Allongement à l'effort maximum	5 %
Module élastique	2890 MPa

TABLE 1.2 – Caractéristiques mécaniques du couple SR1710/SD8824 avec le cycle choisi

Dans un premier temps, le composite réalisé est un stratifié dont tous les plis sont orientés dans la même direction.

1.3.2 Le composite 2 : G926/RTM6

Le tissu carbone utilisé pour ce composite est un satin 5 commercialisé par Hexcel Composite sous la référence HexForce G926 1304 TCT INJ E01 2F. Les fibres de carbone le composant sont des fibres de type haute résistance (HR). Les caractéristiques générales sont récapitulées dans le tableau 1.3

Nom de référence	HexForce G926 1304 TCT INJ E01 2F
Type de fils	6K, HR
Armure	Satin 5
Masse nominale	370 g/m ²
Répartition en masse	chaîne : 50%, trame : 50%
Poudrage	E01
Epaisseur du pli	0.37 mm

TABLE 1.3 – Caractéristiques techniques du tissu HexForce G926

La résine utilisée pour ce composite est une résine de type époxyde commercialisée par Hexcel spécialement pour des procédés d’infusion et possède de ce fait une viscosité faible. Son nom commercial est RTM6. Il s’agit d’une résine mono-composant de type TGMDA (TetraGlycidyl Méthylène DiAniline). Elle réagit avec une combinaison de durcisseurs amines aromatiques. Elle permet une tenue en température élevée ainsi qu’une très bonne tenue en vieillissement humide.

Les propriétés de cette résine sont fortement dépendantes du cycle de cuisson utilisé. Dans le cas de cette étude, le cycle choisi est un cycle optimisé pour la résistance à l’impact qui consiste à cuire la résine pendant 2h à 150°C. Les caractéristiques mécaniques théoriques sont récapitulées dans le tableau 1.4.

Nom de référence	RTM6
Cycle utilisé	2h à 150°C
Résistance mécanique maximum traction	75 MPa
Résistance mécanique maximum flexion	132 MPa
Allongement à l’effort maximum	3,4 %
Module élastique	2890 MPa

TABLE 1.4 – Caractéristiques mécaniques de la résine avec le cycle choisi

Le composite réalisé est un stratifié dont tous les plis sont orientés dans la même direction.

1.3.3 Critères de choix pour les deux composites

Les deux composites retenus sont réalisables avec un procédé d’infusion de résine liquide, qui est le procédé retenu pour l’étude. Le premier composite possède un tissu relativement fin avec des mèches larges, et possédant des embuvages très petits. Il possède des bonnes caractéristiques mécaniques car l’amplitude des ondulations des fibres est très faible de par l’utilisation de mèches larges et plates. La contrepartie de cette structure est que les embuvages très petits rendent l’imprégnation du tissu plus difficile. La résine est une résine bi-composants qui possède une viscosité moyennement faible et qui se met en oeuvre à température ambiante. Ce composite a été utilisé pour différents travaux sur le procédé d’infusion de résine dans le laboratoire par le passé. Le second composite possède un tissu plus épais avec des mèches plus fines et possédant des embuvages plus grands, ce qui le rend plus facile à imprégner. La résine est une mono-composant

se mettant en oeuvre à une température plus élevée (80°C à 120°C). Ce composite a été choisi car il représente un standard en aéronautique et a été de nombreuses fois utilisé dans la littérature [Goidescu 11, Garnier 11, Perret 11].

Les deux résines, bien que conçues pour les procédés d'imprégnation possèdent cependant des viscosités très différentes, la SR1710 étant environ 10 fois plus visqueuse que la RTM6. Le but est de vérifier que le procédé conçu pour la fabrication des éprouvettes bi-axiales est adapté à différents types de matériaux. Dans les deux cas le tissu utilisé est un tissu "poudré" qui permet la réalisation d'une étape de pré-formage. Cette étape facilite grandement les diverses manipulations dans la phase de préparation de l'infusion, et notamment la disposition des différents produits d'environnement (tissu d'arrachage, frein...) dans le moule.

1.3.4 Le procédé de fabrication choisi : l'infusion de résine liquide (LRI) appliquée au composite 1

Il s'agit d'un procédé d'imprégnation des plis par voie liquide. Dans le cadre d'une campagne de caractérisation du matériau, une plaque en composite possédant 6 plis tous orientés dans le même sens est réalisée. Dans cette plaque seront découpées des éprouvettes uni-axiales afin de réaliser les essais préliminaires de caractérisation du matériau. Cette plaque est une plaque carrée de 500x500 mm².

1.3.4.1 Préparation de la manipulation

Le principe de l'infusion de résine liquide est d'attirer la résine à l'intérieur du moule où les plis de carbone secs sont drappés. Pour cela, une dépression est créée par l'utilisation d'une pompe à vide. La résine est prise dans un bocal à l'état liquide et à pression atmosphérique (Figure 1.5).

Une étape préalable de préparation du moule est nécessaire afin de s'assurer que la pièce se démoulera bien. Dans un premier temps, le moule est nettoyé et dégraissé à l'aide d'alcool. Cette étape est à répéter tant que le moule n'est pas parfaitement propre. Il est ensuite nécessaire d'appliquer du bouche-pores afin de combler toutes les micro-porosités de la surface du moule. Le bouche-pores utilisé est référencé sous le nom de Sicomin Si022. A chaque couche appliquée, il faut effectuer une étape de lustrage qui consiste à frotter le moule avec un chiffon sec pour s'assurer que le produit pénètre bien la surface du moule. Ces deux étapes sont répétées 4 fois à 15 minutes d'intervalle. Enfin, il faut appliquer le démoulant qui va permettre un démoulage propre de la pièce. Le démoulant utilisé est référencé sous le nom de Sicomin Si043. Ici encore, après l'application de chaque couche, une étape de lustrage est nécessaire. Cette étape est répétée 3 fois à 5 minutes d'intervalle.

Une fois le moule conditionné il faut préparer tous les produits d'environnement nécessaires à la manipulation.

1.3.4.2 Etape de pré-formage

Dans notre cas une étape préalable est nécessaire. Le tissu choisi est un tissu dit "poudré" ou "enzymé", c'est à dire qu'une poudre de résine époxyde est déjà répandue sur le tissu. Ce type de poudrage permet de réaliser une étape de pré-formage. Les plis sont passés une première fois à l'étuve sous vide. Cela permet à la résine de réticuler, de lier les plis entre eux et de donner une rigidité préliminaire à la pièce. Cela permet

aussi d'éviter un mouvement relatif des plis lors de la phase d'infusion du fait de la pression engendrée par la progression de la résine dans le moule.

Cette étape nécessite une première préparation. Les plis sont donc drapés entre deux couches de tissu d'arrachage. Un feutre de drainage est mis en place sur la pièce pour absorber la résine qui va suinter des plis lors de la mise à l'étuve. Une bâche à vide est ensuite réalisée. Une valve est placée dans la bâche pour connecter la pompe à vide. Le vide est ensuite tiré et la bâche est ajustée pour être suffisamment étanche. Le vide est mesuré à l'aide d'un vacuomètre et doit être inférieur à 10 mbars pour assurer une bonne compression des plis. L'ensemble est ensuite passé à l'étuve pendant 1h à 105°C. La pompe continue de tirer le vide pendant cette étape de cuisson.

Suite à cette étape, la bâche est ouverte pour mettre en place le montage d'infusion. Les plis sont maintenant reliés entre eux et forment une pièce qui a déjà une certaine rigidité. Il est désormais possible de manipuler cette pièce pour notamment redécouper éventuellement les plis et les adapter plus précisément à la forme du moule

1.3.4.3 Etape d'infusion

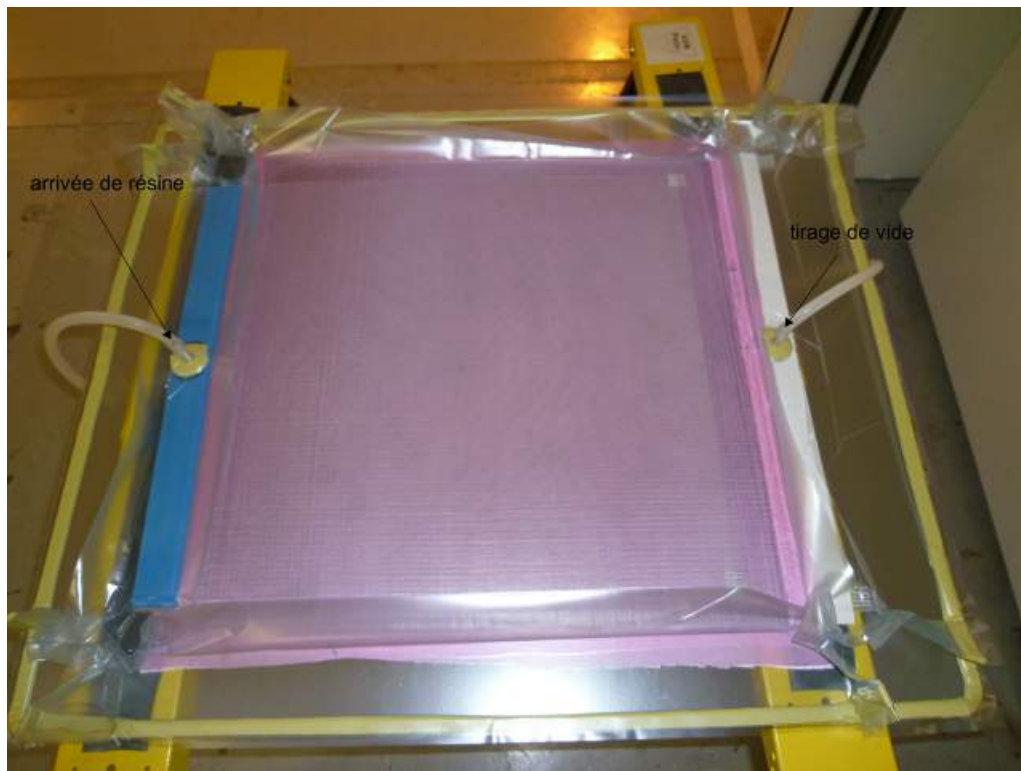


FIGURE 1.12 – Montage pour une infusion

Le montage de l'infusion est présenté sur la figure 1.12. Les plis sont drapés entre deux tissus d'arrachage (figure 1.5). Un diffuseur permet de faciliter la progression de la résine dans le moule. Etant donné qu'il est placé sur le dessus, la résine peut imprégner les plis dans le sens de l'épaisseur (figure 1.13).

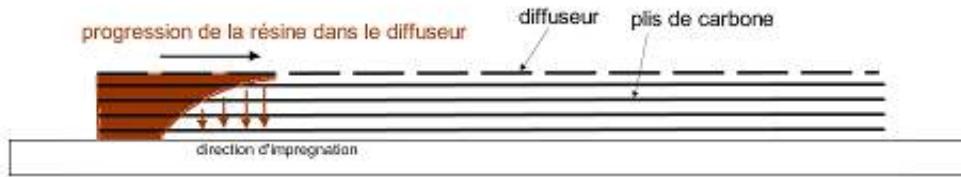


FIGURE 1.13 – Principe d’impregnation des plis

Ce phénomène est caractéristique du procédé d’infusion. Il existe 2 vitesses caractéristiques qui sont la vitesse de progression de la résine dans le moule et la vitesse de progression de la résine dans l’épaisseur des plis, qui est souvent plus lente. La problématique qui apparaît est que les plis supérieurs se retrouvent imprégnés avant les plis inférieurs. Si la vitesse de propagation de la résine est trop importante dans le diffuseur, cela peut entraîner la création de bulles à l’intérieur du composite. Il est donc impératif de maîtriser ces deux vitesses pour obtenir des pièces en bonne santé.

L’utilisation d’un diffuseur permet à la résine de parcourir une grande distance dans le moule et d’imprégner une grande surface de pièce, même si elle dispose d’une viscosité relativement importante. Le frein placé sous la valve de tirage de vide (figure 1.5) permet de ralentir la résine en fin d’imprégnation et de permettre aux zones potentiellement non-imprégnées de s’imprégner avant que la résine ne vienne obstruer la valve. L’étanchéité de la bache est contrôlée à l’aide d’un vacuomètre. Une fois la bache fermée, il est contrôlé que l’augmentation de la pression à l’intérieur de celle-ci ne soit pas supérieure à 10 mbars en 10min.

La résine utilisée se met en oeuvre à température ambiante. La température optimale d’utilisation se situe aux alentours de 27°C , ce qui permet d’avoir une viscosité optimale en ayant toutefois un temps d’utilisation supérieur à 20 minutes. Au-delà de cette durée, il se produit une réaction d’exothermie qui rend la résine inutilisable. Il s’agit d’une réaction qui provoque un échauffement rapide et important de la résine (plusieurs dizaines de degrés) qui peut être dangereux (risque d’incendie, émanations gazeuses) et qui fait perdre à la résine toutes ses propriétés. L’infusion est donc réalisée à cette température. La résine et le durcisseur sont préparés dans des pots séparés et stockés dans une étuve à 27°C pour les maintenir en température. Le tuyau d’aspiration de résine est placé dans le pot pour commencer l’infusion. Une fois la phase d’infusion réalisée, l’arrivée de résine et le tirage de vide sont fermés à l’aide de pinces clamps et le moule est placé dans une étuve. Le cycle utilisé est le cycle préconisé dans la fiche technique de la résine. Il se compose :

- d’une montée en température jusqu’à 80°C à $5^{\circ}\text{C}/\text{minute}$
- d’un maintien en température pendant 4h
- d’un retour à température ambiante à $5^{\circ}\text{C}/\text{minute}$

1.3.5 Application du procédé LRI au composite 2

Les étapes pour l’élaboration du composite 2 sont globalement similaires à celles pour le composite 1. La plaque réalisée est une plaque rectangulaire de $300 \times 250 \text{ mm}^2$. Des éprouvettes de traction uni-axiale à 0° seront découpées dans cette plaque pour des essais futurs de traction et de fatigue.

1.3.5.1 Préparation de la manipulation

Cette étape est identique au cas du composite 1. Le moule est conditionné à l'aide de dégraissant, puis de bouche-pores et enfin de démoulant.

1.3.5.2 Etape de pré-formage

Ici encore la manipulation est identique au cas du composite 1. Les produits d'environnement (tissu d'arrachage et tissu géotextile bidim) sont placés dans le moule ainsi que les plis de carbone. Une bâche à vide est réalisée et l'ensemble est placé dans une étuve à 110°C pendant une heure.

1.3.5.3 Etape d'infusion

C'est à ce niveau que les différences interviennent. Le montage en lui-même n'est pas différent. Il comporte des tissus d'arrachage de part et d'autre des plis de carbone, un diffuseur grille pour infuser sur toute la largeur de la pièce et du frein en sortie de plaque. La mise en oeuvre est cependant différente. La résine est ici une mono-composant qui se met en oeuvre à une température plus élevée que dans le cas précédent. Le moule est pour cela placé dans une étuve avant la manipulation pour atteindre une température de 120°C. La résine est préparée dans un pot métallique et est aussi amenée à une température qui doit se situer entre 75 et 80°C. En dessous de 75°C on prend le risque que la viscosité soit trop importante et ne permette pas à la pièce de se remplir correctement à cause d'importantes pertes de charges. Au-dessus de 80°C on prend le risque qu'il se produise une exothermie de la résine dans le pot. Ce phénomène est favorisé par l'importante quantité de résine présente dans le pot. Dans le moule, la résine est mélangée aux plis et le phénomène ne peut donc pas se produire même lors de montées en température bien supérieures à 80°C. La température de la résine est contrôlée donc régulièrement à l'aide d'un thermocouple tout au long de la montée en température.

Une fois que la résine est à la bonne température, le pot est sorti de l'étuve. La résine peut alors être injectée dans le moule, qui reste dans l'étuve à la température de 120°C. Il est utile de contrôler régulièrement la température de la résine pour vérifier qu'il n'y a pas d'exothermie.

Enfin, lorsque la résine a complètement traversé le moule, l'aspiration de vide est coupée, puis l'arrivée de résine. Le moule est alors complètement fermé. L'ensemble est ensuite cuit suivant le cycle de réticulation préconisé. Dans notre cas, ce cycle se compose :

- d'une montée en température à 5°C/minute jusqu'à 150°C
- d'un maintien en température pendant 2h
- d'un retour à température ambiante à 5°C/minute

La pièce est ensuite démoulée.

1.3.6 Caractérisation du matériau

Dans le cadre de cette étude, seul le composite 1 va être caractérisé. Le composite 2 a déjà été caractérisé plusieurs fois dans la littérature [Garnier 11, Goidescu 11, Perret 11] et ses propriétés mécaniques sont connues.

Une plaque de dimensions 500x500 mm² a été réalisée avec un procédé qui va être répété lors de la fabrication de toutes les éprouvettes. Tous les paramètres de préparation et de cuisson vont être respectés pour maintenir une santé de pièce la plus constante possible. Cette plaque va donc servir à fabriquer différentes

éprouvettes pour réaliser une série de tests visant à caractériser le matériau, autant d'un point de vue mécanique que physico-chimique.

1.3.6.1 Essais de traction

Ces essais visent à déterminer les constantes de l'ingénieur dans le plan. Pour cela, des éprouvettes ont été découpées dans les 3 directions principales du matériau : à 0°, 90° et 45° par rapport au sens chaîne du tissu. Ces éprouvettes sont sollicitées en traction uni-axiale jusqu'à la rupture finale du matériau.

Au cours de ces essais il est nécessaire de connaître les données de déformations du matériau ainsi que l'effort s'exerçant sur la pièce. La mesure de l'effort s'effectue via la cellule de force intégrée à la machine d'essai. La mesure des déformations va s'effectuer de 2 façons différentes.

Le premier moyen est la pose de jauges d'extensométrie. Ces jauges sont collées directement sur la surface de la pièce. Chaque jauge permet de donner des informations de déformations dans une seule direction. Pour cette raison, deux jauges ont été collées sur la surface de l'éprouvette : une dans le sens longitudinal et une dans le sens transversal. Les jauges utilisées sont des jauges distribuées par HBM. Le logiciel pour l'exploitation des données des jauges est Catman Easy.

Le second moyen de mesure est la stéréo-corrélation d'images numériques. Un mouchetis est peint sur l'éprouvette afin de réaliser une répartition de niveaux de gris aléatoire. Lors du chargement de l'éprouvette, celle-ci va se déformer, et donc la surface sur laquelle le mouchetis a été dessiné va évoluer aussi. Plusieurs clichés de cette surface vont être pris à différents chargements. A chaque pas de charge, un logiciel spécifique va servir à analyser la différence entre l'image correspondant au pas de charge courant et l'image correspondant au point de chargement nul afin de déterminer les déplacements en chaque point de la surface et permettre ainsi de remonter aux déformations. Le logiciel permettant de réaliser la corrélation d'images est Aramis, distribué par la société GOM [ara 06]. Ce procédé de mesure est de plus en plus utilisé pour le suivi d'essais mécaniques et sera développé plus en détail dans le chapitre suivant.

L'utilisation de ces deux systèmes en parallèle permet d'avoir des données de déformations sur les deux faces de l'éprouvette et de contrôler ainsi qu'il n'y a pas de phénomène de flexion parasite (différence d'élongation de l'éprouvette sur les deux faces).

Ces moyens vont permettre d'avoir accès à tous les paramètres permettant de quantifier les constantes de l'ingénieur dans le plan du matériau. Pour utiliser ensemble ces deux systèmes de mesure des déformations il est possible de coller les jauges sur une face de l'éprouvette et de dessiner le mouchetis sur l'autre face. Avec chaque moyen de suivi nous disposons donc de couples de données effort/déformation pour différents pas de charge. Avec ces couples il est aisé de remonter au module d'élasticité E du matériau ainsi qu'au coefficient de Poisson ν par les formules :

$$\begin{aligned} E_i &= \frac{\sigma_i}{\varepsilon_i} \\ \nu_{ij} &= -\frac{\varepsilon_j}{\varepsilon_i} \end{aligned} \tag{1.14}$$

avec [i,j=1,2]

Les contraintes sont déduites de l'effort F par la formule :

$$\sigma = \frac{F}{S} \tag{1.15}$$

La section du matériau S est mesurée pour chacune des éprouvettes à l'aide d'un pied à coulisse.

Cependant, il est utile de réaliser un certain nombre de transformations pour passer en contraintes vraies ainsi qu'en déformations vraies. En effet, au cours de l'essai la section de l'éprouvette se réduit au fur et à mesure que l'éprouvette s'étire. Pour passer en contraintes et en déformations vraies il est possible d'effectuer les transformations suivantes :

$$\begin{aligned}\sigma^* &= \sigma(1 + \varepsilon) \\ \varepsilon^* &= \text{Ln}(1 + \varepsilon)\end{aligned}\tag{1.16}$$

où σ^* et ε^* sont respectivement les contraintes et déformations vraies. Ces valeurs sont utilisées pour le calcul des modules d'élasticité et coefficients de Poisson.

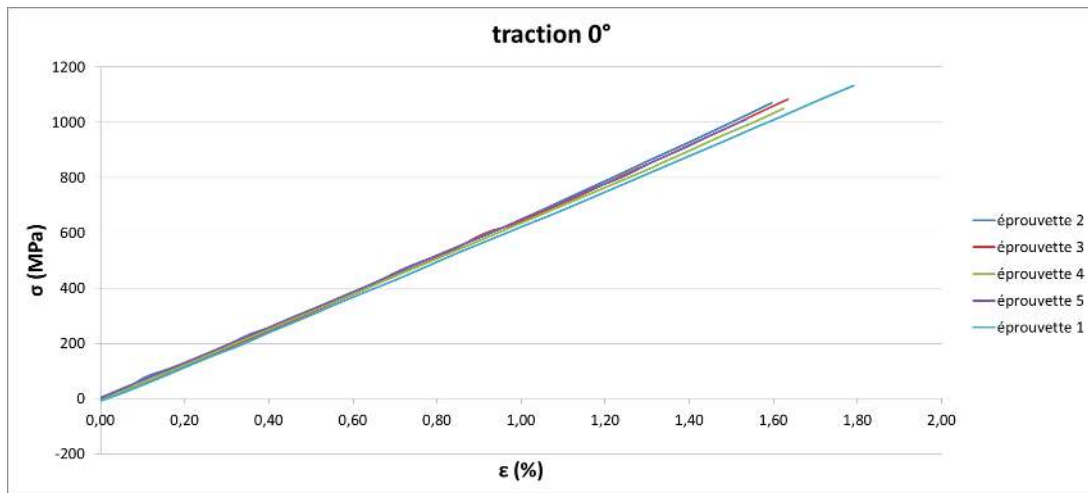


FIGURE 1.14 – Traction éprouvettes à 0° (sens chaîne)

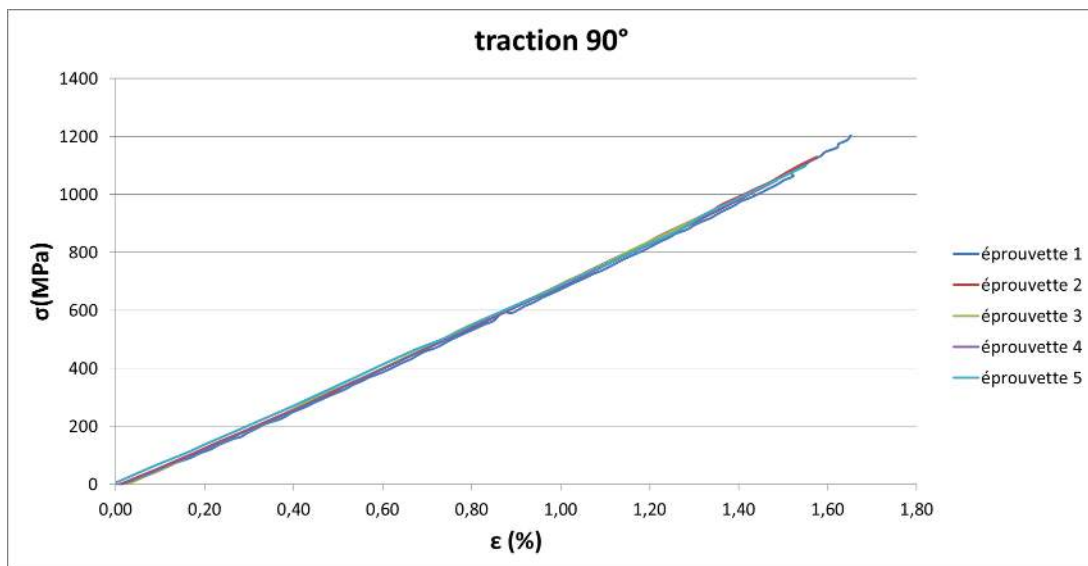


FIGURE 1.15 – Traction éprouvettes à 90° (sens trame)

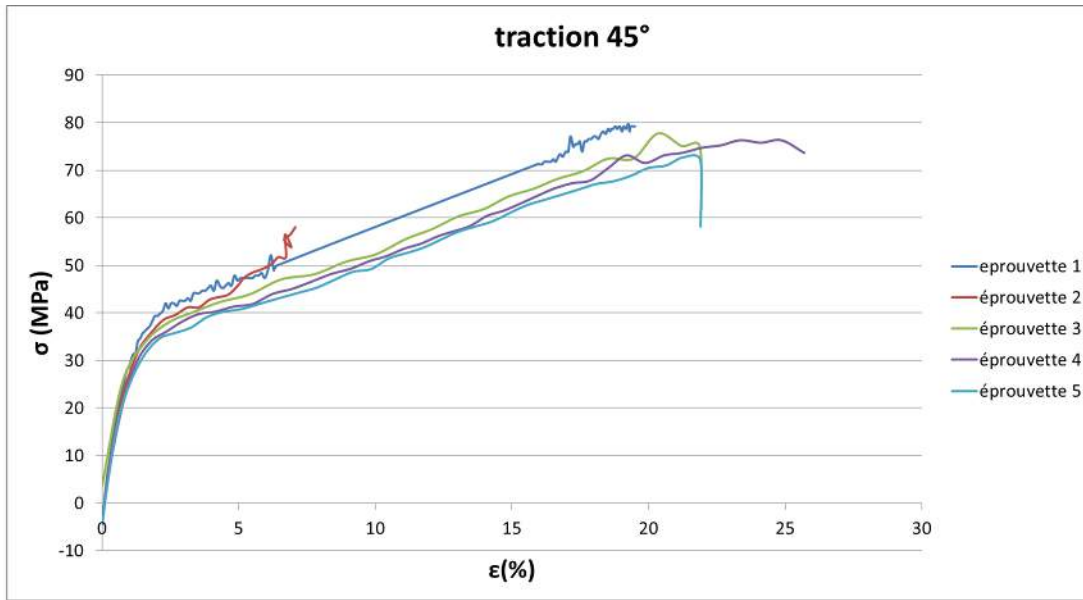


FIGURE 1.16 – Traction éprouvettes à 45°

Les figures 1.14 à 1.16 montrent les courbes retraçant l'évolution de la contrainte vraie en fonction de la déformation vraie durant les essais de traction sur les trois types d'éprouvettes. Elles mettent en évidence que le matériau possède un caractère fragile dans les axes de sollicitation et un comportement élastique endommageable à 45° par rapport aux axes principaux. Le calcul du module d'élasticité a été effectué tel qu'il est précisé dans la norme [ISO13003 03]. Il est égal à la différence des contraintes à 50% et 10% de la charge à rupture divisée par la différence des déformations à ces mêmes valeurs (équation 1.17).

$$E_i = \frac{(\sigma_{i,50\%} - \sigma_{i,10\%})}{(\varepsilon_{i,50\%} - \varepsilon_{i,10\%})} \quad (1.17)$$

avec [i=1,2]

Dans les cas des jauges d'extensométrie, les déformations sont obtenues directement. Dans le cas de la corrélation d'images, on utilise un extensomètre virtuel. Le principe est de sélectionner sur les images deux points qui constituent les extrémités de cet extensomètre. Les points sont choisis de sorte que l'extensomètre soit parallèle à la direction de traction de l'éprouvette. On mesure ainsi la longueur L de cet extensomètre à chaque pas de chargement. Les déformations sont ensuite calculées par comparaison de la longueur L à la longueur initiale L_0 de l'extensomètre (équation 1.18).

$$\varepsilon_i = \frac{L - L_0}{L_0} \quad (1.18)$$

avec [i=1,2]

Le coefficient de Poisson est calculé pour chaque pas de chargement entre 10% et 50% de la charge à rupture. La valeur retenue est la moyenne de toutes ces valeurs.

Dans le cas de la corrélation d'images, un deuxième extensomètre est créé perpendiculaire au premier pour calculer les déformations selon le deuxième axe.

Les résultats des calculs sont présentés dans le tableau 1.5.

	jauges		stéréo-corrélation d'images	
	moyenne	écart type	moyenne	écart type
E_1 (MPa)	65967	1751	65048	755
E_2 (MPa)	69129	812	69904	600
G_{12} (MPa)	4391	873	3625	269
ν_{12}	0.064	0.051	0.059	0.018
ν_{21}	0.047	0.054	0.047	0.014

TABLE 1.5 – Constantes élastiques du composite 48302/SR1710

On remarque que les résultats obtenus par la corrélation d'images et par les jauges sont très proches. Cela permet de confirmer qu'il n'apparaît pas de flexion parasite durant l'essai. Puisque la norme préconise l'utilisation de jauges pour le calcul de ces constantes, nous retiendrons les valeurs obtenues avec les jauges comme étant les valeurs de référence à rentrer dans les codes de calculs par la suite. Au regard des écarts types obtenus, les valeurs seront donc arrondies au millier de MPa le plus proche.

Les données à rupture présentées dans le tableau 1.6 sont obtenues à partir des données recueillies par la machine d'essais. On constate que les écarts types sont de l'ordre de 5% ce qui traduit une bonne homogénéité des résultats.

angle	Contrainte à rupture (MPa)	
	moyenne	écart type
0	1127	41
90	1158	64
45	39	2

TABLE 1.6 – Constantes à rupture du composite 48302/SR1710

Nous disposons maintenant des données concernant les constantes de l'ingénieur du composite dans le plan. Les constantes hors-plan seront déterminées à l'aide d'une étude complémentaire se basant sur la mesure de la vitesse de propagation des ondes ultrasonores dans le matériau.

1.3.6.2 Détermination des constantes de l'ingénieur hors du plan : mesure de la vitesse de propagation des ondes ultrasonores

La méthode choisie pour la mesure des vitesses de propagation est la méthode par contact.

La première étape a été de réaliser les échantillons nécessaires pour effectuer les mesures (Figure 1.10). La mesure des vitesses est d'autant plus précise que la distance entre les deux capteurs est importante. L'épaisseur choisie pour les échantillons est d'environ 10mm. Pour cela il est nécessaire de réaliser une éprouvette épaisse en composite dans laquelle les échantillons seront découpés. Le procédé d'infusion a donc été adapté pour la réalisation d'une telle éprouvette (60 plis de tissu carbone). Une stratégie d'infusion spécifique a été développée, se basant sur le principe du procédé utilisé par Perret [Perret 11] pour la réalisation d'une éprouvette similaire. L'injection de résine se fait au niveau du centre de l'éprouvette et le tirage de vide se fait sur la périphérie (Figure 1.17). La résine est injectée dans toute l'épaisseur de l'éprouvette, donc l'imprégnation se fait uniquement dans le sens longitudinal et pas dans le sens de l'épaisseur de l'éprouvette.



FIGURE 1.17 – Réalisation d'une éprouvette épaisse en composite par LRI

Les échantillons sont ensuite découpés dans cette plaque. 4 échantillons sont nécessaires pour effectuer la totalité des mesures.

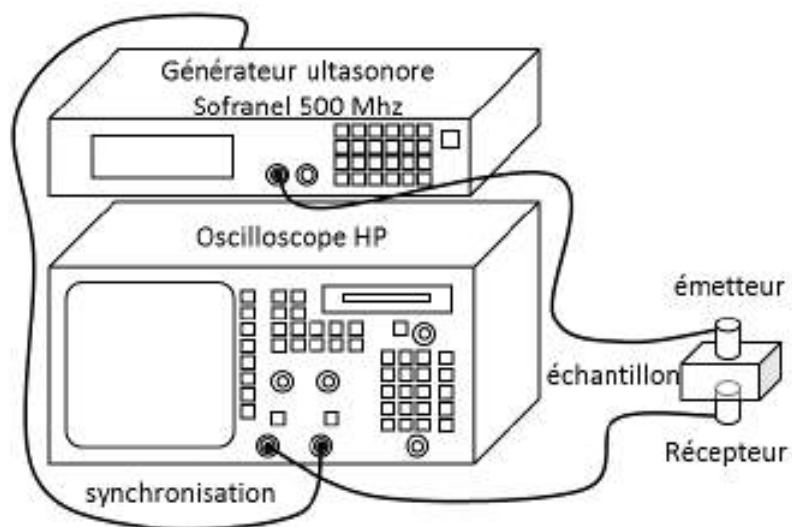


FIGURE 1.18 – Schéma du dispositif de mesures ultrasonores [Garnier 11]

Pour pouvoir effectuer ces mesures, il faut au préalable mesurer la densité du matériau et l'épaisseur de chaque cube utilisé. Le dispositif expérimental (Figure 1.18) est composé d'un générateur d'ondes ultrasonores de type Sofranel 5800 (500 MHz), d'un oscilloscope numérique Hewlett Packard et de plusieurs paires de transducteurs d'ondes longitudinales et transversales EPA dans une plage de fréquence allant de 1 à 20 MHz. L'oscilloscope numérique est synchronisé au générateur ultrasonore par l'horloge interne de ce dernier. Le premier transducteur, relié au générateur, sert d'émetteur tandis que le second, branché à l'oscilloscope sert de récepteur. L'onde générée par le générateur est transmise à l'éprouvette par l'intermédiaire d'un agent couplant. Celle-ci se propage dans le matériau jusqu'à atteindre le récepteur. L'oscilloscope permet donc de récupérer le temps de vol de l'onde (temps nécessaire pour parcourir la distance entre les deux transducteurs). En premier lieu, un étalonnage des transducteurs permet de mesurer le "blanc" : il correspond au temps nécessaire pour traverser le couplant. Ce temps de référence est retranché au temps de vol total pour avoir le temps de vol dans la pièce.

A la suite des essais réalisés, les vitesses mesurées sont présentées dans le tableau 1.7.

V_{1i}	V_{22}	V_{33}	V_{i2}	V_{2i}	V_{i3}	V_{3i}	V_{23}	V_{32}	V_{Si}	V_{S2}	V_{S3}
6767	6750	2939	1987	1987	1662	2804	1723	3079	2161	2112	4162

TABLE 1.7 – Vitesses des ondes ultrasonores mesurées en m/s

De là, il est possible d'en déduire les constantes de l'ingénieur qui sont présentées dans le tableau 1.8.

E_i (MPa)	E_2 (MPa)	E_3 (MPa)	ν_{i2}	ν_{2i}	ν_{i3}	ν_{3i}	ν_{23}	ν_{32}	G_{i2} (MPa)	G_{i3} (MPa)	G_{23} (MPa)
59100	60300	10600	0,14	0,14	0,72	0,13	0,63	0,11	5900	4180	4490

TABLE 1.8 – Constantes de l'ingénieur déterminées par la méthode ultrasonore pour un composite 48302/SR1710

Lorsque l'on compare les résultats obtenus pour la mesure des constantes de l'ingénieur dans le plan, les résultats sont comparables à ceux obtenus lors des essais de traction uni-axiale. Cependant il y a un écart d'environ 10% dans tous les cas. Ces résultats sont dus à une très forte sensibilité des calculs des constantes par rapport à la mesure de la vitesse. Nous avons estimé que cet écart était acceptable dans la mesure où les constantes hors plan ne sont à priori pas déterminantes lors d'un calcul par éléments finis de traction dans le plan.

Au regard de ces essais, nous avons finalement accès à toutes les constantes de l'ingénieur. Les constantes dans le plan retenues sont celles obtenues avec les essais de traction, avec mesure des déformations par des jauges d'extensométrie. Les constantes hors plan seront celles obtenues par la méthode ultrasonore. Ces constantes sont récapitulées dans le tableau 1.9.

E_i (MPa)	E_2 (MPa)	E_3 (MPa)	ν_{i2}	ν_{2i}	ν_{i3}	ν_{3i}	ν_{23}	ν_{32}	G_{i2} (MPa)	G_{i3} (MPa)	G_{23} (MPa)
66000	69000	10600	0,051	0,054	0,72	0,13	0,63	0,11	4400	4180	4490

TABLE 1.9 – Constantes de l'ingénieur pour un composite 48302/SR1710

1.3.6.3 Détermination des taux de fibres, de résine et de porosité

Les essais de mesure des taux de fibres, de résine et de porosité ont été effectués suivant la norme [EN2564]. Les échantillons découpés mesurent $15 \times 45 \text{ mm}^2$. Les échantillons permettant de mesurer le taux de porosité du matériau sont aussi découpés dans la plaque précédemment réalisée.

La première étape du procédé concerne la mesure de la densité de l'échantillon (Figure 1.19). Dans un premier temps, ceux-ci sont bien nettoyés à l'eau distillée et séchés dans une étuve à 105°C pendant 3h. Ils sont ensuite refroidis dans un dessiccateur puis pesés pour trouver la masse M_r . La mesure de la densité s'effectue en plusieurs étapes. L'échantillon sera placé dans un porte-échantillon au moment de la pesée. Ce porte-échantillon est trempé dans un agent mouillant. Il est ensuite placé dans un bécher rempli d'eau dont on ajuste le niveau pour que le porte-échantillon soit totalement immergé. Ce bécher est ensuite placé au-dessus du plateau de la balance au moyen d'un socle sans être en contact avec le plateau. Une nacelle est trempée dans le même agent mouillant puis trempée dans le bécher. Cette nacelle est cependant attachée à un portique relié au plateau de la balance qui va permettre de mesurer sa masse. Ensuite, un échantillon est trempé dans l'agent mouillant puis placé dans le porte-échantillon. La nacelle est tout d'abord pesée pour constituer la tare t_1 . Le porte-échantillon contenant l'échantillon est ensuite placé dans celle-ci pour être pesé. Cela constitue la tare t_2 . L'ensemble est ensuite sorti de la balance. L'échantillon est ensuite essuyé et pesé, et on note sa masse M_r .



FIGURE 1.19 – Montage pour une mesure de densité

La masse de l'échantillon dans le liquide, notée M_e est obtenue par l'application de plusieurs corrections. La première est liée à la grosseur de la tige de la nacelle. On obtient (Equation 1.19) :

$$M_{e_{\text{corrigée}}} = (t_1 - t_2) \pm \Delta m = M_c \quad (1.19)$$

avec

$$\Delta m = \frac{(t2 - [t2]) - (t1 - [t1]) * 1.95}{100} \quad (1.20)$$

Me est à nouveau corrigée (Equation 1.21) :

$$M_e = M_c - (M_r - M_s) \quad (1.21)$$

Ms représente la masse de l'échantillon sec. La densité est finalement donnée par (Equation 1.22) :

$$d = \frac{M_s}{M_s - M_e} \quad (1.22)$$

L'étape suivante consiste à dissoudre la totalité de la résine de l'échantillon à l'aide d'acide sulfurique et de l'eau oxygénée (Figure 1.20). Cette étape permet de récupérer les fibres sèches et de connaître leur masse.



FIGURE 1.20 – Montage pour une dissolution de résine

En connaissant la masse de l'échantillon ainsi que la masse des fibres, il est ainsi possible de connaître la masse de résine. Enfin, connaissant la densité de l'échantillon ainsi que celles des fibres et de la résine (données constructeur récupérées dans les fiches techniques) il est possible de remonter aux taux massiques de résine et de fibres ainsi qu'aux taux volumiques de fibres, de résine et de porosité.

Les résultats obtenus sont présentés dans le tableau 1.10.

On voit dans le tableau que le taux volumique de fibres est aux alentours de 60% et le taux volumique de résine est autour de 40%, ce qui est une valeur classique pour des composites réalisés avec ce procédé. On constate de plus que les valeurs pour l'éprouvette N°3 diffèrent un peu des valeurs pour les autres éprouvettes. Ces écarts peuvent être dus à une imprécision dans le procédé de dissolution. Enfin, on remarque aussi que la valeur du taux de porosité pour l'éprouvette N°1 est négative, ce qui n'est pas physique. Cette valeur est en effet due à une imprécision dans les calculs. En effet, les valeurs des différents taux sont très sensibles aux

Numéro éprouvette	1	2	3	4
Taux massique de fibres (%)	69.1	72.3	77.8	70.6
Taux volumique de fibres (%)	59.2	62.4	66.7	60.6
Taux massique de résine (%)	30.9	27.6	22.1	29.3
Taux volumique de résine (%)	41.5	37.0	29.7	39.3
Taux volumique de porosité (%)	-0.75*	0.48	3.47	0.02

*Valeur erronée

TABLE 1.10 – Taux de fibres, de résine et de porosité pour un composite 48302/SR1710

valeurs des masses mesurées durant le procédé et aussi à la valeur des données fournies par le constructeur concernant les masses volumiques des fibres et de la résine. On estime que les taux présentés sont précis à $\pm 1\%$. On observe que dans tous les cas le taux volumique de porosité est aux alentours de 1%. Cette valeur est tout à fait acceptable pour un procédé de fabrication tel que l'infusion.

1.3.6.4 Détermination de la température de transition vitreuse et du taux de polymérisation

Les échantillons permettant de réaliser les mesures de la température de transition vitreuse du matériau ont été prélevés dans la plaque fabriquée précédemment. Les échantillons mesurent environ $2 \times 2 \times 2 \text{ mm}^3$. Ils sont prélevés en bordure de la plaque et au centre de la plaque pour vérifier l'homogénéité de cette température dans toute la plaque. La montée en température se fait 2 fois de suite afin de vérifier que la température de transition vitreuse est bien atteinte. La montée en température est effectuée à la vitesse de $5^\circ\text{C}/\text{min}$ jusqu'à 200°C . Le tracé de la courbe représentant la DSC en fonction de la température est ensuite effectué (Figure 1.21). L'interprétation de ces courbes permet de déduire la température de transition vitreuse. La Tg est interprétée comme étant le point d'inflexion de la courbe.

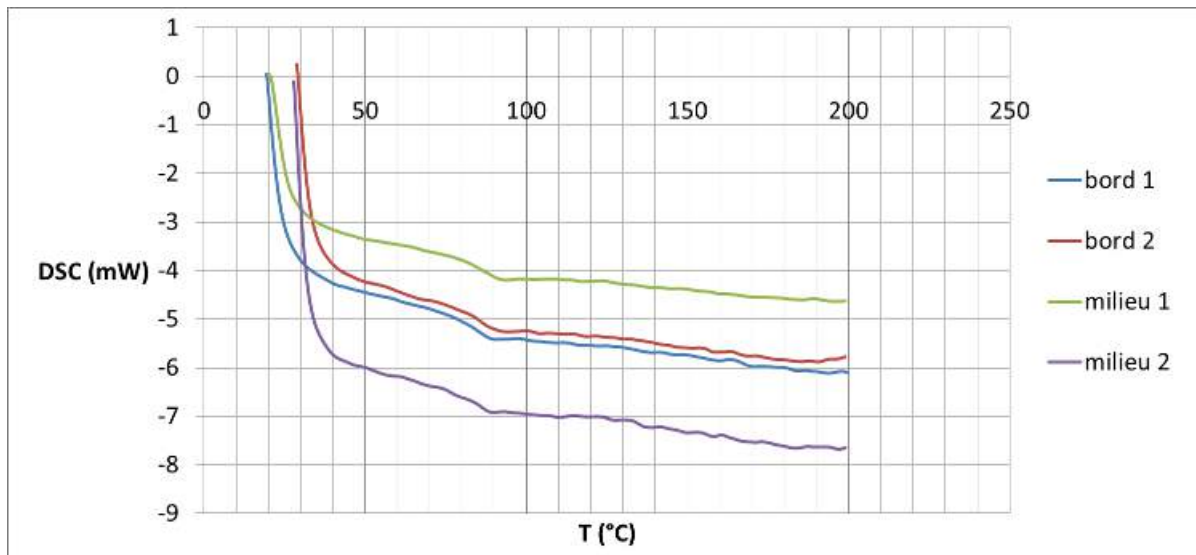


FIGURE 1.21 – DSC pour un composite 48302/SR1710

Il apparaît sur les courbes (Figure 1.21) que la température de transition vitreuse se situe aux alentours de 90°C pour les 4 échantillons. La fiche technique de la résine indique que la température de transition

vitreuse avec le cycle de cuisson utilisé est supposée être de l'ordre de 88°C, et jusqu'à une valeur maximale de 96°C. Les résultats obtenus sont donc cohérents avec ces données.

Nous notons aussi que les courbes présentent un seul point d'inflexion. Pour pouvoir calculer un taux de polymérisation, il faudrait un deuxième point d'inflexion à une température supérieure. De l'absence de ce deuxième point d'inflexion, nous pouvons déduire que la résine est totalement polymérisée, et que le taux de polymérisation est donc très proche de 100%.

1.3.6.5 Constantes de l'ingénieur pour le composite 2

Les données que nous présentons ici sont issues de la littérature [Garnier 11]. Elles ont été obtenues expérimentalement en utilisant une méthode analogue à celle que nous avons mise en oeuvre pour caractériser le composite 1. Seul un essai de traction uni-axiale sur des plis à 0° a été réalisé avec notre procédé pour confirmer ces données. Devant la bonne corrélation des résultats, les autres données ont été simplement admises comme étant exactes et utilisables dans notre étude. Les données du matériau sont présentées dans les tableaux 1.11 et 1.12.

E_1 (MPa)	E_2 (MPa)	E_3 (MPa)	ν_{12}	ν_{13}	ν_{23}	G_{12} (MPa)	G_{13} (MPa)	G_{23} (MPa)
67900	67900	12130	0,06	0,17	0,17	6240	4530	4530

TABLE 1.11 – Constantes de l'ingénieur déterminées pour un composite G926/RTM6 [Garnier 11]

	Contrainte à rupture (MPa)
angle	moyenne
0	785
90	785
45	38

TABLE 1.12 – Constantes à rupture du composite G926/RTM6 [Garnier 11]

1.4 Conclusion

Dans cette partie, nous avons présenté les différents types de matériaux composites existants ainsi que les différents procédés de fabrication liés à ces matériaux couramment rencontrés dans l'industrie. Suite à ces constats, deux matériaux ont été dégagés ainsi qu'un procédé de fabrication. Ce procédé qui est l'infusion de résine liquide a été présenté en détail. Sa mise en oeuvre a été exposée pour le cas classique d'une plaque. Les paramètres concernant le procédé seront conservés tout au long de l'étude menée par la suite.

Toutes les constantes de l'ingénieur de ces matériaux ont pu être déterminées à l'aide d'une série d'essais mécaniques comprenant des essais de traction uni-axiale sur 3 types d'éprouvettes possédant des plis respectivement orientés à 0° , 90° et 45° et des mesures de vitesses ultrasonores sur 4 échantillons. Ces essais ont aussi permis de connaître les différentes contraintes admissibles à rupture pour caractériser complètement le matériau. Toutes les constantes nécessaires à notre étude sont ainsi connues.

Plusieurs types d'éprouvettes ont été réalisés pour découper les échantillons nécessaires à la réalisation de toutes les mesures. Tout d'abord, une grande plaque de faible épaisseur a permis de découper les éprouvettes de traction uni-axiale, puis une éprouvette épaisse a permis de découper des échantillons pour les mesures de vitesses ultrasonores dans le cas du premier composite choisi. Ces différentes éprouvettes ont permis de démontrer la fiabilité du procédé choisi dans l'élaboration de ces matériaux.

Le procédé a ensuite été validé par une série de tests permettant de vérifier les taux de résine, de fibres et de porosité, ainsi que la température de transition vitreuse. Les résultats obtenus permettent de valider les choix des matériaux ainsi que du procédé retenus.

Ces matériaux vont donc être utilisés par la suite pour réaliser des éprouvettes de traction bi-axiale qui permettront d'élargir la caractérisation du matériau à des cas de chargements spécifiques.

Chapitre 2

Le suivi d'essais mécaniques : mesures de déplacements et mesures thermiques

Sommaire

2.1	Les mesures de champs cinématiques	45
2.1.1	Généralités	45
2.1.2	La corrélation d'images numériques (DIC)	46
2.1.3	La stéréo-corrélation d'images numériques	50
2.1.4	Exemples d'applications de la corrélation et stéréo-corrélation d'images numériques	52
2.1.5	Conclusion	54
2.2	Aspect thermodynamique des mesures thermiques	55
2.2.1	Principe de la thermographie infrarouge	55
2.2.2	Les différents types de méthodes de mesure par thermographie	59
2.2.3	Applications de la thermographie IR au suivi d'essais mécaniques	60
2.3	Utilisation de techniques couplées	66
2.3.1	Évaluation de l'endommagement dans les matériaux	66
2.3.2	Mesure des contraintes	67
2.3.3	Mise en évidence de la plasticité	67
2.3.4	Mise en évidence du phénomène d'hystérésis	68
2.3.5	Bilan	69
2.4	Conclusion	70

L'étude du comportement mécanique de matériaux passe inévitablement par une mesure des déformations causées par une ou plusieurs sollicitations. Les méthodes optiques constituent un moyen de mesure des déplacements ou des déformations dont l'intérêt grandit de plus en plus. Elles permettent de réaliser des mesures sans contact et n'interfèrent donc en aucun cas avec le matériau testé. Ces différentes méthodes optiques peuvent permettre de mesurer des déplacements en deux dimensions dans le plan, en deux dimensions avec déplacement hors plan, ou en trois dimensions.

La corrélation et la stéréo-corrélation d'images numériques représentent des moyens de mesure sans contact permettant de connaître avec une importante précision les déplacements en tout point d'une surface. Ces deux moyens de mesure, largement utilisés au laboratoire, seront utilisés pour les mesures de déplacements dans le cadre de notre étude. Ils seront mis en oeuvre avec l'utilisation de caméras rapides, ce qui permet une acquisition en dynamique d'images. Cet aspect est particulièrement intéressant pour le suivi d'essais de fatigue, qui sont l'objet de notre étude. Le principe de ces moyens de mesure sera détaillé dans ce chapitre.

Les méthodes de mesures de champs utilisant la thermographie infrarouge sont aussi de plus en plus utilisées dans l'industrie. En effet, une sollicitation mécanique sur un matériau a pour effet de provoquer un changement de sa température qui se traduit en surface par l'apparition d'un champ thermique. Ces variations de température peuvent avoir plusieurs sources telles que l'endommagement, la plasticité, ou encore la simple variation de l'état de contrainte dans le matériau. De nombreuses études sont menées pour caractériser le comportement thermomécanique de matériaux par l'analyse de ces champs de température. Nous ferons dans ce chapitre un récapitulatif de ces méthodes existantes après avoir présenté différents concepts nécessaires à la compréhension de la mesure de la température par thermographie infrarouge.

Enfin, nous présenterons en fin de chapitre différentes méthodes d'analyse du comportement de matériaux utilisant un couplage entre des mesures de déplacements et de température en surface de pièce. Ces méthodes sont de plus en plus répandues. Majoritairement appliquées à la caractérisation des matériaux isotropes, leur intérêt pour la caractérisation de matériaux composites est cependant grandissant.

2.1 Les mesures de champs cinématiques

La mesure des déplacements est un enjeu majeur dans toute analyse de comportement d'un matériau. L'utilisation de jauges d'extensométrie est une méthode largement éprouvée et répandue, faisant preuve d'une bonne fiabilité. Ce moyen de mesure est d'ailleurs préconisé par les normes concernant les essais de traction et de fatigue, en particulier sur des matériaux composites [ISO527]. Cependant il présente certains inconvénients, comme le fait que la mesure soit très localisée du fait de la petite taille de la jauge, ou la possible interaction mécanique entre la jauge et l'éprouvette qui fausserait partiellement la mesure. Pour remédier à cela, différentes méthodes alternatives ont été développées, telles que les méthodes optiques. Ces méthodes possèdent de nombreux avantages, notamment le fait que la mesure se fasse sans contact et sur une partie importante de la surface de l'éprouvette. Ces méthodes sont ainsi appelées "mesures de champs" et sont donc de plus en plus utilisées en complément ou en remplacement des jauges d'extensométrie.

La corrélation et la stéréo-corrélation d'images numériques sont des moyens de mesures optiques de plus en plus répandus. Ils permettent de mesurer avec une grande précision des déplacements en tout point de la surface d'une pièce. La surface mesurée peut aller de quelques centimètres carrés à plusieurs mètres carrés. Leur relative simplicité de mise en oeuvre permet de les placer comme une alternative très sérieuse aux jauges d'extensométrie.

2.1.1 Généralités

Les mesures optiques peuvent s'appliquer à différents domaines de mesure. Ainsi certains procédés permettent de réaliser des mesures de déplacements dans le plan sur une surface plane. Ces mesures sont dites "2D". Par extension de ces méthodes de mesure, il est devenu possible de mesurer des déplacements en 3 dimensions sur des surfaces qui peuvent être courbes. Ce type de mesure est dit "2D 1/2" car il ne permet pas de mesurer à l'intérieur du volume. Enfin, de nouvelles méthodes se développent pour avoir accès aux données de déplacements à l'intérieur du volume. Ces mesures sont appelées mesures 3D.

Surrel [Surrel 04] a proposé de classifier ces mesures de champs selon deux catégories distinctes : les méthodes non-interférométriques et les méthodes interférométriques.

Le principe des méthodes interférométriques est de mesurer les interférences entre deux faisceaux superposés diffusés ou diffractés par une surface. La superposition de ces deux sources permet de faire apparaître des franges d'interférence. La mesure des déplacements se fait par analyse de la différence de phase entre une mesure faite à l'état initial (non-déformé) et une mesure faite à l'état final (déformé). On ne mesure ainsi pas un déphasage mais une différence de déphasages. Les méthodes les plus répandues sont l'interférométrie holographique [Françon 86, Rastogi 00] et l'interférométrie de Speckle [Rastogi 00, Leendertz 73].

Les méthodes non-interférométriques reposent sur l'analyse de la différence d'intensité lumineuse produite par différents points de l'image mesurée. Ainsi les surfaces à mesurer sont codées, c'est à dire qu'elles possèdent un motif caractéristique et reconnaissable. Le codage peut être solidaire de la surface et se déplacer avec celle-ci ou bien être simplement projeté sur la surface par une source lumineuse. Dans ce dernier cas il est seulement possible de mesurer la forme 3D de la surface, mais pas les déplacements des points de celle-ci. Les méthodes les plus communément rencontrées sont la corrélation d'images numériques, qui est une mesure 2D et son extension au cas 2D 1/2 : la stéréo-corrélation d'images numériques.

La corrélation d'images numériques est une méthode relativement simple à mettre en oeuvre. Elle repose

sur la comparaison de deux images du même objet. La première, dite de référence est prise lorsque l'objet est au repos (non sollicité) et la seconde est prise lors de l'état déformé du solide [Sutton 00]. Il est nécessaire que la surface étudiée présente un motif identifiable et non-régulier pour permettre l'association des deux images. Lorsque la correspondance entre chaque point de l'image de référence et son homologue sur l'image de l'état déformé est effectuée, il est possible de mesurer les champs de déplacements 2D et de calculer les champs de déformations sur la surface.

La stéréo-corrélation d'images numériques est une extension de la méthode de corrélation d'images numériques. Le principe d'appariement temporel d'images (une à l'état de référence et une à l'état déformé) est conservé mais il est couplé à un autre concept qui est la stéréo-vision. Deux caméras sont utilisées pour prendre des images de la surface à un même moment mais sous deux angles différents. Une méthode de triangulation permet de remonter à un profil en relief de la surface mesurée (appariement stéréoscopique). L'union de ces deux concepts permet la mesure des déplacements en 3D en chaque point de la surface [Brault 10, Perret 12, Fazzini 09, Garcia 01, Orteu 09].

Enfin, les mesures 3D se développent de plus en plus mais restent généralement compliquées à mettre en oeuvre et nécessitent un appareillage coûteux. Les méthodes les plus couramment rencontrées sont la photoélasticimétrie 3D par découpage optique [Germaneau 07], et la corrélation d'images volumique (DVC) [Germaneau 07, Bay 99, Brault 13].

Pour la suite de notre étude, il a été choisi d'utiliser les méthodes de corrélation et de stéréo-corrélation d'images numériques pour réaliser les mesures des déplacements sur les éprouvettes durant les essais de fatigue. Le laboratoire possède en effet les infrastructures permettant la réalisation de telles mesures ainsi qu'une longue expérience dans l'utilisation de tels dispositifs [Fazzini 10, Brault 10, Goidescu 11, Perret 11, Fazzini 07a, Fazzini 07b]. De plus, l'utilisation de caméras rapides pour l'acquisition des images permet la réalisation des mesures en dynamique, ce qui est particulièrement intéressant pour le suivi d'essais en fatigue.

2.1.2 La corrélation d'images numériques (DIC)

La corrélation d'images numériques est une méthode optique de mesure de champs cinématiques 2D. Il s'agit d'une méthode sans contact. Elle consiste à comparer deux images numériques d'une surface plane. Ces deux images correspondent à un état au repos, dit de référence, et un état déformé. Les images sont discrétisées spatialement par un capteur CCD (Charge Coupled Device) et on obtient, pour chaque pixel, une valeur de niveau de gris. Le pixel homologue de la première image est déterminé dans la seconde en optimisant un coefficient de corrélation sur leur voisinage. Le point et son voisinage sont appelés fenêtre de corrélation.

2.1.2.1 Conditionnement de la surface

La corrélation d'images se base sur la comparaison des niveaux de gris sur une image correspondant à un état initial et un état déformé. Pour réaliser une telle corrélation il est important qu'il y ait une conservation des niveaux de gris sur les deux images. Cela sous-entend que les phénomènes à l'origine de la déformation ainsi que les paramètres environnementaux n'influent pas sur le contraste de l'image. Il faut donc aussi que les conditions d'éclairage restent constantes durant toute la manipulation.

D'autre part, il faut que chaque point soit identifiable par rapport à son entourage pour permettre une bonne corrélation entre les deux images, c'est à dire que chaque point soit identifié comme étant unique et

reconnaissable sur la seconde image. Ici encore, comme toute l'analyse d'image se base sur une reconnaissance des niveaux de gris, il faut réaliser un motif à la fois aléatoire et possédant un fort contraste sur une petite surface. Dans le cas de matériaux composites tissés, la surface ne possède pas naturellement de contraste suffisamment prononcé pour réaliser une corrélation précise. Dans ce cas il est pratique de réaliser un mouchetis à l'aide d'une combinaison de peinture blanche et de peinture noire sur la surface. La peinture est vaporisée de façon à former un motif aléatoire composé de petites gouttes de peinture (figure 2.1) dont la taille doit être adaptée à la surface mesurée [Bornert 09].

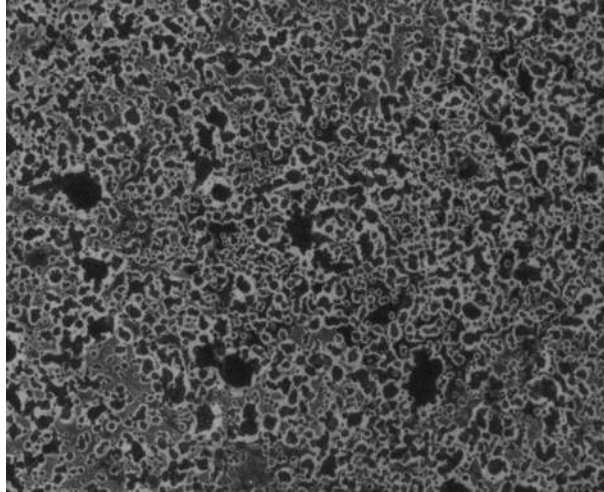


FIGURE 2.1 – Exemple de mouchetis réalisé à l'aide de peintures blanche et noire

L'hypothèse est faite que l'ajout de peinture n'influe pas sur le comportement mécanique de l'éprouvette testée. En effet, la couche appliquée est supposée suffisamment fine pour ne pas avoir d'influence.

2.1.2.2 Calcul des déplacements : fonction de forme et coefficient de corrélation

Une fois que la surface est correctement conditionnée, il est nécessaire d'utiliser un algorithme de calcul qui permettra de calculer des déplacements à partir des variations de répartition des niveaux de gris observées sur les images. Pour cela, il est nécessaire d'introduire une fonction Φ , appelée "fonction de forme" [Schreier 02, Bornert 09].

Cette fonction de forme permet d'approcher la transformation mécanique $\Phi_{\mathcal{M}}$ opérée sur chaque sous-domaine de découpage de l'image. Ces sous-domaines sont appelés "fenêtres de corrélation".

Pour réaliser les calculs il est nécessaire de faire intervenir 2 signaux $f(\underline{x})$ et $g(\underline{\mathbf{M}})$ correspondant aux niveaux de gris respectivement dans l'image initiale et dans l'image déformée. $\underline{x} = (x, y)$ représente les coordonnées du point dans l'image initiale et $\underline{\mathbf{M}} = (\mathbf{M}, \mathbf{V})$ représente les coordonnées du même point dans l'image déformée. La transformation mécanique $\Phi_{\mathcal{M}}$ au voisinage d'un point M est donc telle que $\Phi_{\mathcal{M}}(\underline{x}) = \underline{\mathbf{M}}$.

Connaissant f et g , l'objectif est d'arriver à déterminer en tout point la fonction $\Phi_{\mathcal{M}}$. Cependant, ce problème de détermination du flot optique est un problème inverse mal posé qui nécessite une résolution par approximation [Horn 81].

Soient $\underline{x}_0 = \begin{pmatrix} u_0 \\ v_0 \end{pmatrix}$ un point de l'image initiale (ce point est généralement choisi comme étant le point

central de la fenêtre de corrélation) et $\underline{x} = \begin{pmatrix} u \\ v \end{pmatrix}$ un point quelconque de cette fenêtre et $\underline{\Delta x} = \underline{x} - \underline{x}_0$ la distance du point \underline{x} au centre de la fenêtre. En ce point \underline{x} la transformation s'écrit $\underline{\mathbf{M}} = \Phi_{\mathbf{M}}(\underline{x}) = \underline{x} + \mathbf{V}(\underline{x})$ où $\mathbf{V}(\underline{x})$ est le déplacement au point \underline{x} . Ensuite, nous obtenons une expression Φ de $\Phi_{\mathbf{M}}$ en fonction des variations locales de \mathbf{V} aux différents ordres en écrivant le développement de Taylor de $\mathbf{V}(\underline{x})$ au voisinage D du point \underline{x}_0 .

$$\Phi(\underline{x}) = \underline{x} + \mathbf{V}(\underline{x}_0) + \frac{\partial \mathbf{V}}{\partial \underline{x}}(\underline{x}_0) \cdot \underline{\Delta x} + \frac{1}{2} \underline{\Delta x}^T \cdot \frac{\partial^2 \mathbf{V}}{\partial \underline{x}^2}(\underline{x}_0) \cdot \underline{\Delta x} + \dots \quad (2.1)$$

Les approximations Φ de $\Phi_{\mathbf{M}}$ obtenues en tronquant cette expression définissent les différentes méthodes rencontrées en corrélation d'images.

La méthode utilisée par le logiciel de mesure ARAMIS [ara 06] utilisé dans notre étude est une méthode à l'ordre 1, dite "affine". Elle fait intervenir 6 coefficients (a_1 à a_6). Cette méthode est utilisée dans le cas de petits gradients de déformations (grandes déformations homogènes). Elle est définie par :

$$\mathbf{V}(\underline{x}) = \begin{pmatrix} a_1 + a_3 \Delta \mathbf{M} + a_5 \Delta \mathbf{V} \\ a_2 + a_4 \Delta \mathbf{M} + a_6 \Delta \mathbf{V} \end{pmatrix} \quad (2.2)$$

Pour déterminer ces coefficients, le logiciel de corrélation applique une méthode qui minimise un coefficient de corrélation $C(\Phi)$:

$$a_i = \arg \min C(\Phi(a_i)) \quad (2.3)$$

Ce coefficient correspond aux écarts de distribution des niveaux de gris présents dans la fenêtre de corrélation D entre l'état de référence et l'état déformé. Il existe diverses façons de calculer ce coefficient [Chambon 03]. La méthode utilisée par le logiciel Aramis [ara 06] utilise la fonction d'auto-corrélation normalisée centrée (Zero Mean Normalized Cross-Correlation function) :

$$C_{ZMCC}(\Phi) = 1 - \frac{\langle (f - \bar{f}) \cdot (g(\Phi) - \bar{g}) \rangle}{\sqrt{\langle (f - \bar{f})^2 \rangle} \sqrt{\langle (g(\Phi) - \bar{g})^2 \rangle}} \quad (2.4)$$

où pour toute fonction a , $\langle a \rangle = \int_D a(\underline{x}) dx$ et $\bar{f} = \langle f \rangle$ et $\bar{g} = \langle g(\Phi) \rangle$

Pour simplifier l'intégration nécessaire au calcul du coefficient de corrélation, le calcul consiste généralement à calculer une somme discrète de niveaux de gris sur la fenêtre de corrélation D.

Ainsi, pour toute fonction a nous avons :

$$\langle a \rangle \approx \sum_{i \in D} a(\underline{x}_i) \quad (2.5)$$

avec x_i la position du i^{eme} pixel, avec des coordonnées entières.

En partant des coordonnées de $\Phi(x_i)$ qui peuvent ne pas être entières une interpolation des niveaux de gris au voisinage est nécessaire pour déterminer $g(\Phi(x_i))$. Les méthodes les plus fréquemment rencontrées sont l'approximation par plus proche voisin, l'interpolation polynômiale, l'interpolation B-spline, l'interpolation de Fourier... La documentation du logiciel Aramis [ara 06] ne nous permet pas de connaître la méthode utilisée.

Enfin, étant donné que la détermination des différents paramètres a_i de la fonction de forme passe par une minimisation du coefficient de corrélation, il est nécessaire d'utiliser une méthode d'optimisation appropriée pour résoudre ce problème. Il existe différents types d'algorithmes. Les plus utilisés sont listés ci-après.

Le premier est l'optimisation globale qui repose sur une optimisation de tous les paramètres a_i composant la fonction de forme. Différents algorithmes d'optimisation tels que Newton-Raphson ou Levenberg-Marquard peuvent être utilisés.

Ensuite, l'optimisation partielle avec évaluation des paramètres d'ordre supérieur à partir des fenêtres voisines est une méthode itérative qui n'agit que sur un certain nombre de paramètres a_i . Généralement ces paramètres sont les composantes de la translation a_1 et a_2 . Les autres facteurs sont alors laissés à une valeur non-nulle. Lorsque cette optimisation est réalisée sur un ensemble de fenêtres de corrélation, les paramètres d'ordre supérieur d'une fenêtre donnée sont réévalués à partir des déplacements des centres des fenêtres voisines. Une nouvelle optimisation des paramètres a_1 et a_2 est alors réalisée avec les nouvelles valeurs des paramètres d'ordre supérieur. Cette procédure est itérée jusqu'à ce que les composantes de la translation convergent sur toutes les fenêtres.

Enfin, l'interpolation bi-parabolique du coefficient de corrélation est une méthode qui consiste à interpoler le coefficient de corrélation au voisinage de son maximum trouvé avec une résolution au pixel près. On utilise une interpolation bi-parabolique calculée par une méthode des moindres carrés avec les valeurs obtenues pour le maximum et les huit pixels voisins les plus proches. La valeur de l'optimum est trouvée analytiquement à partir de la fonction parabolique.

Ici encore le manuel d'utilisation du logiciel Aramis [ara 06] ne nous permet pas de déterminer quelle méthode de résolution est utilisée.

2.1.2.3 Calcul des déformations

Dans de nombreux problèmes, il est intéressant, en plus des champs de déplacements, de connaître les champs de déformations. Il existe un grand nombre de méthodes pour calculer les déformations à partir des champs de déplacements en corrélation d'images. Nous pouvons citer notamment la méthode de la valeur exacte ponctuelle, la méthode utilisant des fonctions de forme éléments finis ou la méthode des différences finies. Le logiciel Aramis [ara 06] utilise une méthode par différences finies centrées, c'est à dire que l'on utilise autant de points de part et d'autres du point pour lequel on calcule les déformations.

Cette méthode se base sur un calcul de déformations en un point en fonction des valeurs des déplacements des points voisins et aussi du pas entre ces points. Plusieurs variantes de la méthode existent, notamment en utilisant 3 points, 5 points, ou plus en diagonale ou en longitudinal. La formulation de cette méthode est la suivante :

$$\varepsilon_{xx}^n \cong \begin{cases} \frac{u^{n+i} - u^{n-i}}{2s} \\ \frac{-u^{n+2} + 8u^{n+1} - 8u^{n-i} + u^{n-2}}{i2s} \end{cases} \quad (2.6)$$

où s est une constante représentant la différence de position de points voisins et u^i leurs déplacements.

Ainsi, le pas entre les fenêtres de corrélation est déterminant de la taille de la jauge optique utilisée. Plus ce pas sera important, plus la mesure sera moyennée sur une grande surface. Il est donc important de bien choisir ce pas en fonction des phénomènes à observer, plus on cherche à mesurer des phénomènes localisés, plus ce pas devra être petit.

2.1.3 La stéréo-corrélation d'images numériques

La stéréo-corrélation d'images numériques est une méthode de mesure des déplacements sur une surface en 3 dimensions. Il n'est pas nécessaire que la surface mesurée soit plane comme dans le cas de la corrélation d'images simple.

Cette méthode utilise le principe de la stéréo-vision, ce qui implique l'utilisation de deux caméras en parallèle. A chaque instant de mesure, une image est prise par chacune des caméras. Ces images sont analysées pour connaître les coordonnées 3D de chaque point de la surface. Cette analyse se fait pour l'état de référence comme pour l'état déformé. La mesure des déplacements s'effectue comme dans le cas de la corrélation d'images en appariant les images à l'état initial et final pour une des deux caméras.

2.1.3.1 Principe de la stéréo-vision

La stéréo-vision est basée sur le principe de triangulation. L'idée est d'effectuer une correspondance entre un pixel observé sur l'image d'une des caméras et son homologue observé sur l'image de l'autre caméra. Une fois que la correspondance est faite, on calcule l'intersection des deux droites projectives, ce qui donne les coordonnées du point dans le repère global (Figure 2.2). Cette opération est effectuée pour chaque pixel.

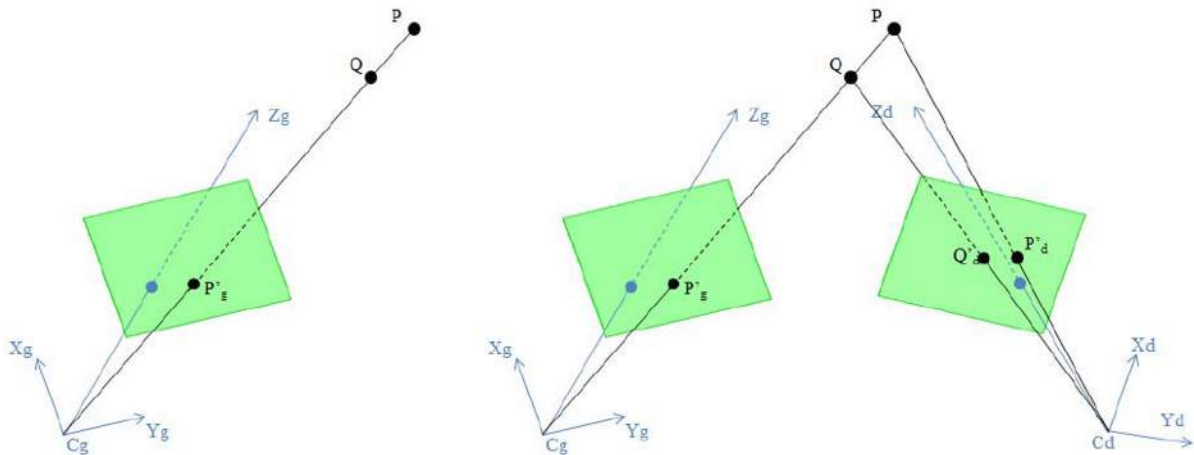


FIGURE 2.2 – Principe de la stéréo-vision [Fazzini 09]

En pratique, on calcule l'intersection dans l'espace des droites $C_g P'_g$ et $C_d Q'_d$. C_g et C_d sont respectivement les centres des repères liés aux caméras gauche et droite et $P'_g(u_g, v_g)$ et $Q'_d(u_d, v_d)$ sont les pixels appariés respectivement sur l'image de gauche et celle de droite. L'intersection de ces deux droites constitue un point Q dont les coordonnées dans l'espace sont les inconnues du problème.

Tous les paramètres intrinsèques et extrinsèques ainsi que la transformation rigide peuvent être déterminés à l'aide d'une phase de calibrage du système de caméras.

Le calibrage du système est réalisé en utilisant une plaque, ou mire spécifique. Pour le logiciel aramis [ara 06], ces mires sont des plaques possédant un certain nombre de cercles blancs disposés de façon précise sur un fond noir. Leur position relative est connue a priori. La phase de calibrage consiste à prendre des images de cette plaque dans plusieurs configurations différentes. Un algorithme permet ensuite d'analyser ces images pour calculer les paramètres évoqués précédemment.

2.1.3.2 De la stéréovision à la stéréo-corrélation d'images

La stéréo-corrélation d'images est une méthode optique qui permet la mesure de champs de déplacements en 3 dimensions sur une surface. Le principe de la stéréo-corrélation d'images repose sur l'association de 2 concepts qui sont la stéréovision et la corrélation d'images numériques. Il s'agit dans un premier temps de réaliser une association d'images par stéréovision à un état de référence pour obtenir la forme 3D de la surface avant déformation. Pour cela, une première paire d'images est prise dans cet état. Dans un deuxième temps, une autre paire d'images est prise dans un état déformé. Une association temporelle sur les images de l'une des caméras permet de mesurer les déplacements sur la surface. Enfin un autre appariement stéréoscopique est réalisé sur les deux images à l'état déformé pour remonter au champ 3D des déplacements (Figure 2.3).

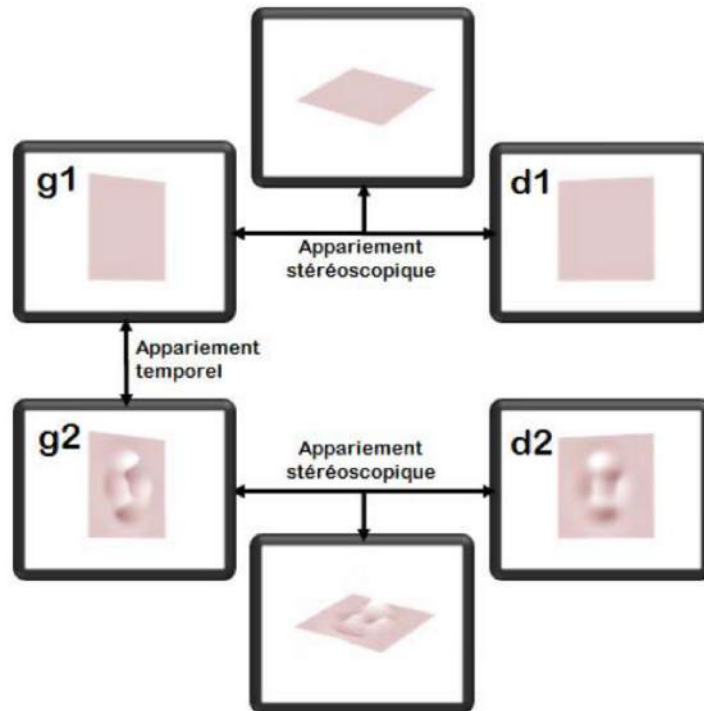


FIGURE 2.3 – Principe de la stéréo-corrélation d'images [Fazzini 09]

2.1.4 Exemples d'applications de la corrélation et stéréo-corrélation d'images numériques

La corrélation d'images numériques possède de nombreuses applications, dans la recherche comme dans l'industrie. Elle peut être mise en place dans de nombreux cas de figure. La surface à mesurer doit cependant posséder un contraste important et représenter un motif aléatoire reconnaissable pour permettre la corrélation. Si elle ne possède pas ces caractéristiques naturellement, il doit être possible de réaliser ce motif, à l'aide de peinture par exemple. Dans les cas plans nous préférons l'utilisation de la corrélation d'images, plus simple et rapide à mettre en oeuvre, alors que dans les cas nécessitant une mesure de déplacements en 3D la stéréo-corrélation d'images sera plus appropriée.

2.1.4.1 Exemples d'utilisation de la corrélation d'images

La corrélation d'images numériques représente un outil d'analyse puissant qui possède un vaste champ d'application. Elle permet de mesurer des déplacements en surface d'une pièce plane. Il peut s'agir de déplacements engendrés par des déformations de la pièce, ou bien des mouvements de corps rigide (rotations ou translations). Le potentiel de cette méthode a été démontré dès 1985 [Chu 85] par des essais menés sur des éprouvettes en aluminium sollicitées en traction ou avec des déplacements de corps rigides. Le système a montré une bonne précision dans les études de mouvements de corps rigides et une erreur inférieure à 10% dans la mesure de déplacements donnant lieu à des gradients de déformations (de l'ordre de 0.03%). Ces résultats seront améliorés par la suite avec l'évolution des systèmes de mesures [Fazzini 09].

L'utilisation de cette méthode présente de réels bénéfices par rapport aux jauges d'extensométrie lorsque la surface mesurée présente des gradients de déformations. Ainsi, dans le cas d'éprouvettes cruciformes sollicitées en traction bi-axiale, cette méthode apparaît parfaitement adaptée. En effet, lors de ce type d'essais, il apparaît des gradients de déformations dus à la singularité géométrique des éprouvettes testées. Ramault [Ramault 10] a comparé 3 méthodes de mesure des déplacements au cours de ce type d'essais : la corrélation d'images et l'interférométrie de Speckle. La corrélation d'images a été retenue comme étant la méthode la mieux adaptée car l'interférométrie de Speckle est sensible aux vibrations générées par le banc d'essais lors d'essais dynamiques. Les jauges ne donnent que des résultats localisés.

Brault [Brault 10] a aussi validé ce procédé pour le suivi d'essais sur des éprouvettes cruciformes en composites lors d'essais réalisés au LGP (Figure 2.4). Cette étude conforte notre choix d'utiliser cette méthode dans notre étude en fatigue sur des éprouvettes bi-axiales en composites qui s'inscrit dans la continuité de ces travaux.

Dans certains cas, il est même possible de remonter aux déplacements hors du plan en utilisant une routine pour modifier les images utilisées (avec Matlab par exemple). Il a été ainsi possible de réaliser une mesure sur une surface cylindrique avec de bons résultats [Peirs 11]. Cette pratique est cependant possible uniquement lorsque la forme de la surface est connue à priori.

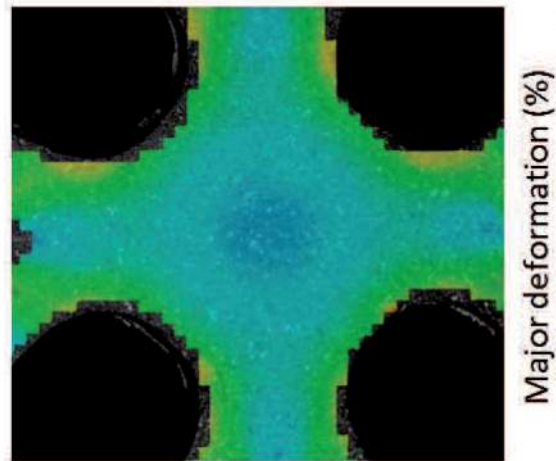


FIGURE 2.4 – Exemple de cartographie de déformations sur une éprouvette cruciforme [Brault 10]

2.1.4.2 Exemples d'utilisation de la stéréo-corrélation d'images

Tout comme pour la corrélation d'images, les applications de la stéréo-corrélation d'images sont très variées. Elles présentent les mêmes champs d'applications, en permettant en plus le suivi d'essais mécaniques possédant des déplacements hors du plan, ou sur des surfaces non-planes.

Largement utilisée pour des mesures sur des surfaces réduites, la méthode peut aussi être adaptée aux mesures sur des grandes surfaces. Ainsi, Perret [Perret 11] a pu réaliser des mesures de déplacements en 3 dimensions sur un panneau en composite auto-raïdi sollicité en compression. La surface mesurée mesure environ $60 \times 60 \text{cm}^2$. Les mesures ont mis en évidence la présence de flambement local de la structure (déplacements hors-plan).

La stéréo-corrélation d'images permet aussi de réaliser des mesures en grandes déformations, tel que sur des élastomères, sur lesquels on ne peut pas fixer de jauges d'extensométrie. Fazzini [Fazzini 07a] a ainsi utilisé ce système pour caractériser des élastomères sous du cisaillement quadruple (Figure 2.5). La fiabilité de la méthode a été démontrée même lors de déformations allant jusqu'à 200% (bonne répétabilité des résultats). Les résultats obtenus corrélaient bien avec les calculs menés avec un modèle éléments finis. Cependant des effets de bord mis en évidence par le modèle (concentration locale de contraintes) n'ont pas pu être mesurés.

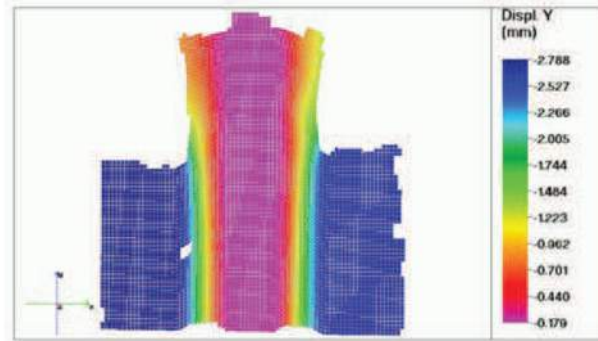


FIGURE 2.5 – Mesure des déplacements lors d’un essai de cisaillement quadruple [Fazzini 07a]

Rupil a mené des essais pour déterminer le comportement en fatigue d’éprouvettes métalliques cylindriques [Rupil 09]. L’essai est interrompu tous les 500 cycles et l’éprouvette est tirée en statique pour la mesure de l’évolution des modules d’élasticité en fonction du nombre de cycles.

L’utilisation de caméras rapides autorise le suivi d’essais en dynamique, présentant des phénomènes de déformations très rapides. Ainsi, il a été possible d’étudier la réponse d’une plaque en composites lors d’un impact, avec l’utilisation de vitesses d’acquisition de 8400 images par seconde [Duplessis Kergomard 11]. La mesure corrèle bien avec la simulation par éléments finis.

2.1.5 Conclusion

Nous avons mis en évidence dans cette partie les très larges champs d’applications de la corrélation et de la stéréo-corrélation d’images numériques. Elle se montre en effet particulièrement indiquée pour le suivi d’essais sur des éprouvettes cruciformes sollicitées en bi-axial. La présence de caméras rapides au laboratoire capables de prendre 5400 images/s en pleine résolution (1Mpixel) permettra de réaliser un suivi d’essai de fatigue en dynamique, c’est à dire sans avoir à interrompre l’essai pour réaliser les mesures.

2.2 Aspect thermodynamique : mesures thermiques

Lors de tout chargement mécanique, il se produit des phénomènes thermomécaniques à l'intérieur de la pièce qui ont pour effet de provoquer des changements de température dans la pièce. Ces constats sont valables pour des essais statiques ou dynamiques. Ces variations de température sont observables en utilisant la méthode de thermographie infrarouge. Cette méthode permet à chaque instant d'avoir des informations sur la température en tout point de la surface d'une éprouvette sollicitée mécaniquement. Il est donc ensuite possible de les analyser pour tenter de remonter à la source de ces phénomènes et de les quantifier. Dans cette partie nous allons nous attacher à répertorier différentes utilisations de la thermographie infrarouge pour la caractérisation du comportement mécanique de matériaux.

2.2.1 Principe de la thermographie infrarouge

Il existe plusieurs modes de transfert thermique, tels que la conduction, la convection et le rayonnement. Ce dernier mode est celui auquel nous allons nous intéresser au cours de cette étude car il est celui sur lequel se base la mesure par thermographie infrarouge. La mesure de la température par thermographie consiste à mesurer le rayonnement infrarouge émis par la surface d'un objet. Ce rayonnement est ensuite converti en température. Le rayonnement n'a pas besoin de support physique pour se propager. Il est émis naturellement par tout corps dès lors que la température de celui-ci dépasse celle du zéro absolu. L'utilisation d'une caméra thermique permet d'avoir accès à la cartographie de la température sur toute la surface de l'objet mesuré.

2.2.1.1 Principes fondamentaux du transfert d'énergie par rayonnement

Pour un corps commun, 4 phénomènes sont prépondérants dans le mécanisme de transfert d'énergie.

Tout d'abord, l'émission représente la chaleur produite par le corps qui est transférée au milieu extérieur. Ensuite, la transmission représente la partie de l'énergie qui est intégrée par le système puis envoyée vers un autre système. La réflexion concerne la partie du rayonnement qui est renvoyée directement vers le milieu extérieur. Enfin, l'absorption constitue le rayonnement emprisonné par le système et converti en énergie calorifique. Le principe de conservation de l'énergie veut que la somme de ces flux soit conservative. Si l'on considère un apport d'énergie extérieur, appelée énergie incidente, nous avons :

$$\phi_i = \phi_r + \phi_a + \phi_t \quad (2.7)$$

avec ϕ_i le flux incident, ϕ_r le flux réfléchi, ϕ_a le flux absorbé et ϕ_t le flux transmis (Figure 2.6). Le flux émis est noté ϕ_e . Il n'est pas impératif que tous ces phénomènes se produisent à la fois. Dans le cas du corps noir, qui est un cas supposé idéal, la totalité de l'énergie incidente est absorbée par le corps, il n'y a pas de phénomène de réflexion ou de transmission.

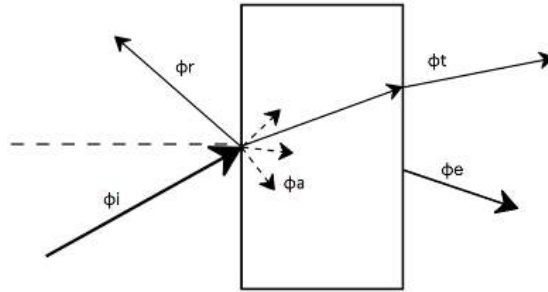


FIGURE 2.6 – Différents flux thermiques

2.2.1.2 Grandeurs caractéristiques du transfert d'énergie par rayonnement

Une surface est supposée émettre un rayonnement dans la totalité de la demi-sphère limitée par son plan tangent. Ainsi, on peut déterminer la densité de puissance totale émise par un petit élément de cette surface dS dans toutes les directions. Cette grandeur est appelée émittance hémisphérique totale E et est exprimée en $\mathbb{W}.m^{-2}$.

$$E = \frac{d\phi}{dS} \quad (2.8)$$

Cette émittance représente la densité de puissance émise sur tout le spectre. Il est souvent intéressant de ne connaître cette donnée que sur une bande spectrale donnée. En effet, dans le cas de la thermographie infrarouge on ne s'intéresse qu'au spectre de fréquence correspondant à l'infrarouge. Les capteurs présents dans les caméras sont focalisés sur ce spectre. L'émittance spectrale sur une bande spectrale $d\lambda$ est donc exprimée par :

$$E_\lambda = \frac{d^2\phi}{dS.d\lambda} \quad (2.9)$$

Ensuite, il est possible d'exprimer la fraction de ce flux dans une direction donnée et sous un angle solide particulier. Ainsi, la luminance est définie comme la densité de puissance radiative totale $d^2\phi$ émise par une surface élémentaire dS sous un angle solide $d\omega$ dont la normale n' forme un angle β avec la normale n de la surface émettrice dS (figure 2.7). Elle est exprimée en $\mathbb{W}.m^{-2}.sr^{-1}$.

$$L = \frac{d^2\phi}{d\omega.dS.\cos\beta} \quad (2.10)$$

Ici encore il est possible de ne calculer cette grandeur que sur une bande spectrale $d\lambda$ donnée. La luminance ainsi mesurée est la luminance spectrale directionnelle, exprimée en $\mathbb{W}.m^{-2}.sr^{-1}.\mu m^{-1}$:

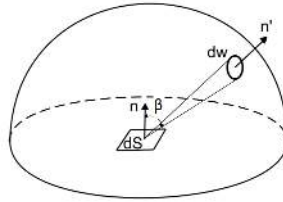


FIGURE 2.7 – Luminance

$$L_{\lambda} = \frac{d^2\phi}{d\omega \cdot dS \cdot \cos\beta \cdot d\lambda} \quad (2.11)$$

La luminance est la grandeur qui permet de caractériser l'énergie reçue par les capteurs utilisés dans la thermographie infrarouge. En effet, ils ne captent l'énergie que sur un angle solide relativement faible.

Le corps noir représente un corps "idéal" qui, pour une température donnée, émet le maximum d'énergie. Ce corps noir émet une énergie sous forme de rayonnement dans toutes les directions de l'espace et dans tout le spectre de longueurs d'ondes.

Pour un corps quelconque respectant la loi de Lambert (dit "corps lambertien"), la luminance est indépendante de la direction de rayonnement. L'application de cette loi à un corps noir implique que la luminance et l'émittance d'un tel corps ne dépendent que de la température absolue.

Ainsi, la loi de Stefan permet de définir l'émittance du corps E^0 noir par :

$$E^0 = \int_{\infty}^0 E_{\lambda}^0(\lambda, T) d\lambda = \sigma \cdot T^4 \quad (2.12)$$

σ est la constante de Stefan-Boltzmann ($5,6696 \cdot 10^{-8} \text{ W} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{K}^{-4}$).

De plus d'après la loi de Lambert, l'émittance du corps noir E^0 est reliée à sa luminance L^0 par :

$$E^0 = \pi \cdot L^0 \quad (2.13)$$

Ainsi, la luminance du corps noir s'exprime par :

$$L^0 = \frac{E^0}{\pi} = \frac{\sigma \cdot T^4}{\pi} \quad (2.14)$$

Enfin, étant donné que tous les corps ne sont pas des corps noirs, il est nécessaire d'introduire un paramètre supplémentaire qui est l'émissivité ε du corps. Il s'agit d'une propriété de la surface. Elle est égale au rapport de la luminance L du corps comparée à la luminance du corps noir L_0 :

$$\varepsilon = \frac{L}{L_0} \quad (2.15)$$

L'émissivité dépend fortement de l'état de surface du matériau. Une surface lisse engendrera un phénomène de réflexion par effet miroir, une surface rugueuse aura donc une meilleure émissivité. L'émissivité sera aussi plus importante lorsque la caméra sera placée perpendiculairement à la surface (angle d'incidence nul). Cependant, ce paramètre n'est pas le plus déterminant car la plupart des objets sont supposés être des corps lambertiens, c'est à dire qui émettent la même énergie dans toutes les directions. Cette hypothèse s'avère valable pour des angles d'incidence n'excédant pas 55° .

Enfin, l'émissivité spectrale est aussi faiblement dépendante de la longueur d'onde. Un tel corps est appelé corps sélectif. Un corps dont l'émissivité n'est pas dépendante de ce paramètre est appelé corps gris. Il est courant que certains corps sélectifs se comportent comme des corps gris dans certaines bandes spectrales.

2.2.1.3 Mesure de la température par thermographie infrarouge

Une caméra infrarouge est constituée d'un ensemble de capteurs permettant de recueillir les rayonnements émis par une surface sur une certaine plage de longueurs d'ondes. Idéalement, ces rayonnements proviennent tous de la surface de l'objet. L'intensité de ces rayonnements est ensuite convertie en température. Cette conversion est valable de par l'hypothèse que les corps observés sont lambertiens.

L'appellation de thermographie infrarouge provient du fait que, pour des températures couramment rencontrées sur terre, l'émittance maximale est rencontrée pour des longueurs d'ondes comprises entre 8 et 15 μm . Cela conduit à utiliser un capteur dont la bande passante est comprise entre 2 et 15 μm , ce qui correspond au domaine de l'infrarouge moyen (Figure 2.8).

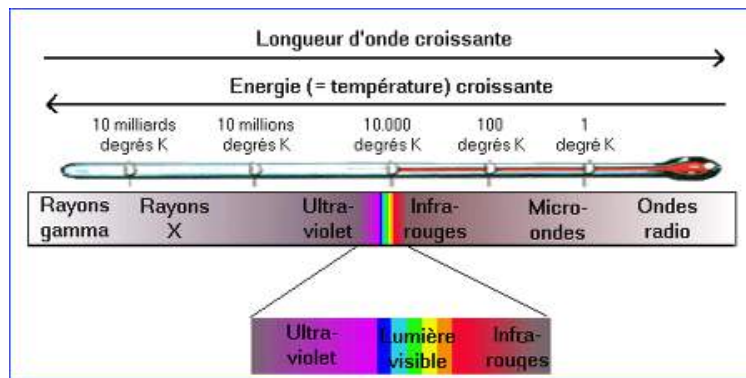


FIGURE 2.8 – Température en fonction de la longueur d'onde [Astrosurf]

Les rayonnements captés par la caméra sont de 3 sortes. Il y a tout d'abord le rayonnement émis par la surface de l'objet à mesurer. Ensuite il y a le rayonnement provenant de la réflexion par la surface et

émis par d'autres sources provenant du milieu extérieur. Enfin, une troisième partie du rayonnement perçu est dépendante de l'atmosphère présente entre la surface de l'objet et le capteur. Plusieurs hypothèses sont formulées pour tenter de quantifier l'influence relative de tous ces paramètres. Ainsi l'environnement est assimilé à un émetteur parfait dont la température est uniforme, et l'objet mesuré est considéré comme un corps gris.

Les matériaux composites renforcés de fibres de carbone sont de couleur sombre. Il a été estimé que leur émissivité se rapprochait de celle du corps noir. Dans la suite de l'étude elle est prise égale à 0,98.

2.2.2 Les différents types de méthodes de mesure par thermographie

Les variations de température dans un objet peuvent avoir diverses origines, de la sollicitation mécanique à un apport extérieur de chaleur, en passant par des phénomènes ponctuels de libération d'énergie. Ces constats ont permis le développement de techniques de mesures mettant en jeu la thermographie infrarouge avec un champ d'application très étendu. L'objectif dans cette partie est de faire un récapitulatif des méthodes de mesures existantes et leur mise en oeuvre.

2.2.2.1 Thermographie passive

La thermographie passive ou thermographie directe consiste à mesurer directement les variations de la température de la surface de la pièce dues à des sollicitations mécaniques sur l'objet étudié [Chrysochoos 10, Montesano 13, La Rosa 00]. Elle permet d'observer différents phénomènes thermiques caractéristiques du comportement mécanique de certains matériaux, tels que l'endommagement ou certains phénomènes thermoélastiques. Ces phénomènes ont pour effet une augmentation ou une diminution locale de la température de l'objet qui est observable via la caméra infrarouge. La mise en oeuvre est donc relativement simple puisqu'il suffit de poser la caméra devant l'objet et de mesurer les variations de températures. Cette mesure permet d'avoir une cartographie complète de la température à la surface de l'objet (Figure 2.9).

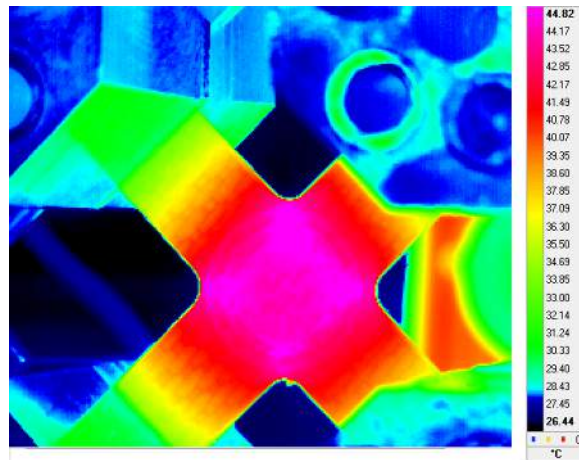


FIGURE 2.9 – Cartographie thermique d'une éprouvette cruciforme sollicitée en traction bi-axiale

2.2.2.2 Thermographie active

La thermographie active ou thermographie indirecte consiste à mesurer les variations de température en surface d'un objet suite à un apport externe de chaleur. L'observation consiste donc à déterminer comment la chaleur se propage à l'intérieur du matériau. L'apport de chaleur peut être soit une sollicitation thermique directe (utilisation d'une source chaude, type lampe ou flash), soit une sollicitation thermique indirecte qui va entraîner un échauffement du matériau (vibrations, induction...).

Sous le terme générique de thermographie active, on peut distinguer plusieurs types de méthodes qui diffèrent de par le mode de sollicitation thermique utilisé. Ces méthodes sont la thermographie active modulée, pulsée, et de phase pulsée.

Thermographie pulsée

Le principe de cette méthode est de mesurer l'évolution de la température à la surface d'une pièce sous l'influence d'une sollicitation thermique courte [Steinberger 06]. Lors de la sollicitation il apparaît un gradient de température dans le matériau et la chaleur se propage dans l'épaisseur de la pièce à observer. Ce type de mesure possède des applications essentiellement dans les contrôles non-destructifs.

Thermographie active modulée (Lock-in thermography)

Le principe de cette méthode est d'étudier la propagation de la chaleur dans le matériau sous une sollicitation thermique sinusoïdale en régime établi. Pour cela, on étudie le déphasage ainsi que l'amplitude de la réponse en température du matériau [Huth 02, Breitenstein 10]. La modulation de la fréquence permet d'inspecter à différentes profondeurs dans le matériau.

Thermographie de phase pulsée

Cette méthode est une combinaison des méthodes de thermographie modulée et pulsée. L'excitation thermique se fait de manière impulsionnelle et il s'en suit une analyse en amplitude et en phase de l'évolution de la température de la surface du matériau [Castenado 05, Marinetti 99]. Dans ce cas encore, l'application CND est la plus répandue. Il est possible de jouer sur la durée de la sollicitation pour explorer des parties plus ou moins profondes dans la pièce.

2.2.3 Applications de la thermographie IR au suivi d'essais mécaniques

Les applications de la thermographie infrarouge pour le suivi d'essais mécaniques sont nombreuses. Elles permettent notamment d'obtenir des informations sur l'état de santé du matériau et sur l'état de contrainte à l'intérieur de celui-ci. Nous nous attacherons ici à répertorier un certain nombre de ces applications en lien avec l'analyse du comportement d'un matériau sous des sollicitations de type mécanique.

2.2.3.1 Couplage thermo-mécanique

En-dehors du cadre des contrôles non-destructifs, la thermographie infrarouge est couramment utilisée pour caractériser le comportement thermomécanique de matériaux. Lors de sollicitations mécaniques, la température à l'intérieur du matériau va évoluer sous l'influence de différents facteurs. Les facteurs principaux sont les variations de contraintes dans la pièce, l'endommagement, la plasticité ou l'hystérésis. On parle de

couplage thermomécanique. Les deux premiers principes de la thermodynamique ont permis d'établir une loi permettant de quantifier ces couplages [Geramin 83, Lemaître 90]. L'équation de la chaleur est ainsi exprimée par l'équation 2.16.

$$\rho C_p \dot{T} - \text{div}(k : \text{grad}T) = (\sigma - \rho \frac{\partial \Psi}{\partial \varepsilon}) : \dot{\varepsilon} - \rho \frac{\partial \Psi}{\partial \lambda} \dot{\lambda} + \rho T \frac{\partial^2 \Psi}{\partial T \partial \varepsilon} \dot{\varepsilon} + \rho T \frac{\partial^2 \Psi}{\partial T \partial \lambda_j} \dot{\lambda}_j + r \quad (2.16)$$

Ψ représente l'énergie libre de Helmholtz, ρ la densité du matériau, C_p la chaleur spécifique, k le tenseur de conduction du matériau, σ le tenseur des contraintes de Cauchy, ε le tenseur de déformation et T la température absolue. Les différents termes composant cette équation correspondent à des phénomènes particuliers.

Dans le membre de gauche de l'équation, $\rho C_p \dot{T}$ est le terme représentant l'absorption de la chaleur et $\text{div}(k : \text{grad}T)$ est le terme de fuite. Cette perte s'effectue majoritairement par conduction dans le milieu extérieur.

Dans le membre de droite, nous avons le terme $d_i = (\sigma - \rho \frac{\partial \Psi}{\partial \varepsilon}) : \dot{\varepsilon} - \rho \frac{\partial \Psi}{\partial \lambda} \dot{\lambda}$ qui correspond à la puissance des efforts intérieurs transformée en chaleur de façon irréversible, notamment par des phénomènes d'endommagement ou de plasticité. Ensuite, les termes $s_{the} = \rho T \frac{\partial^2 \Psi}{\partial T \partial \varepsilon} \dot{\varepsilon}$ et $s_{ic} = \rho T \frac{\partial^2 \Psi}{\partial T \partial \lambda_j} \dot{\lambda}_j$ représentent le couplage thermomécanique. Ils caractérisent la relation présente entre la température et les variables internes du matériau. En particulier, le terme s_{the} représente le couplage entre la température et les déformations élastiques d'un matériau (couplage thermoélastique [Nayroles 81]). Enfin, le terme r représente tout échange volumique de chaleur d'origine extérieure.

Afin de simplifier l'écriture, il est possible d'émettre certaines hypothèses qui sont valables dans une grande partie des cas, notamment pour notre étude [Brémond 01] :

- le terme de fuite est négligeable devant le terme d'absorption. En effet, l'utilisation d'une fréquence importante ($\geq 10 \text{ kHz}$) permet de faire l'hypothèse que les essais sont réalisés dans des conditions adiabatiques.
- les couplages entre la température et les variables internes autres que ceux thermoélastiques peuvent être considérés nuls dans le cas de matériaux thermoélastiques linéaires.

L'équation devient alors :

$$\rho C_p \dot{T} = (\sigma - \rho \frac{\partial \Psi}{\partial \varepsilon}) : \dot{\varepsilon} - \rho \frac{\partial \Psi}{\partial \lambda} \dot{\lambda} + \rho T \frac{\partial^2 \Psi}{\partial T \partial \varepsilon} \dot{\varepsilon} \quad (2.17)$$

cette équation est alors composée d'un terme de couplage thermoélastique s_{the} et d'une source de chaleur dissipée d_i .

2.2.3.2 Caractérisation de l'état de contrainte dans le matériau : thermoelastic stress analysis (TSA)

Le but de cette méthode est de remonter à l'état de contrainte au niveau de la surface d'un matériau sous sollicitation mécanique par l'analyse des variations de la température de cette surface.

Cette méthode a été mise au point tout d'abord sur des matériaux isotropes [Dulieu-Barton 99b]. La variation de température à la surface du matériau peut être liée à la variation de l'état de contrainte à la surface de ce matériau par la formule 2.18 [Stanley 84] :

$$\Delta T = -\frac{\alpha T_0}{\rho C_p} \Delta(\sigma_1 + \sigma_2) \quad (2.18)$$

α est le coefficient de dilatation thermique (K^{-1}), T_0 est la température absolue, ρ est la masse volumique ($kg.m^{-3}$) et C_p la chaleur spécifique à pression constante ($J.kg^{-1}.K^{-1}$). σ_1 et σ_2 sont les contraintes principales en surface de l'éprouvette (Pa).

Dans le cas de matériaux composites, ou plus généralement orthotropes, cette équation devient [Emery 10] :

$$\Delta T = -\frac{T_0}{\rho C_p}(\alpha_1 \Delta \sigma_1 + \alpha_2 \Delta \sigma_2) \quad (2.19)$$

où α_1 et α_2 sont les coefficients de dilatation thermique dans les axes principaux d'orthotropie du matériau.

Cette méthode nécessite des capteurs avec une sensibilité thermique très importante. Les variations de contraintes produisent en effet des variations de températures très faibles (environ $0.1^\circ C$ pour un acier soumis à une contrainte de 100 MPa). Un équipement spécifique pour ce type d'analyse utilisant des mesures thermiques a été créé. Il est baptisé SPATE [Dulieu-Barton 99a], et basé sur des capteurs ayant une très haute sensibilité thermique. Le capteur thermique reçoit un signal thermoélastique S (unités non-calibrées) qui peut être relié à la somme des contraintes principales par la relation :

$$\sigma_1 + \sigma_2 = A'S \quad (2.20)$$

Appliquée aux matériaux composites, l'équation devient :

$$\sigma_{11}\alpha_{11}^p + \sigma_{22}\alpha_{22}^p = A'S \quad (2.21)$$

A et A' sont des constantes de calibration ($MPa.C^{-1}$) à déterminer avec des essais préliminaires. En particulier, une procédure de calibrage a été établie pour calculer ces constantes [Emery 09]. Ce type de matériel apparaît presque indispensable pour tout type d'étude mettant en pratique la méthode TSA. α_{11}^p et α_{22}^p sont les coefficients de dilatation thermique principaux du matériau.

Les variations de température qui apparaissent à la surface de l'éprouvette sont très précises et il est nécessaire de tenir compte d'un certain nombre de facteurs qui viendraient perturber les mesures. En particulier, les phénomènes tels que l'échauffement de la machine d'essai ou les variations de température du milieu environnant. Une méthode a aussi été développée pour s'affranchir de ces perturbations thermiques [Dulieu-Barton 06]. Il s'agit de prendre une température de référence et de la retrancher à la température mesurée à la surface de l'éprouvette.

Cette méthode représente un outil d'analyse puissant mais reste néanmoins complexe à mettre en oeuvre. Elle est plus adaptée aux sollicitations statiques qu'aux sollicitations dynamiques où les phénomènes à l'origine de l'échauffement se cumulent et sont difficiles à dissocier.

Des travaux ont été entrepris pour adapter la méthode à des essais de fatigue, et notamment à l'étude de l'endommagement. La méthode proposée consiste à réaliser les mesures thermiques à différents instants de l'essai. Pour chaque mesure, la première étape consiste à mesurer les constantes élastiques du matériau. Ensuite, les mesures pour l'application de la TSA se font avec une sollicitation à déplacement maximal constant. Enfin l'essai de fatigue se poursuit avec une sollicitation avec un pilotage en charge. En combinant

les résultats obtenus lors de ces 3 étapes, il est possible de déterminer l'évolution de l'endommagement dans la structure au fur et à mesure de l'essai.

2.2.3.3 Détermination des déformations en surface d'un matériau

Cette méthode est une extension de la méthode TSA présentée précédemment. Les déformations sont obtenues à partir des contraintes en utilisant la matrice de rigidité élastique orthotrope du matériau [El-Hajjar 03]. Il est dans ce cas nécessaire de faire l'hypothèse que l'on reste dans le domaine élastique. La méthode a été employée notamment pour la mesure de déformations sur une éprouvette trouée en composite à base de fibres réalisé par pultrusion, puis d'un composite à base de fibres de verre avec entaille sous un mode de sollicitation mixte combinant les modes I et II [Haj-Ali 08]. La méthode fait intervenir une constante k_ε qui est une caractéristique intrinsèque du matériau. Cette constante est déterminée par une étape de calibrage qui est réalisée sur des éprouvettes simples pour lesquelles l'état de contraintes est connu. Une caméra infrarouge permet d'obtenir une cartographie de température à la surface de la pièce, qui peut s'interpréter comme une cartographie de déformations suite à l'application de la méthode.

2.2.3.4 Détermination de la limite d'endurance d'un matériau : méthode de Risitano

La sollicitation dynamique d'un matériau provoque une élévation de la température de celui-ci. Dans le cas d'une sollicitation cyclique en fatigue, les variations de température du matériau proviennent majoritairement de deux sources (cf équation 2.17) :

- source de couplage thermoélastique s_{the} ,
- source de dissipation de chaleur d_t .

S'il est délicat de quantifier avec précision le couplage thermoélastique dans le cas dynamique, la dissipation d'énergie peut être exploitée pour obtenir des informations concernant l'endommagement et la tenue dans le temps du matériau [La Rosa 00].

L'élévation globale de la température au cours d'un essai de fatigue se compose classiquement de 3 phases principales (figure 2.10) :

- une élévation de la température en début d'essai,
- un palier de stabilisation,
- une phase d'augmentation de la température qui se poursuit jusqu'à la rupture du matériau.

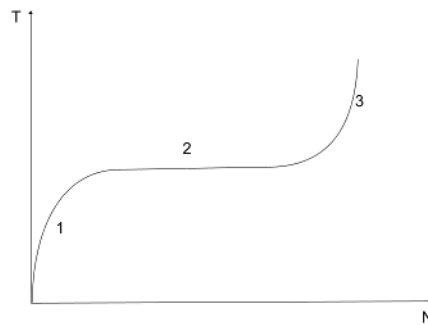


FIGURE 2.10 – Evolution de la température en fonction du nombre de cycles

Il a été constaté [La Rosa 00] que l'augmentation de la température jusqu'au palier de stabilisation est fonction du taux de chargement appliqué. Plus ce chargement est important, plus l'augmentation de la température est importante. Cette élévation de la température est significative lorsque l'on dépasse la limite de fatigue du matériau. Risitano a développé une méthode de détermination de la limite de fatigue du matériau qui repose directement sur la quantification de l'élévation de la température en fonction du chargement appliqué. L'élévation maximale de la température est mesurée pour différents taux de chargement et pour une durée de sollicitation définie (classiquement 10000 cycles) et les différents points mesurés sont reportés sur un graphique. La courbe obtenue est en pratique une droite, dont l'intersection avec l'axe des abscisses représente la limite d'endurance du matériau.

Ce constat est particulièrement valable pour les matériaux métalliques. La même étude a été menée pour des matériaux composites [Toubal 04, Montesano 13, Karama 11]. Il a été remarqué dans ce cas que la courbe ne représente pas une droite mais deux droites de pentes différentes. Dans ce cas, la limite de fatigue est déterminée comme la contrainte correspondant au point d'intersection des deux droites (figure 2.11).

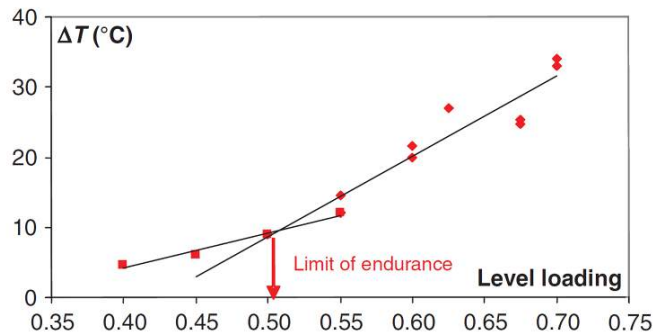


FIGURE 2.11 – Détermination de la limite d'endurance par la méthode de Risitano [Karama 11, Toubal 04]

Par la suite, une nouvelle méthode a été développée pour estimer à partir de ces mêmes mesures thermiques la totalité de la courbe de Wöhler dans le cas de matériaux possédant un comportement élasto-plastique [Fargione 02]. Cette méthode repose sur l'hypothèse que l'énergie de déformation plastique atteint une limite constante E_c , qui est une caractéristique du matériau. Le bilan énergétique peut être exprimé de telle sorte que l'énergie apportée au système est la somme de l'énergie interne et de l'énergie dissipée sous forme de chaleur.

2.2.3.5 Détection de l'endommagement dans les structures

La thermographie IR est depuis longtemps utilisée pour détecter l'apparition de l'endommagement dans les matériaux isotropes, comme les métaux [Sak 97].

Dans le cas de matériaux composites, l'endommagement se caractérise par de la fissuration matricielle, de la rupture de fibres ou du délaminage. Dans tous les cas, ces phénomènes se caractérisent par un dégagement d'énergie et donc une élévation locale de la température de la pièce à l'endroit où l'endommagement apparaît [Goidescu 11, Roche 13] (Figure 2.12).

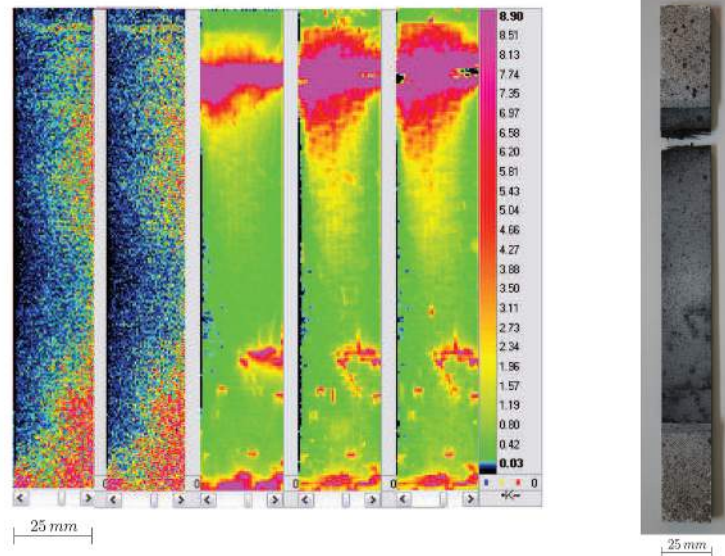


FIGURE 2.12 – Détection de l’endommagement par thermographie infrarouge [Goiescu 11]

2.2.3.6 Détermination du comportement de matériaux

Ce type d’études a pu être appliqué au cas de matériaux isotropes possédant un comportement plastique. Il a été montré qu’il était possible, à partir de l’observation d’un champ de température en surface d’une pièce sollicitée mécaniquement, de remonter aux différentes sources d’énergies mises en jeu par les différents phénomènes [Chrysochoos 89]. Ces énergies sont dans le cas de matériaux métalliques l’énergie élastique réversible \mathcal{W}_e , l’énergie dissipée \mathcal{W}_d , et l’énergie interne bloquée durant l’écroutissage \mathcal{W}_b . Ces énergies ont pu être quantifiées pour 3 matériaux métalliques différents (aluminium, acier, acier inoxydable). Les essais ont toutefois été limités à des déformations de l’ordre de 10% pour éviter un endommagement trop important du matériau.

2.3 Utilisation de techniques couplées

L'étude du comportement de matériaux consiste à étudier les manifestations de différents phénomènes qui se produisent lors de sollicitations mécaniques. Nous avons présenté dans les paragraphes précédents différentes méthodes de suivi d'essais mécaniques permettant de mettre en évidence certains phénomènes particuliers. Lorsque cela est possible, il est intéressant de pouvoir utiliser simultanément ces moyens de mesure pour permettre l'étude de plusieurs phénomènes. Il sera ensuite envisageable de réaliser des couplages entre les mesures réalisées pour expliquer les phénomènes observés. Il est particulièrement utile de relier des données d'échauffement avec des données de déformations pour l'analyse de tous les phénomènes thermo-mécaniques mis en jeu lors de toute sollicitation mécanique. Les applications de ces méthodes couplées sont nombreuses [Chrysochoos 10]. Nous nous attacherons dans cette partie à répertorier une série d'exemples où les moyens de suivi d'essai sont couplés dans diverses situations.

2.3.1 Evaluation de l'endommagement dans les matériaux

Nous trouvons dans la littérature de nombreux exemples traitant de l'endommagement des matériaux. Il a été notamment constaté dans le cas des matériaux composites que cet endommagement se manifeste par une diminution du module d'élasticité, en particulier lors d'une sollicitation en fatigue. De nombreux modèles ont par la suite été développés pour quantifier le module résiduel du matériau après un certain nombre de cycles de chargement.

Des méthodes mêlant une analyse thermique à une mesure du module résiduel ont aussi été développées pour quantifier l'endommagement. En effet, la température à la surface de la pièce a tendance à augmenter lorsque l'endommagement apparaît. En particulier, des essais ont été menés sur des éprouvettes en composites trouées dont les plis sont orientés à $\pm 45^\circ$ [Toubal 04]. La température à la surface de la pièce a été mesurée tout au long de l'essai par thermographie infrarouge et les déplacements ont été mesurés à l'aide d'un extensomètre. A partir des données de déformations, un facteur d'endommagement D a été déterminé à partir du module d'Young à un instant t (E) et du module d'Young initial du matériau (E_0) :

$$D = 1 - \frac{E}{E_0} \quad (2.22)$$

Il a été constaté que les courbes représentant l'évolution de cet indicateur ainsi que celle représentant l'évolution de la température en fonction du nombre de cycles de l'essai sont similaires (Figure 2.13).

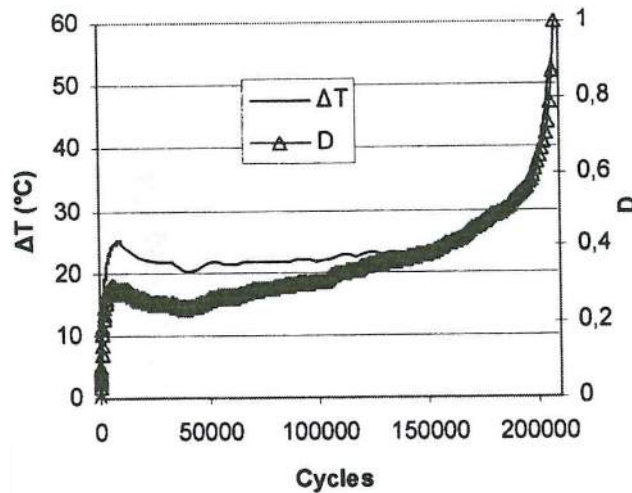


FIGURE 2.13 – Comparaison entre température et endommagement sur un essai de fatigue [Toubal 04]

Dans d'autres cas, une analyse plus qualitative a permis de mettre en évidence l'apparition d'endommagement par le couplage de mesures de déplacements par thermographie infrarouge et de mesures thermiques [Dattoma 13]. L'étude présentée a été menée sur des composites renforcés de fibres de verre. Des éprouvettes possédant des entailles sont sollicitées en fatigue. Il apparaît qu'au cours de l'essai, la température augmente à proximité des entailles, et que les déformations observées augmentent aussi dans ces zones.

2.3.2 Mesure des contraintes

La méthode TSA (Thermoelastic Stress Analysis) est très propice à l'utilisation de deux systèmes de mesure en parallèle. Cette méthode a pour but de déterminer un champ de contraintes à la surface d'une pièce uniquement en utilisant des champs thermiques. Le couplage des mesures de contraintes effectuées par cette méthode avec une mesure des déplacements réalisée par corrélation d'images permet d'apporter un supplément de précision à la méthode.

2.3.3 Mise en évidence de la plasticité

Chrysochoos et al. [Chrysochoos 10, Li 13] ont mis en évidence le potentiel important du couplage de la thermographie infrarouge et de la corrélation d'images numériques non seulement dans le cas de la mesure de contraintes mais aussi dans la mise en évidence de phénomènes tels que la plasticité. L'association des deux méthodes combinées prend ici tout son sens car les phénomènes à étudier sont localisés.

L'utilisation de la corrélation d'images permet d'observer localement les déformations du matériau. Le phénomène peut ainsi être mieux quantifié car on peut estimer localement les contraintes et les associer aux déformations observées, et ainsi remonter aux propriétés élastiques locales du matériau. Il est ainsi possible de réaliser en tout point de la structure une association entre une dissipation de chaleur et une déformation, et par extension une évolution des propriétés élastiques du matériau.

Pour illustrer ces propos, cette méthode a été utilisée dans différents cas de figures mettant en jeu la plasticité. Ces exemples sont basés sur l'étude de matériaux métalliques. Les essais sont réalisés sur des

éprouvettes uni-axiales. Ce type d'essai permet de connaître avec une bonne précision les conditions aux limites, et donc d'estimer avec précision les contraintes localement.

Lors d'essais de traction sur des matériaux possédant un fort caractère plastique, il apparaît que les déformations ont tendance à se concentrer sur une zone localisée. Cette localisation apparaît bien avant la rupture de l'éprouvette. En fin d'essai, les déformations dans cette zone sont de l'ordre de 5% alors qu'elles ne dépassent pas 1% dans le reste de l'éprouvette. L'analyse thermique montre aussi un échauffement local de cette zone. En effet, la dissipation d'énergie est 10 fois plus importante que dans le reste de l'éprouvette. Ici encore, les deux méthodes présentent une bonne corrélation.

Dans une autre étude, un modèle de visco-plasticité a été étudié pour un polymère par une étude combinée [Maurel-Pantel 13]. Les déplacements sont mesurés à l'aide d'une méthode de corrélation d'images. L'étude a été complétée par une confrontation entre les résultats des calculs et les mesures expérimentales.

Cette méthode a aussi été étendue à une étude en fatigue. Dans le cas de matériaux métalliques, lors de chargements cycliques, des phénomènes locaux de micro-plasticité apparaissent même lors de chargements de faible amplitude. Cette micro-plasticité se transforme progressivement en micro-fissuration qui est néfaste pour la durée de vie des structures. L'analyse thermographique permet de mettre en évidence des zones à la surface de l'éprouvette où la dissipation thermique est plus importante. Par corrélation avec des mesures de déformations, il apparaît que les fissurations sont aussi observées dans ces zones. Il est de plus noté que la dissipation thermique augmente linéairement en fonction de la fréquence de chargement.

2.3.4 Mise en évidence du phénomène d'hystérésis

Des études ont permis de mettre en évidence les phénomènes d'hystérésis qui se produisent lors de chargements cycliques sur des matériaux métalliques [Latourte 09]. En effet, l'énergie mise en jeu lors de telles sollicitations est composée d'une partie liée à la déformation élastique du matériau (énergie stockée, thermoélastique) et d'une partie liée à l'hystérésis (énergie dissipée, figure 2.14).

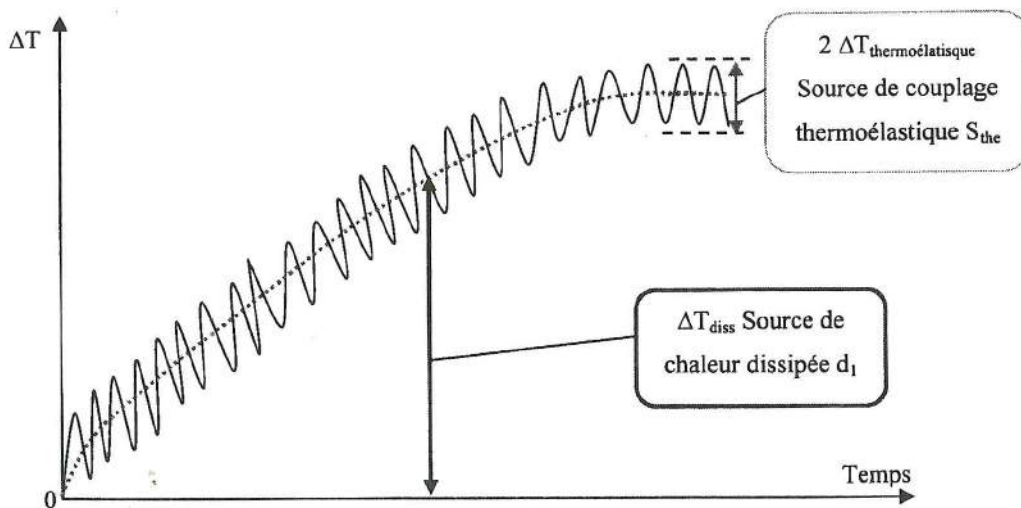


FIGURE 2.14 – Energie stockée et énergie dissipée [Toubal 04]

L'énergie stockée redevient nulle à la fin de l'exécution de chaque cycle. L'énergie dissipée \dot{w}_d est définie comme étant la différence entre l'énergie de déformation \dot{w}_{def} et la somme des énergies élastiques \dot{w}_e et stockées \dot{w}_s (équation 2.23).

$$\dot{w}_d = \dot{w}_{def} - (\dot{w}_e + \dot{w}_s) \quad (2.23)$$

La mesure de la température permet de tracer les deux cartographies représentant les répartitions des parts relatives de ces deux énergies dans la totalité de l'énergie mise en jeu.

Une observation des déplacements par corrélation d'images permet d'estimer les contraintes ainsi que les énergies de déformation.

2.3.5 Bilan

L'importance et la diversité des possibilités de suivi d'essais en utilisant des systèmes couplés a été démontrée dans cette partie. Nous allons, dans notre étude de fatigue bi-axiale sur des matériaux composites, mettre en place un suivi d'essais combinant corrélation d'images numériques et thermographie infrarouge. Ce dispositif nous aidera à caractériser le comportement à l'endommagement de ces matériaux. Il sera notamment tenté de réaliser une corrélation entre élévation de la température en surface de l'éprouvette et dégradation des constantes élastiques du matériau.

2.4 Conclusion

Nous avons présenté dans ce chapitre différentes méthodes de mesures de champs permettant de mesurer des déplacements et des déformations en surface d'une pièce. La méthode de corrélation d'images numériques a été sélectionnée car elle autorise la mesure des déplacements sur une grande partie de la surface de la pièce à analyser. Il s'agit d'une mesure sans contact qui permet de ne pas interférer avec le comportement mécanique du matériau au cours de l'essai.

Dans un deuxième temps nous avons présenté les différentes applications de la méthode de mesure de la température par thermographie infrarouge à l'étude du comportement mécanique de matériaux. Ce moyen de mesure est en pleine expansion et possède à l'heure actuelle de nombreuses applications dans le milieu de la recherche en particulier. Il permet notamment la détermination de l'état de contrainte dans un matériau, ainsi que de caractériser certains phénomènes mécaniques tels que la plasticité, l'endommagement ou la dissipation de l'énergie mécanique par hystérésis. Bien qu'encore peu répandue pour l'étude de matériaux composites, le potentiel de cette méthode reste néanmoins très intéressant.

Enfin, l'utilisation couplée de systèmes de mesure des déformations et de la température en surface de pièce a permis de réaliser des avancées très prometteuses dans l'étude de matériaux. De plus en plus aisées à mettre en oeuvre, ces méthodes permettent d'augmenter le nombre de paramètres mesurés sur le matériau testé lors d'un essai, qui peuvent être couplés pour améliorer encore la caractérisation de celui-ci.

Ces deux moyens de mesure seront donc utilisés dans la suite de notre étude pour tenter de caractériser le comportement de matériaux composites en endommagement lors d'une sollicitation cyclique en fatigue bi-axiale.

Chapitre 3

Conception d'une éprouvette cruciforme pour des essais bi-axiaux

Sommaire

3.1	Les essais bi-axiaux	73
3.1.1	Les différents types d'essais bi-axial	73
3.1.2	Les essais de traction bi-axiale sur des éprouvettes cruciformes	73
3.2	La conception d'une nouvelle éprouvette cruciforme	78
3.2.1	Critères de conception	78
3.2.2	Premier modèle éléments finis	78
3.2.3	Réalisation d'un modèle affiné 3 dimensions	82
3.2.4	Modèle final	89
3.3	Fabrication de l'éprouvette cruciforme	92
3.3.1	Adaptation du procédé à la réalisation d'éprouvettes bi-axiales	92
3.3.2	Réalisation de l'éprouvette	94
3.4	Validation du design de l'éprouvette bi-axiale	97
3.4.1	Description de l'essai	97
3.4.2	Description du modèle éléments finis	99
3.4.3	Comparaison essais/calculs	100
3.5	Conclusion	104

La réalisation d'essais bi-axiaux est une pratique qui se développe de plus en plus dans le domaine de la recherche. En effet, une structure mécanique n'est que rarement sollicitée dans une seule direction de l'espace. Actuellement, les modèles utilisés pour le dimensionnement de ces structures ont été très majoritairement élaborés à partir d'essais sous sollicitations uni-axiales. En effet, ces essais permettent de connaître le comportement de ces matériaux sous diverses sollicitations, et sous diverses directions. La réalisation d'essais bi-axiaux reste cependant le seul moyen d'obtenir un état de contrainte bi-axiale maîtrisée et ainsi d'étudier le comportement de matériaux sous de telles sollicitations. Divers types d'essais ont été mis au point pour générer cet état de contrainte multi-axial. Au début de ce chapitre, nous nous attacherons à répertorier les différents types d'essais réalisés et rencontrés dans la littérature.

Les essais sur des éprouvettes cruciformes sollicitées indépendamment en traction ou compression selon deux axes perpendiculaires coplanaires constituent une alternative intéressante pour la réalisation d'essais bi-axiaux. Ils permettent de recréer un état de contrainte bi-axial sur une zone importante de l'éprouvette. Cependant les problématiques liées à ce type d'essais restent nombreuses. En effet, il est délicat de recréer un état de contrainte maximal en un point précis de l'éprouvette, du fait de la géométrie complexe de celle-ci. En particulier pour les matériaux composites qui possèdent un caractère fortement anisotrope, l'obtention d'un état de contrainte bi-axial maximal dans la zone centrale reste un enjeu majeur. Il n'existe de plus aucune norme qui impose un design particulier pour ces éprouvettes. Ainsi, il est possible de trouver dans la littérature une quantité importante de géométries différentes, qui possèdent chacune leurs avantages et leurs inconvénients. Nous ferons dans ce chapitre un inventaire de ces différentes géométries. Cette étude servira de base à l'élaboration d'un nouveau design d'éprouvette cruciforme spécifique pour les matériaux composites tissés. Ce design sera élaboré à l'aide d'un calcul par éléments finis.

L'éprouvette ainsi conçue sera fabriquée en utilisant un procédé d'infusion (LRI). Le procédé sera adapté à la réalisation d'éprouvettes dans le cas de deux matériaux composites sélectionnés pour cette étude et présentés dans le chapitre 1. Un moule spécifique sera conçu et réalisé pour permettre de fabriquer les éprouvettes.

Enfin, dans une dernière partie, une éprouvette fabriquée sera testée lors d'un essai statique bi-axial. Les mesures réalisées sur cet essai seront comparées avec des calculs réalisés sur le modèle éléments finis réalisé pour la conception des éprouvettes pour valider le design retenu.

3.1 Les essais bi-axiaux

L'analyse du comportement de structures sous un chargement bi-axial est une étude complexe dans laquelle interviennent beaucoup de paramètres qui viennent complexifier considérablement l'étude par rapport à un chargement uni-axial. En effet, pour créer un état de contrainte bi-axial dans une éprouvette il est impossible d'utiliser une éprouvette de forme constante où les contraintes sont connues avec une bonne précision sur la totalité de l'éprouvette. De plus il est aussi difficile de garantir que la rupture de l'éprouvette sera due à un effort bi-axial et non à une singularité géométrique qui générerait une concentration de contraintes locale et favoriserait la rupture à cet endroit.

3.1.1 Les différents types d'essais en bi-axial

Toutes les problématiques évoquées précédemment ont poussé de nombreux chercheurs à élaborer des essais pour générer un état de contrainte bi-axial dans une éprouvette et ainsi étudier l'influence de l'ajout de cette sollicitation combinée sur le comportement du matériau.

Adden et Horst [Adden 06] ont étudié le comportement en dynamique de cylindres sollicités en traction/compression couplée à de la torsion. Les éprouvettes sont réalisées en composites uni-directionnels réalisés par un procédé d'imprégnation de résine sur des tissus secs (RTM). Différentes configurations de sollicitations sont étudiées et il apparait des fissures orientées à 0° , 90° ou $\pm 45^\circ$ selon les ratios de charge. L'évolution de la quantité de fissures se fait de façon logarithmique.

Schmidt et Horst [Schmidt 11] ont étudié le comportement de tubes sollicités en traction et torsion simultanément. Des modèles d'endommagement progressif sont utilisés : à chaque fracture de pli, les contraintes sont redistribuées sur les plis voisins. Ils ont exploré plusieurs configurations de chargement.

Kim et Hoa [Kim 95] ont réalisé des essais de flambage en bi-axial sur des plaques rectangulaires, dont les coins ont été découpés. Leurs études concernent les charges critiques de flambement en fonction de la quantité de matière enlevée dans les coins de la plaque.

McGee et Nemat-Nasser [McGee 01] ont étudié le comportement de plaques en compression bi-axiale avec une contrainte de confinement.

3.1.2 Les essais de traction bi-axiale sur des éprouvettes cruciformes

3.1.2.1 La conception des éprouvettes

Les essais permettant à priori de reproduire le plus fidèlement une sollicitation de contrainte bi-axiale dans le plan sont les essais effectués sur des éprouvettes cruciformes. Le problème majeur de ces essais réside dans la conception des éprouvettes.

Ces éprouvettes doivent répondre à un certain nombre de contraintes qui sont :

- Uniformité relative des contraintes dans la zone centrale sollicitée en bi-axial
- Rupture dans la zone centrale (et pas dans les bras de l'éprouvette)
- Zone d'intérêt la plus grande possible
- Répétabilité maximale des résultats

Il faut, de plus, que les géométries créées avec les modèles soient réalisables, et donc compatibles avec le procédé, ce qui pose une véritable problématique pour des matériaux composites. Une option régulièrement retenue est de diminuer l'épaisseur dans la zone centrale, pour concentrer les contraintes dans cette zone.

Welsh et Adams [Welsh 02] ont étudié l'influence de plusieurs paramètres de la zone centrale. Ils ont essayé 2 différents types de zones, une carrée et une ronde, avec chacune 2 tailles possibles différentes (figures 3.1 et 3.2). Ils ont aussi étudié l'influence du rayon du congé de jonction entre les deux bras, montrant que celui-ci n'avait que très peu d'influence sur le comportement global de l'éprouvette. Dans tous les cas, la zone centrale est réalisée par fraisage. Lors de cette étude il ressort qu'une zone petite et carrée répond mieux aux critères que toutes les autres.

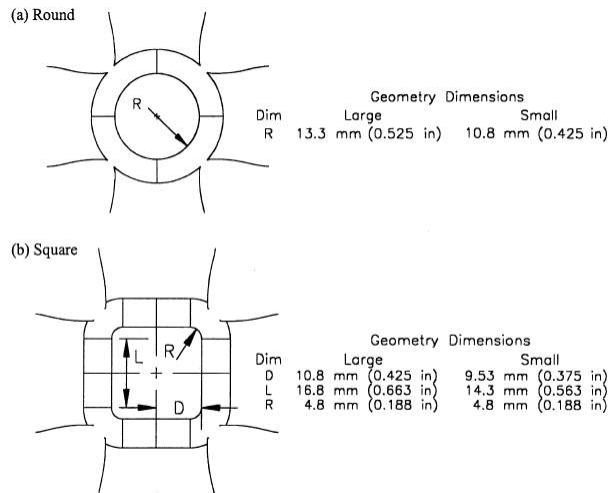


FIGURE 3.1 – Différents types de géométries étudiées [Welsh 02]

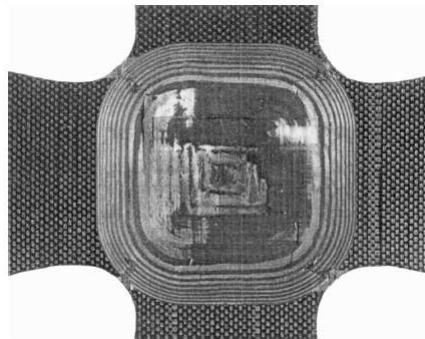


FIGURE 3.2 – Photographie de la rupture des éprouvettes [Welsh 02]

Smits et al. [Smits 06] ont eux aussi exploré divers types de géométries pour des éprouvettes cruciformes (figure 3.3). Ici aussi la forme de la zone centrale est réalisée par fraisage. Les différents paramètres modifiés sont la forme des congés de raccord entre les bras et la taille de la zone centrale, qui est prise de forme carrée dans tous les cas.

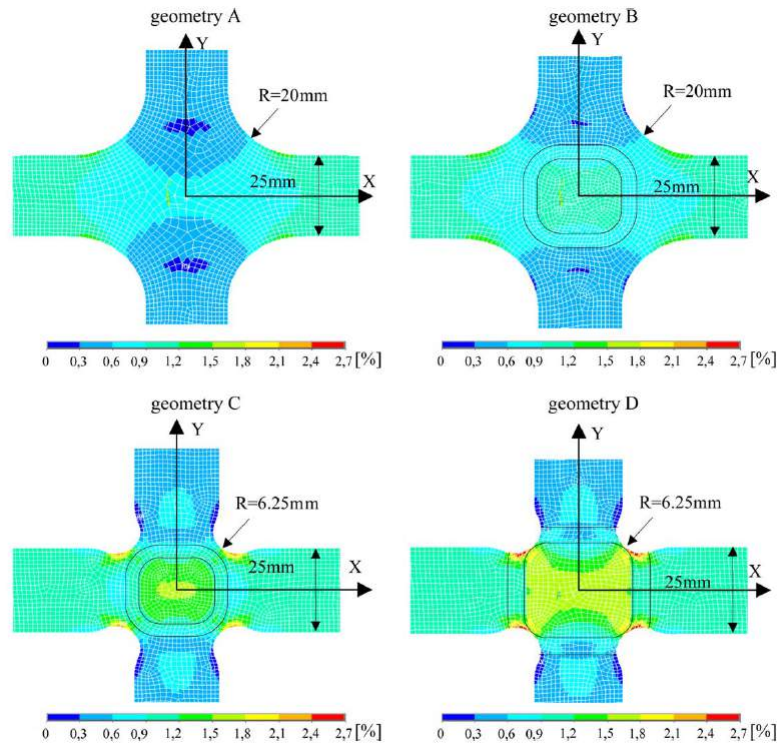


FIGURE 3.3 – Différents types de géométries bi-axiales [Smits 06]

Les modèles éléments finis se font avec le logiciel Ansys, et les mesures des champs de déplacement durant les tests se font par la méthode de stéréo-corrélation d'images. Il ressort de l'étude que les meilleurs résultats sont obtenus avec la géométrie C (zone centrale plus petite et congés de raccord pénétrants).

Par la suite, Makris et al. [Makris 10] ont utilisé cette géométrie d'éprouvette pour réaliser des tests sur des drappages de plis UD. Ils ont aussi réalisé des modèles éléments finis pour la comparaison essais/calculs. Les modèles comportent une théorie d'endommagement progressif appelée PDM (Progressive Damage Modelling) prenant en compte l'endommagement des fibres en traction ou compression, l'endommagement de la résine, et le délaminage. Les résultats numériques et expérimentaux concordent très bien avec une erreur inférieure à 6%, pouvant descendre jusqu'à 2%. Le critère de rupture appliqué est le critère de Hashin (le calcul s'arrête lorsque le critère est atteint).

Escárpita et al. [Escárpita 10a, Escárpita 10b] proposent un nouveau type d'éprouvette possédant une zone centrale carrée mais tournée à 45° par rapport aux études précédemment citées (figure 3.4). Ce type d'éprouvette est supposé améliorer la répartition des contraintes dans la zone centrale, et rendre les déformations dues au cisaillement quasiment nulles.

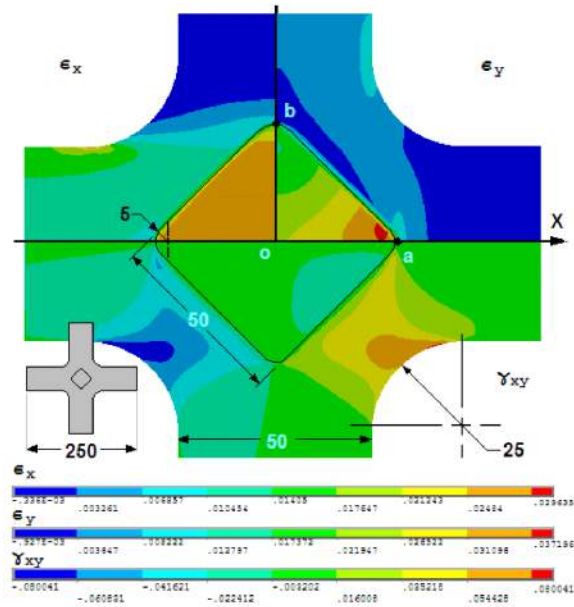


FIGURE 3.4 – Nouvelle géométrie d'éprouvette [Escárpita 10a]

Abdelhay et al. [Abdelhay 09] ont étudié l'influence de la présence de rainures dans les bras de l'éprouvette pour créer une uniformité de la contrainte dans la zone centrale de l'éprouvette (figure 3.5). Il apparaît que la contrainte est la plus uniforme lorsque l'épaisseur des rainures est de 5mm, au détriment de 3, 4 ou 6mm.

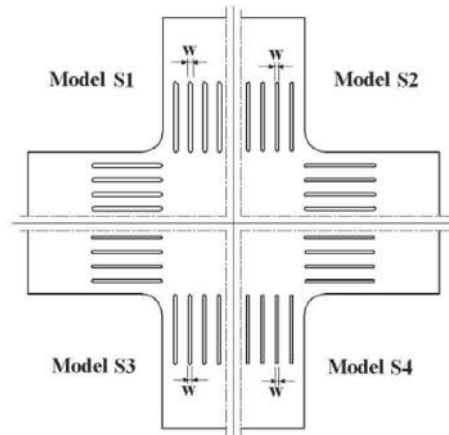


FIGURE 3.5 – Epreuve cruciforme rainurée [Abdelhay 09]

Alors que toutes les éprouvettes présentées jusqu'à présent sont réalisées en utilisant un procédé de fraisage pour réaliser la réduction de la zone centrale, Sawadogo [Sawadogo 09] a, au cours de sa thèse, tenté une autre approche. Il a réalisé des essais sur des éprouvettes de ce type en réalisant une réduction de l'épaisseur pour la zone centrale en pré-découpant certains plis au niveau de cette zone avec un emporte-pièce. Les éprouvettes sont réalisées à l'aide d'un moule et d'un contre-moule présentant une forme particulière permettant de réduire l'épaisseur au niveau de la zone centrale. Les plis utilisés sont en pré-imprégné. Cette

méthode présente l'avantage de ne pas réaliser d'usinage sur le matériau après sa mise en oeuvre. On réduit considérablement le risque d'endommager prématurément les fibres dans la zone critique de l'éprouvette.

3.1.2.2 Les essais réalisés

Peu d'essais concluants ont été réalisés sur des éprouvettes de ce type pour des composites. Makris et al. [Makris 07] ont réalisé des essais de fatigue sur des éprouvettes de ce type en carbone. Les éprouvettes sont sollicitées à niveau de charge cyclique constant (3-30kN) en uni-axial. On observe une augmentation de la déformation avec le nombre de cycles.

H. Kumazawa et T. Takatoya [Kumazawa 09] ont étudié le comportement en statique d'éprouvettes cruciformes spécifiques en carbone, dont l'épaisseur réduit progressivement à l'approche de la zone centrale. Ils ont étudié plusieurs ratios de chargement : un cas où l'éprouvette est chargée uni-axialement et un cas où l'éprouvette est chargée bi-axialement suivant plusieurs ratios incluant de la compression. Ils présentent les résultats concernant l'allongement à rupture dans divers cas de chargement. L'ajout de compression suivant un axe permet globalement d'augmenter l'allongement à rupture alors que la bi-traction n'influe que très peu sur les allongements à rupture. Cependant les résultats sont assez disparates du fait de la forme des éprouvettes qui possèdent une zone centrale très petite.

Sawadogo [Sawadogo 09] a mené des essais sur des éprouvettes en carbone. La rupture en statique ne se produit pas exactement dans la zone centrale mais proche de celle-ci. Les essais de traction bi-axiale sont menés sur des éprouvettes quasi-isotropes, comportant des plis à 0° , 90° , 45° , -45° . Le chargement bi-axial diminue la valeur de contrainte à rupture. Des essais de fatigue sont menés en maintenant une contrainte fixe dans un axe et cyclique dans l'autre. Il existe une forte disparité dans les résultats obtenus, avec des écarts-types importants.

Dans une autre étude, Makris et al. [Makris 09] ont testé divers critères de rupture lors d'une étude bi-axiale, les critères proposés sont les critères de Tsai-Hahn, Tsai EPFS, Puck et contrainte maximale. La théorie de FPF (first ply failure) est utilisée pour définir l'arrêt du calcul. Dans tous les cas les critères prédisent une rupture prématurée en rapport à la rupture effective, le critère s'approchant au plus près des résultats expérimentaux étant le critère de Tsai avec EPFS (ellipsoid parabolic failure surface).

La faible quantité d'essais trouvés dans la littérature démontre la nécessité de continuer à chercher à optimiser la conception des éprouvettes afin de fiabiliser les essais. De plus, la problématique de la fatigue bi-axiale reste encore très ouverte et peu explorée.

3.2 La conception d'une nouvelle éprouvette cruciforme

Il a été montré au cours de la partie précédente que de nombreuses géométries existent déjà pour des éprouvettes cruciformes. Ces designs ont servi de base à la conception d'un nouveau type d'éprouvette. La problématique posée ici est que l'éprouvette doit être réalisée en utilisant un procédé d'infusion (LRI). Les problématiques lors de la mise en place de ce procédé sont différentes de celles présentes lors de la réalisation de pièces en pré-imprégné. L'autre grande problématique est de bannir complètement l'utilisation de l'usinage dans la zone centrale de l'éprouvette afin d'éviter d'endommager prématurément les fibres dans cette zone.

3.2.1 Critères de conception

Dans ce type d'études le point primordial est d'arriver à obtenir un état de contrainte le plus uniforme possible dans la zone centrale. Mais il est surtout impératif que la rupture finale du matériau arrive dans la zone centrale, et ne soit pas causée par une singularité géométrique. En effet, une réduction brusque de la section de l'éprouvette entraîne une concentration de contraintes qu'il est difficile d'estimer et qui peut causer une rupture du matériau dans une région non-désirée. Le meilleur des cas serait que l'éprouvette se casse dans la zone centrale sous un état de contrainte quantifiable. Cette seule condition permet d'évaluer l'influence réelle d'un état de contrainte bi-axial.

La zone centrale doit aussi être la plus plane possible pour assurer une bonne précision dans les mesures. Le procédé de mesure choisi étant la corrélation d'images numériques, il est important que cette zone soit plane car ce procédé ne mesure qu'un champ de déplacements dans le plan.

Une autre condition est que la forme de l'éprouvette soit compatible avec le procédé de fabrication.

Dans un premier temps il a été décidé de réaliser les essais sur des éprouvettes ne contenant que des plis à 0° (possédant les mêmes caractéristiques mécaniques suivant les deux axes principaux étant donné que le tissu utilisé est équilibré) afin de limiter les facteurs susceptibles de créer de l'endommagement, en particulier le cisaillement inter-laminaire. Il sera ainsi possible d'extrapoler les résultats obtenus à l'échelle d'un pli.

3.2.2 Premier modèle éléments finis

La méthode des éléments finis a été choisie comme outil d'aide à la conception. Au vu des géométries trouvées dans la littérature, il nous a semblé opportun de choisir une géométrie d'éprouvette possédant une réduction de la zone centrale. Partant de cette base, nous avons développé un modèle éléments finis sur lequel nous avons fait varier un certain nombre de paramètres pour répondre aux critères et aux exigences que nous nous étions fixés.

Le logiciel de calcul utilisé est ABAQUS 6.10.2. Dans un premier temps un modèle éléments finis avec des éléments de coques a été utilisé pour réaliser un design préliminaire de l'éprouvette. En effet, cette méthode a été jugée suffisamment robuste pour étudier l'influence de chaque paramètre sur le comportement de l'éprouvette. Ce modèle sera affiné par la suite. Ce type de modélisation présente l'avantage d'être modifiable très rapidement et permet de tester un grand nombre de géométries différentes. Cela permet d'étudier l'impact précis de chaque paramètre.

Les éléments finis utilisés sont des éléments quadrilatères de 0.5mm de côté environ, et possédant une modélisation de matériau composite multi-couche. Ce premier modèle ne comporte qu'un quart de l'éprouvette

(Figure 3.6). Cette modélisation est possible due aux symétries de la pièce et des plis la composant. En effet, tous les plis étant orientés à 0° et étant équilibrés, la symétrie suivant les axes principaux est bien respectée.

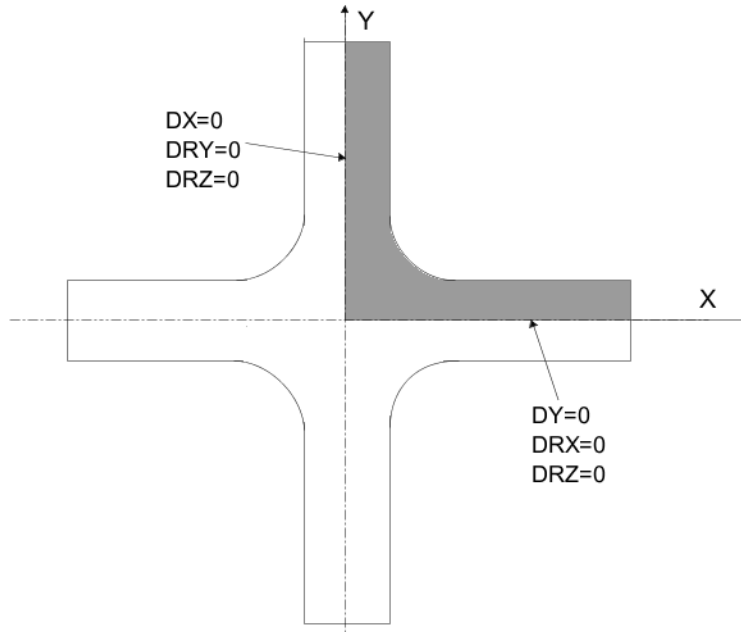


FIGURE 3.6 – Modélisation de l'éprouvette en 2D et conditions aux limites

Dans un premier temps, le modèle choisi est un modèle élastique linéaire. Les conditions aux limites tiennent compte des symétries et sont répertoriées sur la figure 3.6. Chaque surface étant dans un plan de symétrie est bloquée suivant la direction perpendiculaire à ce plan.

Le matériau utilisé est un matériau de type orthotrope pour lequel les 9 constantes de l'ingénieur sont celles du composite 48302/SR1710, qui ont été obtenues par les essais développés au chapitre 1 (tableau 3.1).

E_{11} (MPa)	E_{22} (MPa)	E_{33} (MPa)	ν_{12}	ν_{13}	ν_{23}	G_{12} (MPa)	G_{13} (MPa)	G_{23} (MPa)
66000	69000	10600	0,051	0,72	0,63	4400	4180	4490

TABLE 3.1 – Constantes de l'ingénieur du matériau carbone 48302/SR1710

L'influence de plusieurs paramètres a été évaluée. Ces différents paramètres sont :

- La forme de la réduction de section dans la zone centrale.
- La taille de la réduction de section dans la zone centrale.
- La forme des angles de la zone centrale (raccords entre les bras) et la largeur des bras de l'éprouvette.

3.2.2.1 Etude de l'influence de la forme de la zone centrale

Dans cette partie nous nous attacherons à essayer de déterminer la forme de la zone centrale la plus appropriée à notre étude. Pour cela nous allons étudier différents types de formes de zones centrales. Ces différents types sont :

- Zone carrée.

- Zone circulaire.
- Zone en losange.
- Zone octogonale.

La taille de ces zones a été déterminée de façon à pouvoir réaliser un dégradé de plis vers le centre. Ce dégradé est composé de 4 plis dont l'ouverture s'agrandit peu à peu de façon à ce que la réduction de section se fasse progressivement. A chaque pli de renfort, la section découpée s'agrandit d'une longueur de 2 mm par rapport au centre de l'éprouvette dans toutes les directions, par rapport au pli précédent. Le dernier pli doit rester continu dans les angles de l'éprouvette (l'angle ne coupe pas le pli). L'éprouvette possède 4 plis continus dans toute l'éprouvette, et 4 plis de renfort évidés dans la zone centrale. Les épaisseurs des plis sont de 0,28 mm, ce qui correspond aux caractéristiques d'un pli du composite 48302/SR1710. Les conditions aux limites et la géométrie de l'éprouvette en dehors de la zone centrale restent strictement identiques pour chaque test, seule la forme de la zone centrale est modifiée. Les contraintes présentées sur la figure 3.7 sont les contraintes dans le sens chaîne des plis (0°, horizontal sur la figure). Elles sont présentées sur le pli n°7 qui est donc un des 2 plis du centre de l'épaisseur de l'éprouvette.

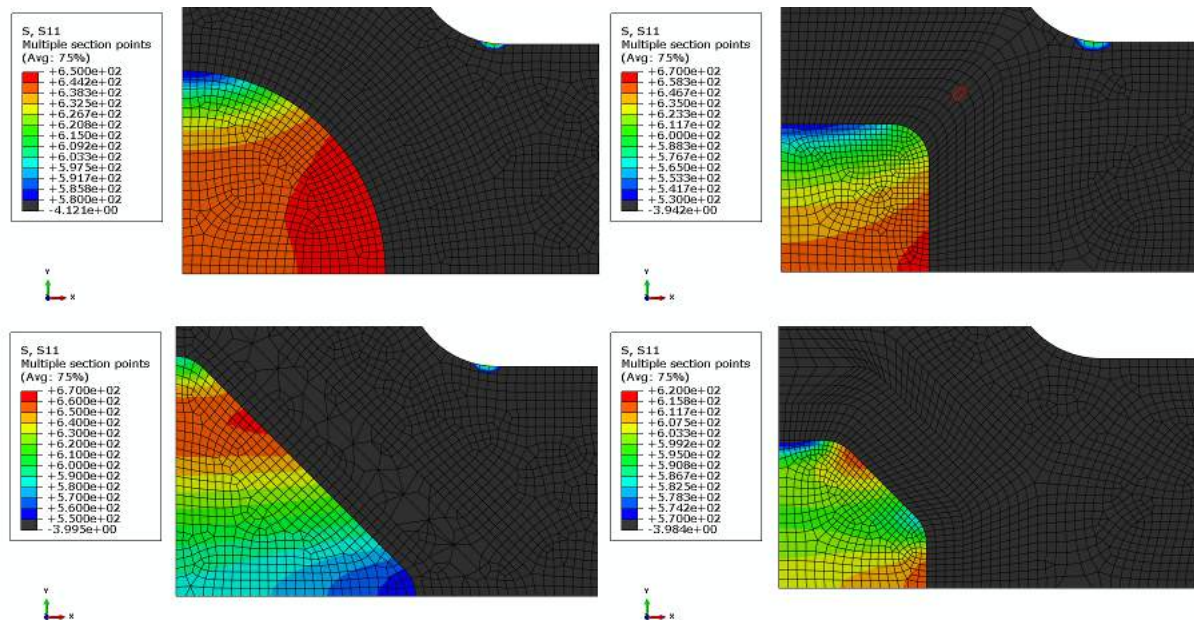


FIGURE 3.7 – Influence de la forme de la zone centrale

Il apparaît sur ces figures que la forme de zone qui apporte la meilleure homogénéité de contraintes dans la zone centrale est la zone circulaire. Les autres formes ont tendance à concentrer les contraintes d'avantage en bord de zone, ou présentent des gradients de contraintes plus forts dans la zone. Le type de zone circulaire est donc conservé pour la suite de l'étude.

Un autre argument pour le choix de ce type de zone concerne le procédé de fabrication. En effet, les plis sont pré-découpés manuellement au niveau de cette zone avant d'être drappés dans le moule. Une zone circulaire est donc beaucoup plus facilement réalisable qu'une zone carrée.

3.2.2.2 Influence de la taille de la zone centrale

Dans cette partie nous nous attacherons à essayer de déterminer une taille de zone centrale appropriée. Dans les deux cas testés, le dégressif de plis est pris identique. Le diamètre des trous découpés dans les plis au centre de l'éprouvette augmente de 4 mm à chaque ajout de pli.

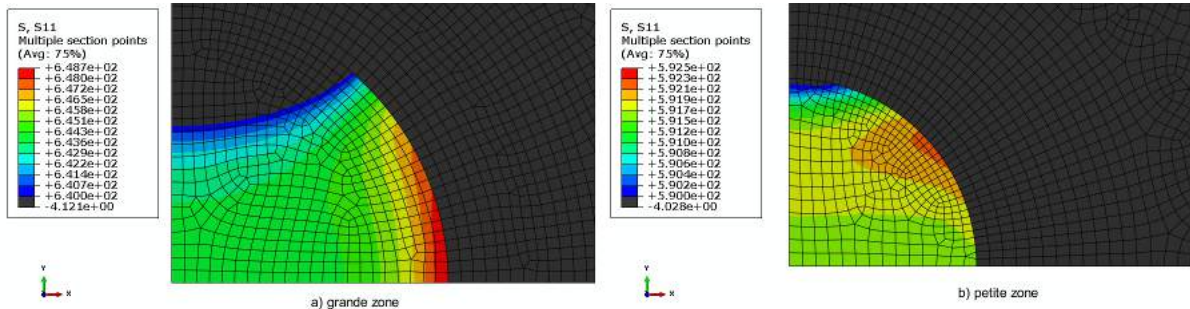


FIGURE 3.8 – Influence de la taille de la zone centrale

Il est notable sur la figure 3.8 qu'une petite taille de zone centrale favorise grandement la concentration des contraintes dans la zone centrale. Sur la figure b), la zone a un diamètre de 16 mm, et on constate que les contraintes dans cette zone sont comprises entre 590 et 592,5 MPa. Sur la figure a), la zone possède un diamètre de 22 mm. On remarque la plage de contraintes dans cette zone est plus grande. La concentration de contraintes a lieu très clairement en bordure de zone. Cependant la différence de contraintes entre le bord de zone et le centre est d'environ 8MPa, soit d'environ 1% de la charge à rupture du matériau. Ce phénomène est beaucoup moins prononcé dans le cas d'une petite zone. En conclusion, il est donc préférable de favoriser une zone la plus petite possible pour avoir une répartition des contraintes la plus homogène possible.

3.2.2.3 Influence de la forme des congés entre les bras et de l'épaisseur des bras

Il s'agit ici de déterminer l'influence de la forme de l'éprouvette en dehors de la zone centrale. Cela comprend la largeur des bras de l'éprouvette, ainsi que la forme et la taille des congés entre les bras de l'éprouvette.

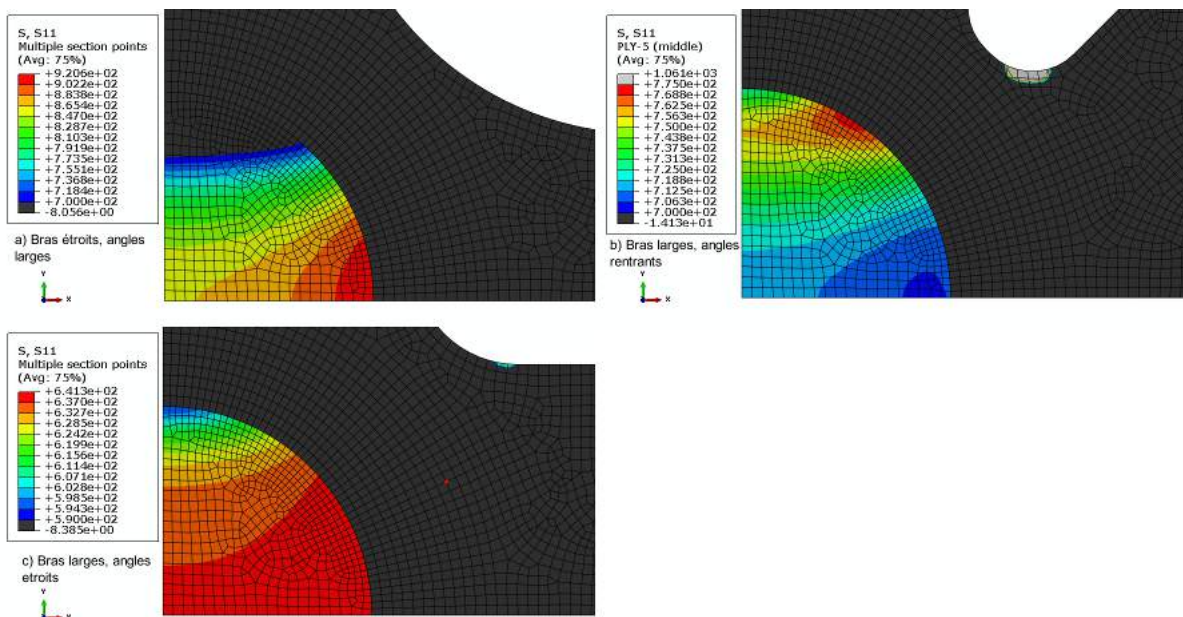


FIGURE 3.9 – Influence de la largeur des bras et de la forme des congés entre les bras

Il ressort de la figure 3.9 que l'utilisation de bras larges avec des angles qui ne rentrent pas dans la pièce apporte la meilleure homogénéité des contraintes dans la zone centrale. L'utilisation de bras fins apporte une forte augmentation des contraintes dans la zone (coefficient de 1,5 par rapport à des bras épais). Ceci peut être bénéfique dans le cas où la machine d'essais possède une faible capacité de charge pour amener le matériau à rupture. Cependant de forts gradients de contraintes subsistent encore dans la zone centrale et la concentration de contraintes a lieu en bord de zone. Le fait de réduire la section des bras en entrée de zone (angles de raccord entre les bras rentrant dans la pièce) engendre une répartition des contraintes en périphérie de la zone.

L'étude de ces divers modèles en 2 dimensions a permis de donner une idée de l'influence des différents facteurs sur le comportement des éprouvettes cruciformes. Il est maintenant intéressant d'exploiter ces données pour la création d'un modèle en 3 dimensions permettant de mieux représenter les variations d'épaisseur de la pièce, notamment le dégradé de plis dans la zone centrale.

3.2.3 Réalisation d'un modèle affiné en 3 dimensions

Un modèle utilisant des éléments tri-dimensionnels hexaédriques linéaires a été utilisé. Ainsi, chaque pli est modélisé en 3 dimensions avec un seul élément fini dans l'épaisseur. Le choix d'un modèle tri-dimensionnel a été guidé par la complexité de la forme de l'éprouvette au niveau de la zone centrale. Ce type de modèle semble plus approprié qu'un modèle coque pour modéliser un dégressif de plis notamment. Il permet en outre de modéliser les zones où la résine vient s'accumuler en bout de plis au niveau du dégradé, ce qui est impossible avec un modèle coques. Cela permettra d'évaluer l'influence de ce paramètre. Enfin, un modèle 3D représentera mieux l'évolution des contraintes dans l'épaisseur du stratifié. Le modèle coque ne prenait pas en compte ce paramètre. Le maillage utilisé possède des éléments d'environ 0,5mm à 1mm de coté dans

la zone centrale.

Pour des raisons de temps d'exécution, tous les calculs ont été réalisés sur seulement un huitième de modèle (figure 3.10). Cette hypothèse est validée suivant les axes principaux de la pièce (axes X et Y) de par la symétrie géométrique de la pièce mais aussi de l'orientation des plis. La symétrie suivant l'épaisseur est aussi respectée car la séquence d'empilement des plis est symétrique par rapport au plan moyen de la pièce (symétrie miroir du stratifié).

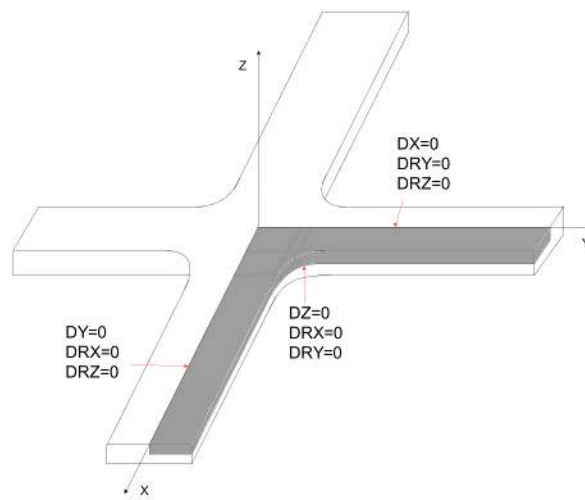


FIGURE 3.10 – Partie de la pièce modélisée

3.2.3.1 Comparaison des modélisations 2D et 3D

Dans un premier temps il est nécessaire de s'assurer de la cohérence des modèles utilisés. Lors du passage à un modèle 3D, il faut dans un premier temps s'assurer que les problématiques liées à la géométrie ont été bien prises en compte dans le modèle 2D. Dans ce but, un modèle 3D a été réalisé pour effectuer une comparaison avec le modèle 2D précédemment élaboré. Ces deux modèles possèdent une géométrie identique, ainsi que des matériaux et des conditions aux limites identiques.

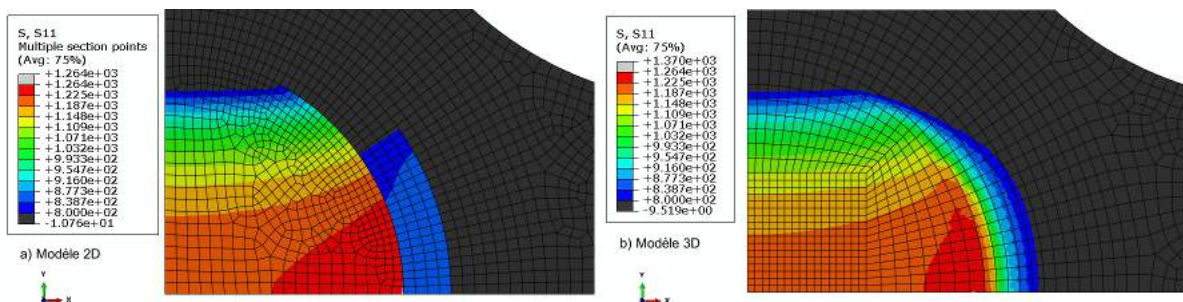


FIGURE 3.11 – Comparaison des modèles 2D et 3D

Sur la figure 3.11, une comparaison de la répartition des contraintes suivant l'axe X dans un pli au centre de l'éprouvette est présentée. Le premier constat est que globalement la répartition des contraintes est similaire dans les deux cas, ce qui permet de valider la correspondance entre les deux types de modèles.

Cependant, il est notable que la contrainte maximale dans le cas du modèle en 3 dimensions est supérieure à celle du modèle en 2 dimensions. En effet, le modèle 2D ne prend pas en compte l'évolution de la contrainte dans l'épaisseur du stratifié. A l'opposé, le modèle en 3D prend bien en compte ces singularités, et particulièrement au niveau du dégradé de plis. Ces singularités provoquent des surcontraintes locales qui ne sont pas nécessairement réalistes.

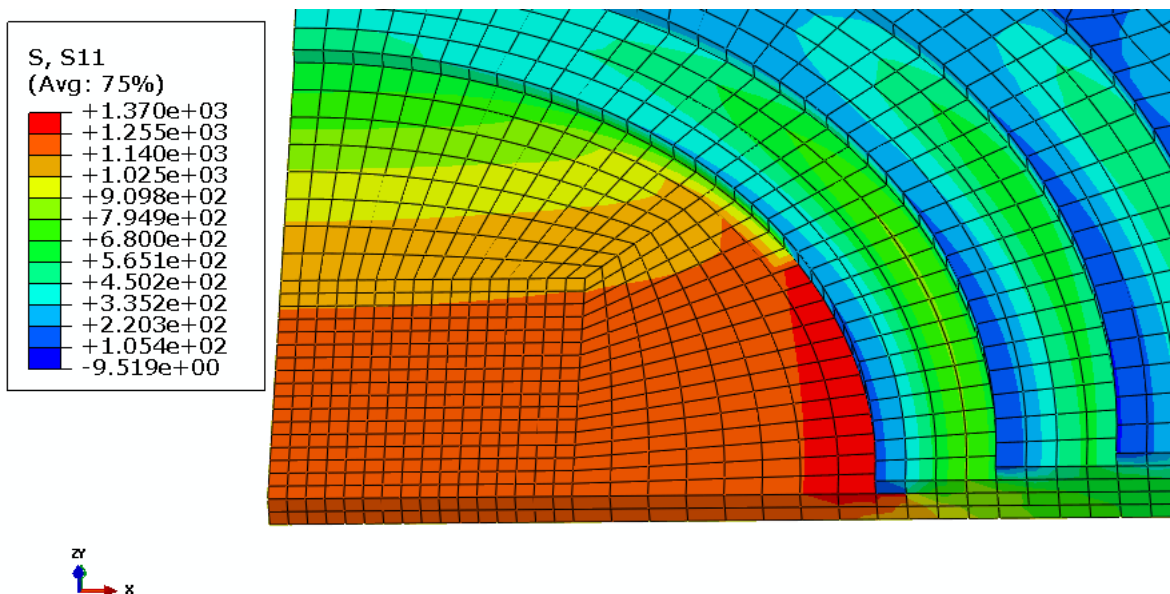


FIGURE 3.12 – Concentrations de contraintes dues aux singularités géométriques

Il est bien observable sur la figure 3.12 qu'il se produit à la base du premier pli une concentration de contraintes en surface. En effet, la section de la zone centrale s'amincit au fur et à mesure que l'on s'approche du centre de l'éprouvette, mais cet amincissement se fait de façon progressive et non pas brutalement à chaque lâcher de pli. Cela implique la présence de résine dans ces zones. Cette singularité est guidée par le

procédé de fabrication et en particulier la forme du moule. Nous avons décidé de prendre en compte cet aspect dans le modèle éléments finis (figure 3.13). Une couche de résine est ajoutée pour satisfaire à la géométrie effective de la pièce. Cela est supposé permettre de ramener les contraintes vers la zone centrale et d'adoucir les concentrations de contraintes observées.

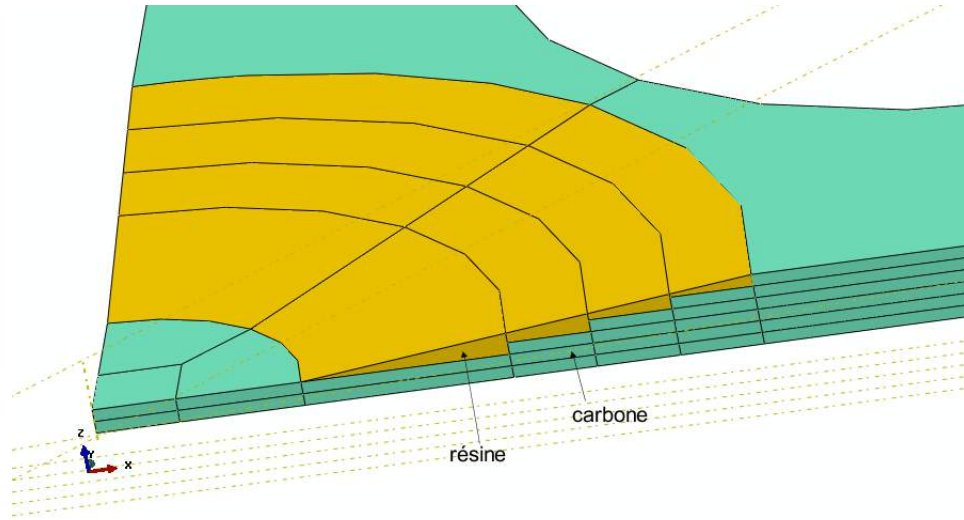


FIGURE 3.13 – Modélisation de la résine dans le modèle EF

3.2.3.2 Influence de la modélisation de la résine

La résine ajoutée est modélisée par un matériau isotrope élastique. Ses caractéristiques sont celles fournies dans la fiche technique de la résine : $E=2890$ MPa et $\nu=0,3$.

Un calcul comparatif a été effectué sur 2 modèles possédant les mêmes conditions aux limites. Seule l'influence de l'ajout de la résine dans le modèle est ainsi évaluée.

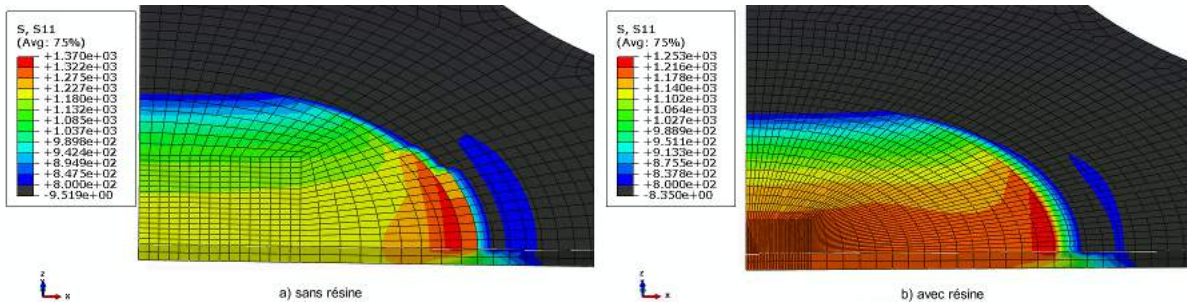


FIGURE 3.14 – Comparaison avec et sans ajout de résine

La figure 3.14 représente l'état de contraintes sur les 2 plis continus de l'éprouvette, les plis de renfort sont cachés. Il apparaît sur la figure que l'ajout de résine dans le modèle permet de réduire le phénomène de localisation présent dans le modèle sans résine. Le gradient de contrainte dans l'épaisseur est diminué. Ce test nous pousse donc à continuer à réaliser notre design en prenant en compte ce film de résine ajouté dans notre modèle. Cela permet de valider aussi l'utilisation d'un modèle 3D qui représente mieux les singularités

géométriques qu'un modèle coque.

3.2.3.3 Influence de la zone prise dans les mors

La machine de traction bi-axiale présente au LGP possède des mors mécaniques, ce qui veut dire que le serrage se fait manuellement en utilisant des vis. Ces mors présentent donc une géométrie particulière. Il est donc nécessaire d'adapter la pièce à ces mors car la répartition des contraintes peut être dépendante de la forme de cette zone. En particulier, la problématique vient du fait que la zone prise dans les mors est plus large que la taille des bras de l'éprouvette, ce qui peut engendrer une sur-contrainte au niveau des bords des bras qui se répercuterait sur la zone centrale. Une étude de sensibilité a donc été faite sur ce paramètre. De plus, l'utilisation d'un modèle en 3 dimensions est ici intéressante car les forces sont transmises par la surface de l'éprouvette en contact avec les mors. Ainsi il est possible d'utiliser un effort de traction surfacique appliqué uniquement sur la face supérieure de l'éprouvette (et non dans l'épaisseur), ce qui se rapproche davantage des conditions aux limites réelles.

Deux types de géométries ont été étudiées (figure 3.15). La première est la géométrie classique proposée par le fabricant de la machine d'essais (Instron)(figure 3.15, a). La deuxième est une forme qui possède une diminution de la partie prise dans les mors (figure 3.15, b). Aucune variation de la largeur des bras de l'éprouvette n'est présente à la sortie des mors, ce qui est supposé favoriser la répartition des contraintes dans les bras de l'éprouvette.

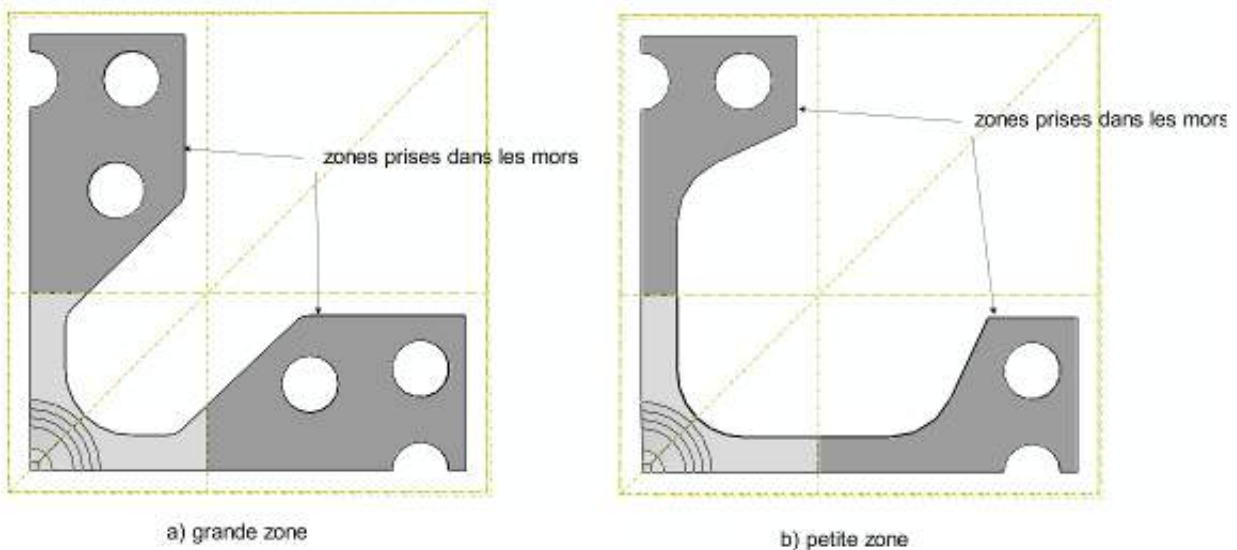


FIGURE 3.15 – Deux types de zones dans les mors testées

La comparaison s'est effectuée sur un calcul de traction bi-axiale progressive. Les surfaces des zones prises dans les mors sont considérées comme étant des corps rigides car elles sont supposées ne pas se déformer lors de l'essai. L'effort de 10MPa est appliqué progressivement avec 20 pas de temps pour observer l'évolution des contraintes tout au long du chargement. Il s'agit d'un effort surfacique appliqué sur les surfaces citées précédemment. Il est donc tangent aux surfaces et homogène à une contrainte.

Les résultats présentés sur la figure 3.16 correspondent à un effort de 10kN sur chaque axe.

Au vu de ces résultats, la différence entre les deux éprouvettes est quasi-imperceptible au niveau de la zone centrale. La différence se trouve au niveau des bras de l'éprouvette. Dans le cas d'une zone importante la contrainte augmente sur le bord des bras. C'est finalement le type d'éprouvette n°2 (petite zone) qui a été retenu pour les essais car c'est celui qui présente la meilleure homogénéité de contraintes dans les bras. Cependant ce paramètre n'est pas déterminant pour le reste de l'étude.

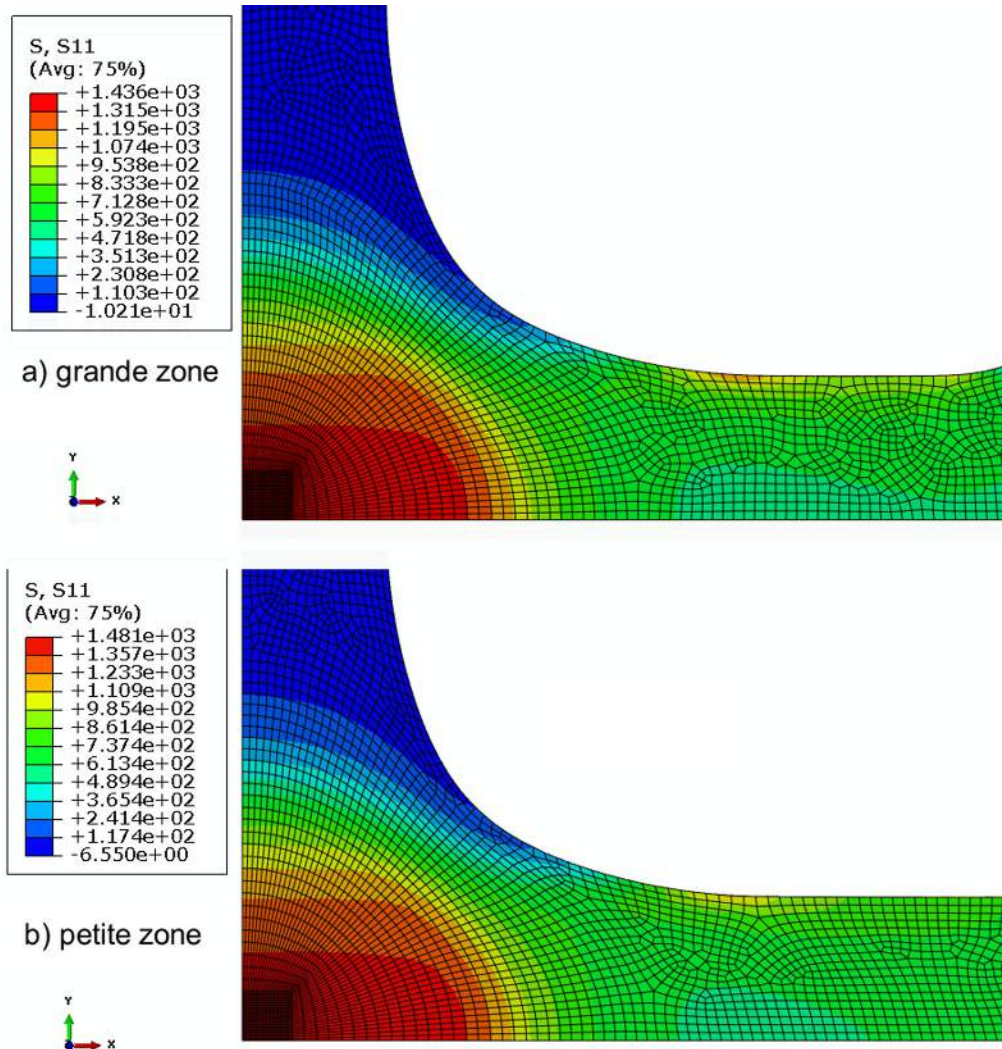


FIGURE 3.16 – Contraintes suivant l'axe X dans un essai de bi-traction pour deux types d'éprouvettes

Avec le type d'éprouvette n°2, étant donné que la contrainte semble quasiment constante sur toute la largeur de l'éprouvette, il a été tenté de modifier les conditions aux limites en coupant la partie prise dans les mors et en introduisant un effort constant dans l'épaisseur, comme indiqué sur la figure 3.17. La comparaison des résultats obtenus avec les deux modèles (avec ou sans les mors, figure 3.18) montre que le modèle simplifié est valable. Les résultats sont en effet très proches. Ce modèle sera retenu car les temps de calculs sont réduits

par rapport à l'autre modèle (gain d'environ 30%).

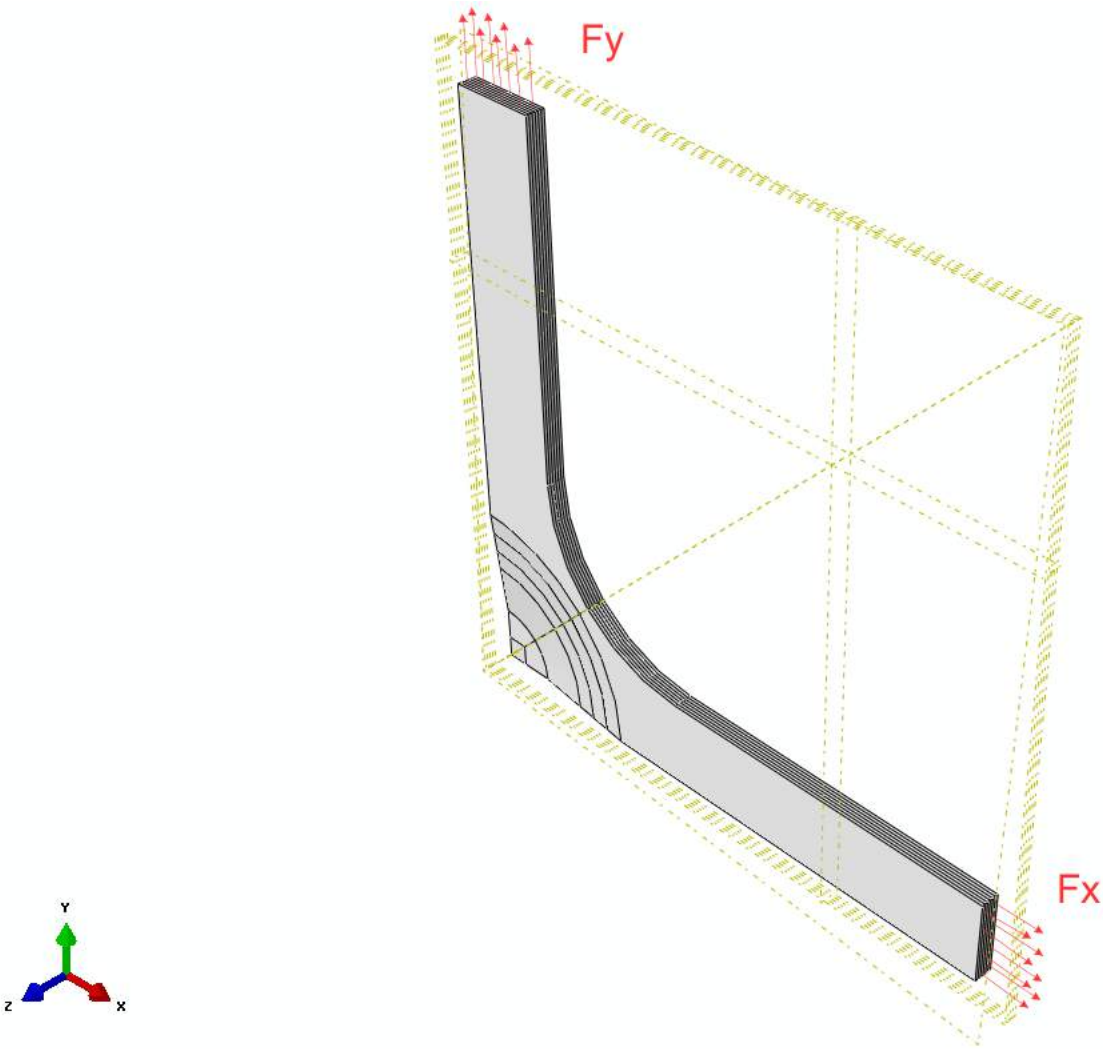


FIGURE 3.17 – Modèle sans la zone prise dans les mors

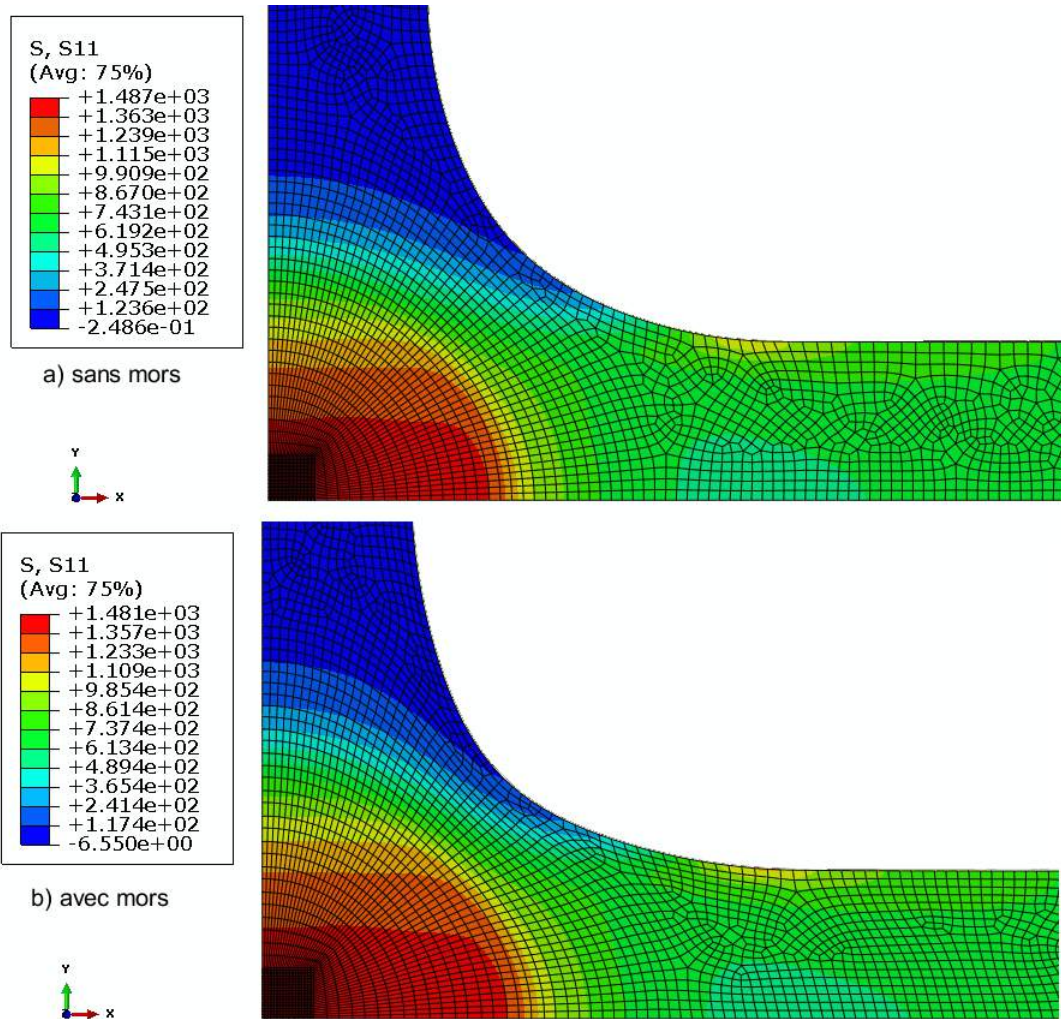


FIGURE 3.18 – Comparaison des résultats avec ou sans la modélisation de la partie de l'éprouvette prise dans les mors

3.2.4 Modèle final

A partir de tous les modèles réalisés dans les parties précédentes, une géométrie finale d'éprouvette a été réalisée (figure 3.19). Ce design a été élaboré sur la base d'un modèle en 3 dimensions. Les caractéristiques principales de cette éprouvette sont :

- Une section centrale réduite de forme circulaire.
- Des bras larges avec des congés entre les angles ne rentrant pas vers la zone centrale.
- Une zone prise dans les mors légèrement réduite.
- Une zone centrale d'intérêt plate avec diamètre réduit.

Il a été montré que ces caractéristiques donnent un comportement d'éprouvette qui se rapproche le plus du comportement attendu. Partant de ces constats, le modèle 3D présenté dans la partie précédente a été adapté. Ce modèle possède une double vocation. Dans un premier temps il doit servir de support pour valider

la conception de l'éprouvette et dans un second temps il pourra être modifié pour implémenter des lois de comportement matériau.

Le modèle a été réalisé sur 1/8e d'éprouvette comme dans le cas précédent, sans prendre en compte la forme de la zone prise dans les mors. L'effort introduit est appliqué dans l'épaisseur.

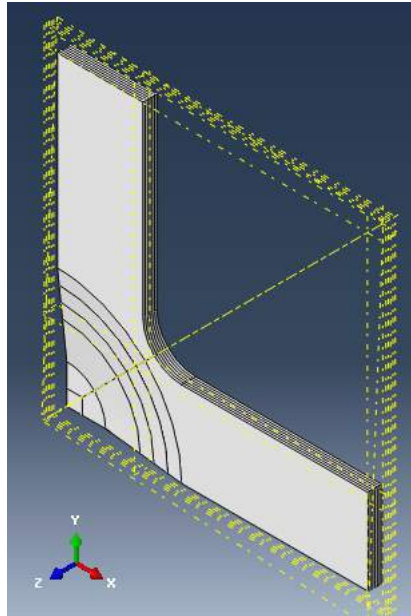


FIGURE 3.19 – Géométrie du modèle final

Le maillage est un maillage utilisant des éléments hexaèdres. Un seul élément dans l'épaisseur est utilisé pour chaque pli. L'épaisseur de résine est prise en compte et modélisée par un matériau isotrope. Tout le reste de la structure est modélisé par un matériau orthotrope. Tous les plis sont considérés orientés dans la même direction, avec l'axe longitudinal (sens chaîne) orienté selon l'axe X du repère global.

Un paramètre important à prendre en compte est que les épaisseurs de plis des deux composites choisis sont différentes. L'épaisseur nominale est de 0,28mm pour un pli de composite 48302/SR1710 et de 0,37mm pour un pli de composite G926/RTM6. Le même moule sera utilisé pour la réalisation des deux composites. Cela implique que dans le cas du composite 48302/SR1710, l'éprouvette possèdera 12 plis (4 plis continus et 4 plis de renfort de chaque côté) et que dans le cas du composite G926/RTM6, l'éprouvette possèdera 9 plis (3 plis continus et 3 plis de renfort de chaque côté). Ces configurations amènent des épaisseurs d'éprouvette similaires, et donc réalisables à l'aide du même moule.

Du point de vue du modèle éléments finis, il faut s'assurer que les deux configurations ont des comportements similaires. Deux modèles 3D ont donc été réalisés pour représenter les deux composites.

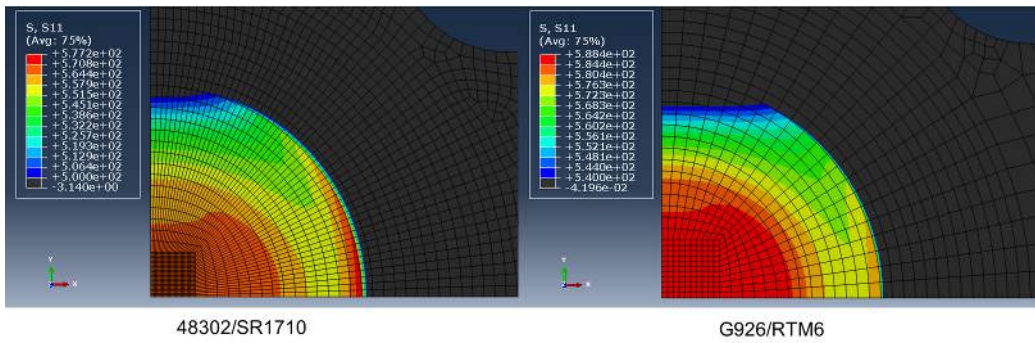


FIGURE 3.20 – Comparaison de la répartition des contraintes pour les deux composites

La figure 3.20 montre la répartition des contraintes suivant l'axe X dans la zone centrale pour les deux configurations. On note bien que les répartitions sont similaires dans les deux cas et correspondent bien à nos attentes. Les modèles pourront donc être utilisés dans les cas des deux composites.

La géométrie finale de l'éprouvette est présentée sur la figure 3.21.

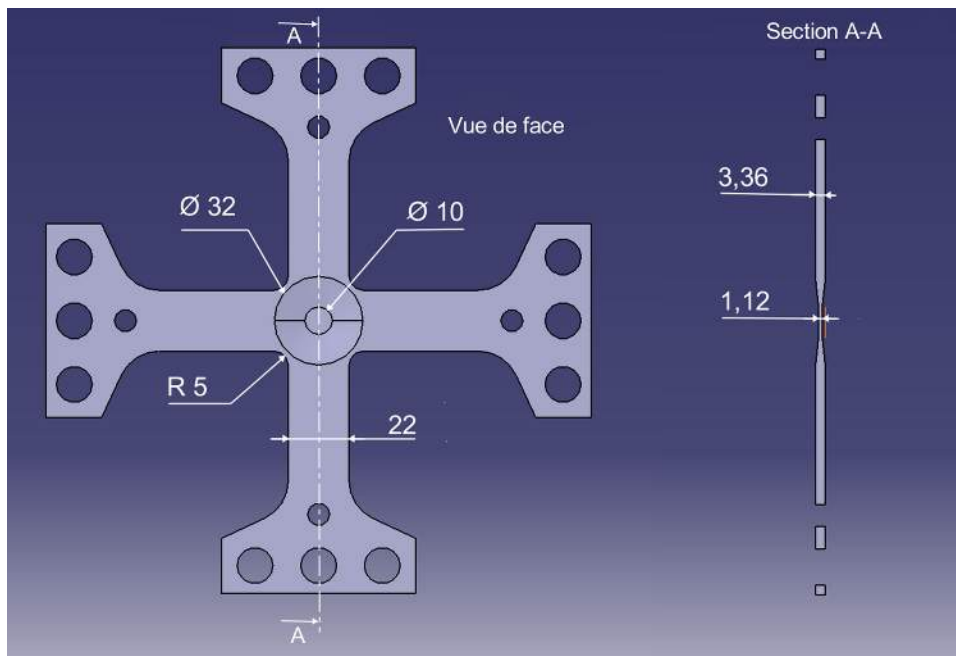


FIGURE 3.21 – Géométrie finale de l'éprouvette

3.3 Fabrication de l'éprouvette cruciforme

Une fois que le design de l'éprouvette a été finalisé, une première éprouvette a été réalisée. Comme développé précédemment, cette éprouvette a été conçue pour pouvoir être réalisée en utilisant un procédé d'infusion de résine liquide (LRI). Ce procédé requiert un important savoir-faire. De plus, les besoins en termes de suivi d'essai nécessitent de faire certaines adaptations du procédé qui sortent du cadre classique de mise en oeuvre.

3.3.1 Adaptation du procédé à la réalisation d'éprouvettes bi-axiales

La mise en oeuvre classique du procédé LRI a été développée en détail dans le chapitre 1. Les principes de base de ce procédé sont conservés pour la fabrication des éprouvettes bi-axiales mais un certain nombre de problématiques liées à la fois à la conception, à la géométrie de la pièce et au moyen de suivi d'essais nous ont conduit à revoir la procédure d'imprégnation.

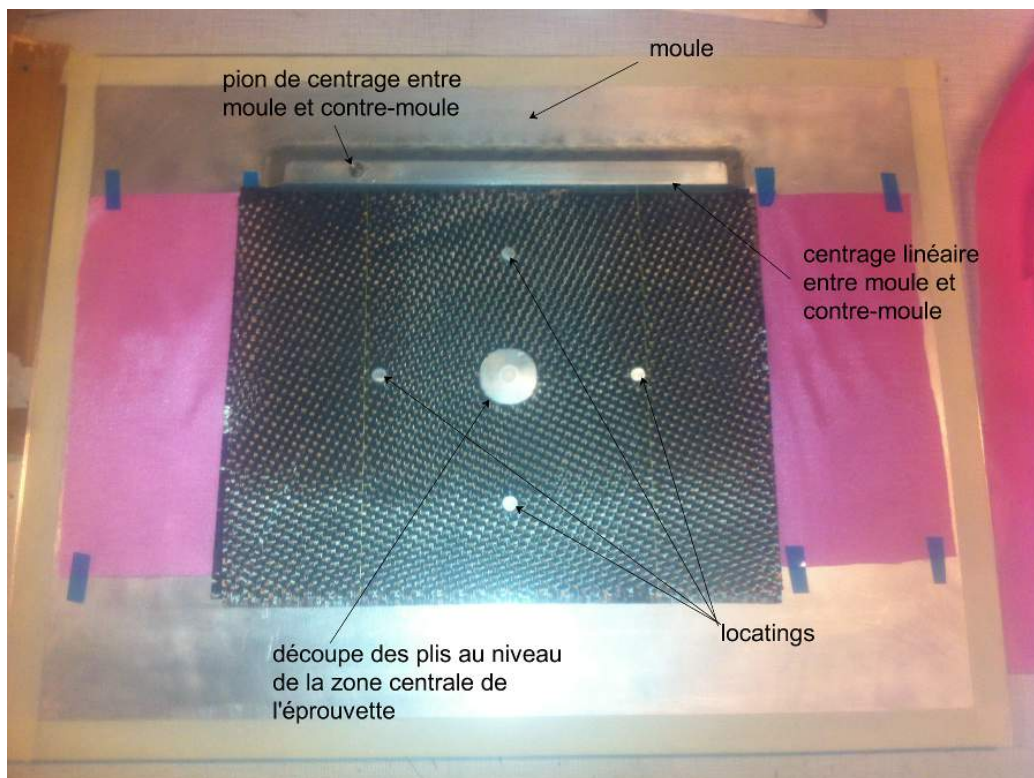


FIGURE 3.22 – Placement des plis dans le moule

Dans un premier temps, il a fallu trouver un moyen de parvenir à obtenir une bonne précision dans les dimensions de la pièce. En particulier, la réduction de la section centrale doit avoir une importante précision géométrique pour pouvoir être modélisée de façon fiable. Le procédé doit donc être reproductible pour toutes les éprouvettes. Le meilleur moyen a été de réaliser cette forme spécifique durant la phase de moulage, pour éviter aussi toute intervention d'usinage post-fabrication et ne pas risquer d'endommager les fibres dans cette zone. L'option choisie a été d'utiliser un moule et un contre-moule rigides dans lesquels la forme de

cette réduction de section est déjà intégrée. La section de l'éprouvette est réduite de façon symétrique sur chaque face de l'éprouvette. Deux formes intégrées dans le moule ont la charge de cette réduction de section. L'utilisation de deux parties rigides dans le moule permet d'assurer un bon positionnement de ces deux zones l'une par rapport à l'autre. Ce centrage sera réalisé au moyen d'un appui linéaire et d'un pion de centrage (figure 3.22).

La stratégie de fabrication adoptée est d'infuser une plaque où la réduction de section est déjà intégrée, et ensuite de la détourer à la forme de l'éprouvette. Il s'agit maintenant d'assurer une bonne précision géométrique relative entre la réduction de section et le détourage de l'éprouvette. Pour cela, nous allons utiliser 4 pions de centrage (locatings) intégrés directement dans le moule. Il s'agit de 4 trous générés dans la plaque au moment du moulage au moyen de cylindres insérés dans le moule et positionnés précisément par rapport à la zone centrale. Ces locatings ont une double utilité. Tout d'abord, ils serviront à bien centrer les plis pré-découpés au niveau de la zone centrale les uns par rapport aux autres (ajustement de la concentricité des trous au niveau de la zone centrale). Les plis positionnés dans le moule sont donc pré-découpés au niveau de la zone centrale et des locatings au préalable à l'emporte-pièce. Ils sont ensuite positionnés dans le moule et centrés grâce à ces trous (figure 3.22). Ensuite, ils seront utilisés dans la phase de détourage comme un repère pour la machine outil. Ils serviront notamment à localiser la plaque sur le banc d'usinage.

3.3.1.1 Problèmes spécifiques au composite 48302/SR1710

La grande problématique concernant ce composite a été d'arriver à adapter le procédé d'infusion à tous les aspects développés précédemment. En effet, l'utilisation d'un moule rigide empêche l'utilisation d'un diffuseur, ce qui complique grandement la propagation de la résine dans le moule. Il a été constaté lors des premiers essais d'infusion que les pertes de charges trop importantes dues à la compacité du tissu ainsi qu'à la viscosité importante de la résine empêchaient la résine de traverser le moule et d'imprégner complètement les tissus. Plus de la moitié des plis, dont la zone centrale, restaient secs. Un procédé spécial a donc été développé pour permettre de réaliser l'infusion en plusieurs étapes (reprises d'infusion à différents endroits de la pièce). L'infusion est réalisée à l'intérieur d'une étuve pour permettre de contrôler précisément la température du moule et s'assurer que la résine est à la bonne température pour avoir une viscosité la plus faible possible. Un thermocouple est placé à l'intérieur du moule pour contrôler la température du moule en temps réel. Il a été constaté que la température idéale pour infuser était de $27^{\circ}\text{C}\pm 1^{\circ}\text{C}$. Ces conditions représentent un bon compromis entre viscosité et temps de travail. Avec une température plus basse, la viscosité de la résine augmente et rend le processus d'infusion encore plus difficile. Avec une température plus haute le temps de travail est réduit car il se produit un phénomène d'exothermie de la résine au bout d'une durée courte (moins de 15 minutes). La température choisie donne une durée de travail d'environ 25 à 30 minutes.

3.3.1.2 Problèmes spécifiques au composite G926/RTM6

Dans le cas de ce composite il n'y a pas de soucis concernant le temps de travail ou la viscosité de la résine. Pour une température aux alentours de 75°C , la viscosité est suffisamment basse pour permettre d'infuser la plaque en une seule fois, sans pertes de charges excessives, et sans pour autant risquer d'exothermie. Cependant il a été constaté que l'utilisation d'une température d'infusion trop haute engendrait de nombreuses porosités visibles en surface de la plaque. Ces porosités sont dues à une vitesse d'infusion trop importante. Elles ont disparu avec l'utilisation d'une température d'infusion plus basse qui augmente la viscosité de la

résine. La température du moule pendant l'infusion a ainsi été réduite de 130°C à 90°C. Cette température représente un compromis permettant d'éliminer ces porosités tout en permettant une infusion uniforme, sans reprise d'infusion. La position des tissus d'environnement (tissus d'arrachage et tissu géotextile placés en entrée et en sortie de moule) a aussi son importance pour éviter d'emprisonner des bulles d'air dans le moule.

3.3.2 Réalisation de l'éprouvette

3.3.2.1 Composite 48302/SR1710

Les plis sont, dans un premier temps, pré-découpés à l'aide d'un emporte-pièce au niveau de la zone centrale et des locatings. Ils sont ensuite drapés dans le moule. Le moule est fermé et une bâche à vide est réalisée. Le moule est ensuite placé dans une étuve à 110°C pendant 1h pour réaliser l'étape de pré-formage.

Le moule est ensuite ouvert pour mettre en place le dispositif d'infusion. Le dispositif de pré-formage ne comporte qu'une seule valve pour l'aspiration du vide alors que le dispositif d'infusion en comporte plusieurs, pour le tirage de vide comme pour l'arrivée de résine. Un système de canalisations spécifique est aussi mis en place pour l'infusion en plusieurs parties. En particulier, 4 valves placées sur le dessus du contre-moule seront des tirages de vide convertis en arrivées de résine au cours de la manipulation (figure 3.23). En entrée de moule, un diffuseur spécifique est utilisé pour remettre un débit important de résine dans toute l'épaisseur de la plaque. Une nouvelle bâche à vide est réalisée. Une fois le vide créé, l'aspiration de vide est coupée et les pertes de vide sont mesurées à l'aide d'un vacuo-mètre. Les pertes doivent être inférieures à 10 mbars en 10 minutes.

Le moule est placé dans une étuve à 27°C. Un piège à résine est installé entre la pompe et le moule pour empêcher que la résine soit aspirée à l'intérieur de la pompe. Les pots de résines sont conditionnés dans l'étuve pour être à la bonne température. L'infusion est ensuite réalisée.



FIGURE 3.23 – Dispositif d'infusion pour le composite 48302/SR1710

Une fois l'infusion réalisée, la pièce est cuite en étuve. Le cycle utilisé est composé :

- d'une montée en température à 5°C/min pour atteindre 80°C,
- d'un maintien en température pendant 4h,
- d'une descente en température à 5°C/min pour revenir à l'ambiante.

3.3.2.2 Composite G926/RTM6

Les étapes préliminaires sont les mêmes que pour le composite précédemment réalisé. La différence principale vient du fait que la viscosité très faible de la résine RTM6 permet de traverser complètement le moule sans avoir recours à une reprise d'infusion. Les 4 valves rajoutées sur le dessus du moule sont donc supprimées. Il reste seulement une valve unique pour l'injection de résine et deux valves successives en sortie de moule pour l'aspiration du vide (figure 3.24). La première valve constitue un vide de lavage qui a pour but d'évacuer une première partie des bulles d'air présentes dans le moule. La deuxième valve permet de continuer à tirer le vide lors de l'évacuation des bulles d'air.



FIGURE 3.24 – Dispositif d'infusion pour le composite G926/RTM6

Ensuite, le diffuseur utilisé lors de la manipulation précédente a été remplacé par une valve et un diffuseur grille. En effet, le diffuseur favorisait un fort débit de résine. Dans ce cas-ci au contraire on souhaite diminuer le débit de résine puisque les pertes de charges sont suffisamment faibles pour permettre un remplissage total du moule. Une diminution du débit entraîne un remplissage plus lent du moule qui est de ce fait plus homogène. On diminue ainsi le risque de formation de porosités.

Dans ce cas aussi la perte de vide de la bache doit être inférieure à 10 mbars en 10 minutes.

La partie infusion se fait dans une étuve. Le moule est porté à une température de 90°C. La résine est chauffée à 75°C. La résine est maintenue en température tout au long de l'infusion par l'utilisation d'un chauffe-pot.

Le cycle de cuisson utilisé est composé :

- d'une montée en température à 5°C/min pour atteindre 150°C,
- d'un maintien à 150°C de 2h,
- d'une descente en température à 5°C/min pour revenir à la température ambiante.

3.3.2.3 Découpe des éprouvettes

Les éprouvettes sont détourées sur une machine outil à commande numérique en utilisant une fraise spéciale pour carbone (figure 3.25). Elles sont positionnées sur la machine à l'aide des locatings pour obtenir une précision de positionnement optimale.

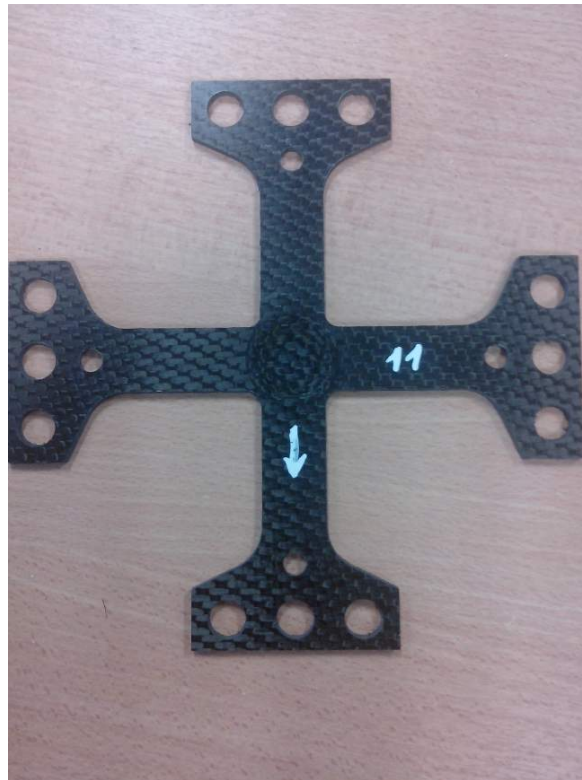


FIGURE 3.25 – Epreuve cruciforme après détourage

Le procédé a été validé dans le cas des deux composites. Des pièces ont pu être réalisées avec les deux matériaux choisis. Pour la suite de l'étude, le composite G926/RTM6 sera retenu pour des raisons de plus grande disponibilité de matière.

3.4 Validation du design de l'éprouvette bi-axiale

L'étape de validation du design de l'éprouvette se fera au moyen d'une comparaison entre un essai de traction bi-axiale et une simulation de cet essai au moyen d'un calcul par éléments finis. Le calcul se fera sur la base du modèle éléments finis utilisé pour le design de l'éprouvette. L'éprouvette bi-axiale utilisée est réalisée avec le composite G926/RTM6. L'idée de réaliser cette comparaison a plusieurs intérêts.

Dans un premier temps cette comparaison permettra de valider le fait que le modèle ayant servi à concevoir l'éprouvette est correctement réalisé et fiable. Cela permettra ainsi d'appuyer la validité du design de l'éprouvette car le modèle répond aux critères fixés dans le cahier des charges.

Dans un second temps il sera intéressant de se baser sur ce modèle pour connaître la valeur de la contrainte dans la zone centrale de l'éprouvette. En effet, vu la complexité de la géométrie de l'éprouvette (variations d'épaisseur, non-continuité des plis) il n'est pas possible de connaître à priori quelle partie de l'effort appliqué sur les bras de l'éprouvette est transmis à la zone centrale. Ce phénomène a été mis en évidence dans la partie 3.2, où l'on observe de forts gradients de contraintes dans la zone centrale en fonction des différents paramètres géométriques. Il est difficile de retrouver ces contraintes de façon analytique. Le modèle éléments finis semble donc le meilleur moyen d'avoir accès à la contrainte de façon précise dans la zone d'intérêt.

3.4.1 Description de l'essai

L'essai réalisé est un essai statique de traction bi-axiale. Il a été effectué sur la machine de traction bi-axiale présente au LGP. Il s'agit d'un modèle instron 8800. Cette machine possède deux axes de sollicitation perpendiculaires avec une capacité de charge de 100 kN sur chacun des axes. Il est possible de commander indépendamment chaque vérin, en imposant une consigne de sollicitation statique ou cyclique. Elle est pilotée par les logiciels WaveMatrix et Console FT. Ces logiciels autorisent une programmation complète de la machine en statique comme en cyclique. L'essai est réalisé pour une vitesse de chargement de 1 kN en 5 secondes. Les deux axes sont chargés simultanément avec la même valeur de charge. L'essai est poursuivi jusqu'à rupture de l'éprouvette. Cette rupture est atteinte pour un effort de 27kN. La rupture a lieu dans la zone centrale de l'éprouvette comme spécifié dans le cahier des charges fixé lors de la conception (figure 3.26).



FIGURE 3.26 – Rupture éprouvette bi-axiale en statique

Lors de cet essai, un suivi des déplacements 2D est effectué par un système de corrélation d'images

numériques. Les données de déplacement sont ainsi collectées pour des chargements allant de 0kN jusqu'à la rupture de l'éprouvette sur la totalité de la surface de l'éprouvette. Le système utilisé est composé de 2 caméras, disposées de part et d'autre de l'éprouvette. Il est ainsi possible de réaliser des mesures de déplacements sur les deux faces de l'éprouvette et de détecter une éventuelle asymétrie dans la sollicitation de l'éprouvette. Les caméras ont une résolution de 2 mégapixels et sont pilotées par le logiciel de corrélation d'images Aramis [ara 06]. Le mode d'acquisition utilisé repose sur l'utilisation d'une macro qui permet de déclencher les caméras en fonction du déplacement des vérins qui appliquent la charge sur l'éprouvette. Ces déclenchements ont lieu jusqu'à la rupture complète de l'éprouvette avec un pas de déplacement de 0,05mm, ce qui correspond environ à 1kN. Ils sont pilotés par des signaux analogiques provenant de la machine d'essai qui permettent au logiciel Aramis de connaître en temps réel la valeur de déplacement sur un des axes de la machine ainsi que l'effort appliqué sur l'éprouvette.

La première comparaison entre les essais et les calculs se fera de manière qualitative sur la base d'une comparaison entre des cartographies de déformations. Cette donnée a été choisie car elle permet de mettre en évidence les phénomènes locaux de manière plus visuelle. Par la suite, la comparaison quantitative se fera à partir des données de déplacements. Il s'agit de la donnée la plus précise mesurée par le système de corrélation d'images, étant donné que la donnée de déformation est obtenue par un calcul de différences finies centrées à partir des mesures de déplacements. La comparaison se fera ainsi seulement sur la base d'une mesure et d'un calcul éléments finis. Elle se fera au moyen de 3 extensomètres optiques (figure 3.27).

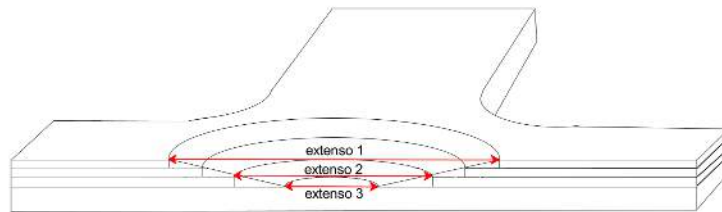


FIGURE 3.27 – Extensomètres utilisés pour les mesures

En pratique, pour la corrélation d'images, deux points sont sélectionnés sur la surface à mesurer. Ils constitueront les extrémités de l'extensomètre. Pour chaque pas de chargement, on mesure la variation de distance entre ces deux points.

Les calculs sont effectués pour les deux faces de l'éprouvette. Il apparaît un déséquilibre significatif sur les deux faces : les écarts mesurés par les extensomètres sont importants (figure 3.28).

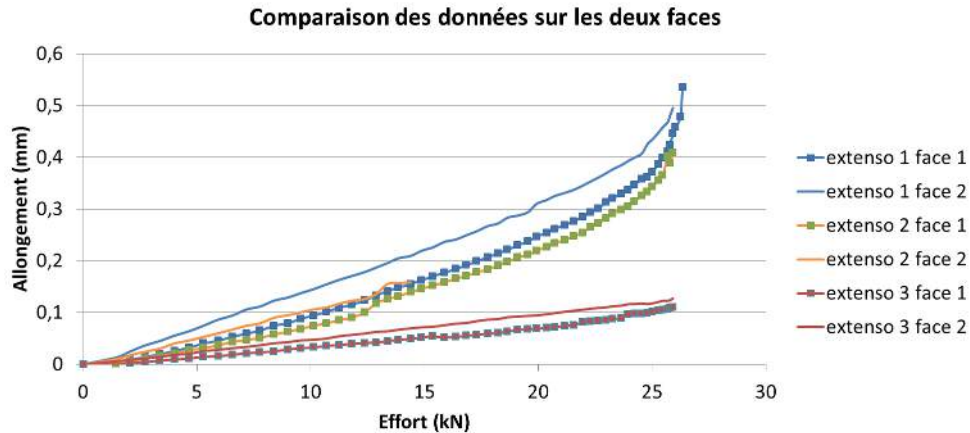


FIGURE 3.28 – Comparaison des données de déplacements sur les deux faces

Pour expliquer ce phénomène, nous avons mesuré les déplacements hors plan du centre de l'éprouvette lors d'un essai de traction bi-axial statique sur une autre éprouvette. Ces déplacements sont mesurés d'un côté avec un comparateur et de l'autre côté avec un système de stéréo-corrélation d'images. Il a été noté dans les deux cas un déplacement hors plan d'environ un dixième de millimètre à partir d'un effort de 5kN. Ce déplacement n'évolue pas par la suite. Cet écart est attribué à une flexion de l'éprouvette. Ce problème semble causé par le fait que l'éprouvette soit plus fine que les éprouvettes standards. Il est alors nécessaire d'utiliser des cales pour serrer l'éprouvette dans les mors de la machine. Cela implique que le plan moyen de l'éprouvette peut se trouver légèrement décalé par rapport au plan moyen de traction des mors de la machine. Il peut aussi y avoir une légère asymétrie dans l'épaisseur de l'éprouvette à cause du procédé. Les déplacements utilisés pour la comparaison seront donc les déplacements moyennés entre les deux faces. Ce phénomène n'est pas considéré comme compromettant pour les mesures.

3.4.2 Description du modèle éléments finis

Le modèle utilisé est le modèle 3D réalisé pour la conception de l'éprouvette. Le maillage reste inchangé. Les conditions aux limites mises en place sont adaptées au chargement utilisé. L'effort introduit est homogène à une contrainte et appliqué sur la totalité de la section du bras de l'éprouvette (figure 3.17). Le pas de chargement choisi est égal à 0,5kN. Pour modéliser les extensomètres, on choisit de mesurer la valeur des déplacements des noeuds du maillage correspondant aux extrémités de l'extensomètre.

3.4.3 Comparaison essais/calculs

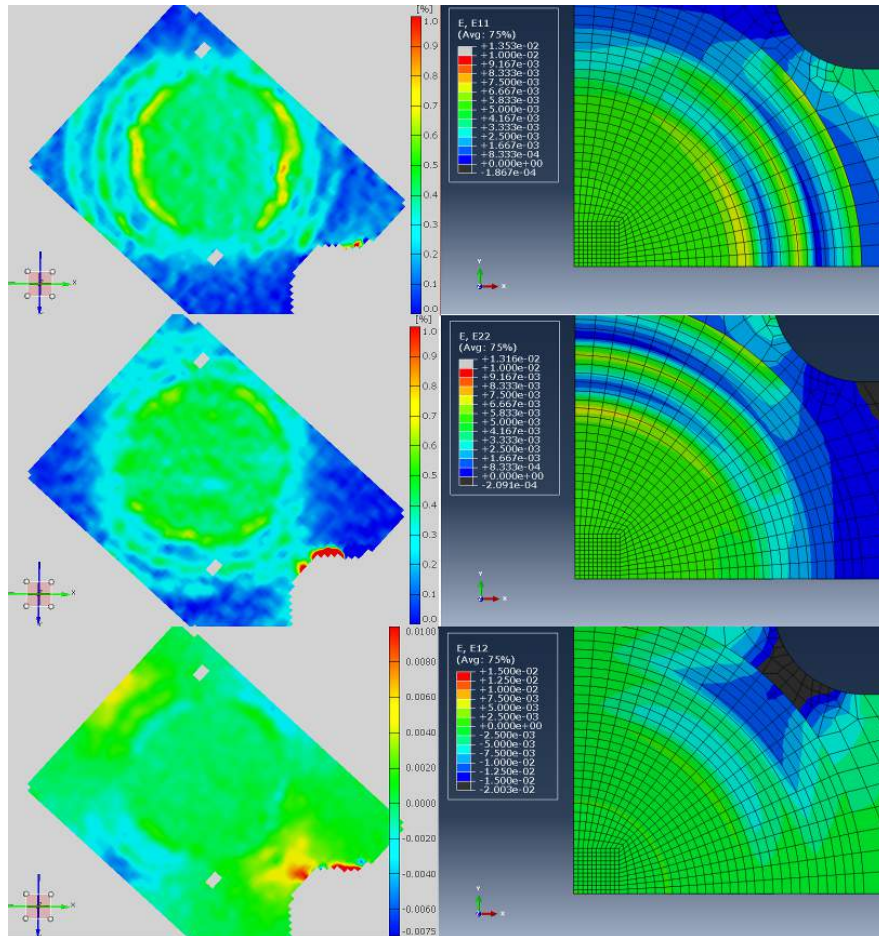


FIGURE 3.29 – Comparaison des cartographies de ϵ_l , ϵ_t et γ_{lt} par éléments finis et par corrélation d’images, $F=11\text{kN}$

Les cartographies de déformations présentées sur la figure 3.29 ont été obtenues pour un chargement de 11kN. Ce chargement se situe dans la zone où le comportement de l’éprouvette reste proche d’un comportement élastique linéaire (figure 3.30). On constate que, dans tous les cas, les cartographies calculées sont proches des cartographies mesurées. Le calcul semble cependant surestimer légèrement les déformations dues au cisaillement dans les angles de l’éprouvette. On note aussi une légère asymétrie des déformations suivant les axes X et Y, qui est due à un déséquilibre du chargement suivant les deux axes (figure 3.31).

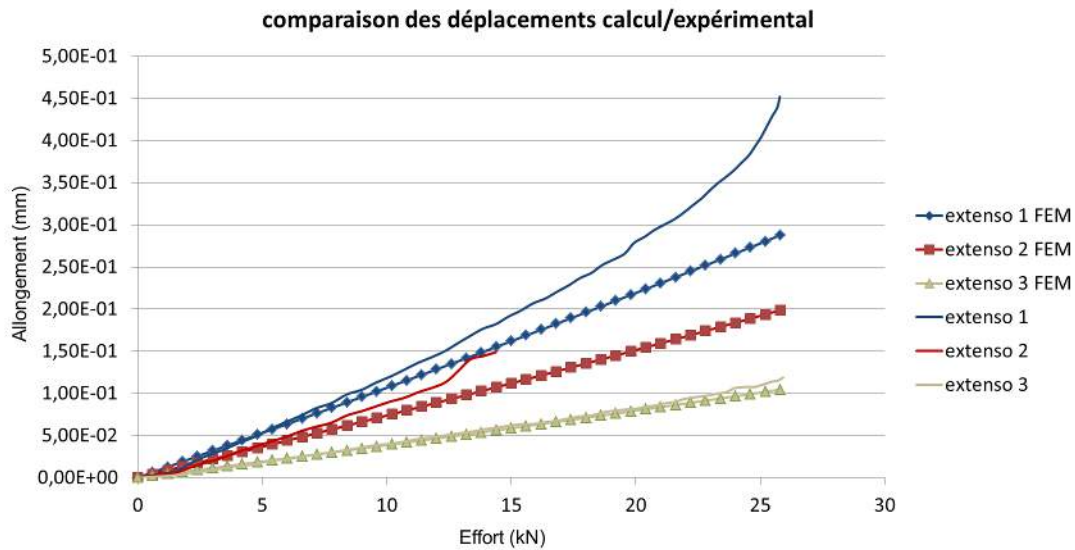


FIGURE 3.30 – Comparaison MEF/DIC

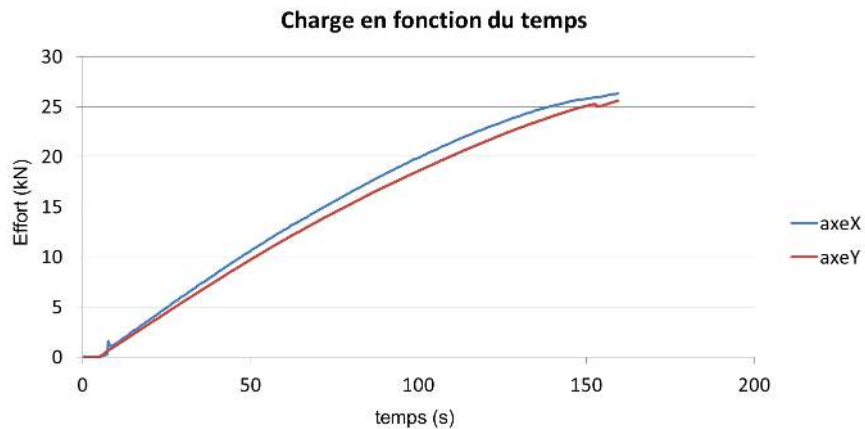


FIGURE 3.31 – Chargement suivant les deux axes lors de l'essai de traction bi-axiale

La figure 3.30 présente la comparaison des allongements mesurés avec les jauges d'extensométrie optiques avec ceux calculés par éléments finis. On constate que les déplacements mesurés et calculés sont globalement très proches. En particulier, pour l'extensomètre 3 qui correspond au centre de l'éprouvette, les écarts sont inférieurs à 5% sur toute la courbe.

Pour les deux autres courbes, on constate des non-linéarités importantes à partir d'un chargement de 13kN environ. Ces non-linéarités sont le signe que l'éprouvette commence à s'endommager. Cet endommagement se poursuit tout au long de l'essai. Il est visible sur la figure 3.32, qui représente les cartographies de déformations pour différents chargements proches de 13kN. Pour $F=12\text{kN}$, on note déjà que la partie droite de la zone centrale présente un fort gradient de déformation localement. On détecte au même moment l'apparition de fissures sur le mouchetis en surface de la pièce. On peut faire le même constat pour un chargement de 13kN où cet endommagement apparaît en plus sur le côté gauche de la zone. Pour un chargement de 15kN, les

bords de la zone sont clairement endommagés et les fissures présentes en surface du mouchetis empêchent de réaliser des mesures par corrélation d'images à certains endroits (présence de trous dans les cartographies).

L'endommagement se poursuit jusqu'à la rupture finale de l'éprouvette, où les fissures se font de plus en plus présentes et les mesures sont de plus en plus perturbées.

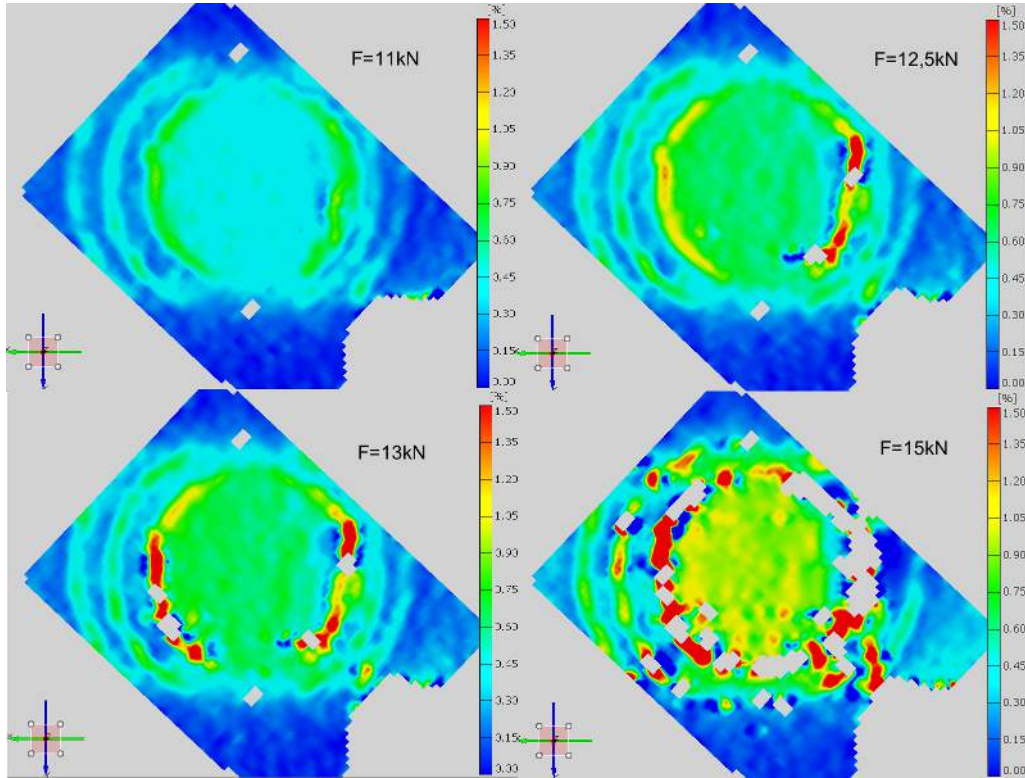


FIGURE 3.32 – Evolution de ε_x pour différents chargements

La figure 3.33 montre la cartographie des contraintes suivant l'axe X calculée pour un effort de 28kN. Nous observons que pour ce chargement, les contraintes dans la zone centrale sont autour de 850MPa, soit la contrainte à rupture du composite G926/RTM6. Le modèle permet donc de prédire la rupture finale de l'éprouvette dans la zone centrale avec une erreur relativement faible. Il semblerait aussi que l'état de biaxialité des contraintes dans cette zone n'affecte pas la résistance mécanique du matériau. La charge critique uni-axiale est atteinte sur chaque axe malgré la sollicitation bi-axiale. L'endommagement ne semble pas affecter de manière significative la répartition des contraintes dans la zone centrale. Cet endommagement semble majoritairement constitué par de la fissuration matricielle au niveau de la limite du premier pli de renfort, en bord de zone centrale. Il est difficile de savoir s'il y a présence de délaminage à l'interface entre les plis continus et les plis de renfort.

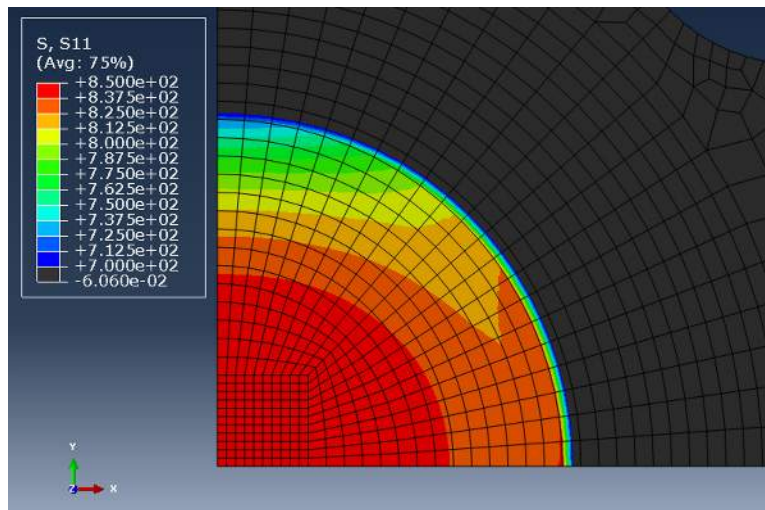


FIGURE 3.33 – Contrainte à rupture finale calculée par éléments finis

En conclusion, le fait que les deux courbes représentant les déplacements mesurés et calculés dans la zone centrale se superposent permet de valider l'utilisation du modèle comme outil pour connaître les contraintes dans la zone centrale de l'éprouvette. Ce modèle pourra être enrichi, avec notamment une ou plusieurs lois d'endommagement, pour continuer à rendre compte du comportement précis de l'éprouvette lorsque celle-ci s'endommage (en l'occurrence au-dessus de 40% de la charge à rupture).

3.5 Conclusion

Nous avons présenté dans ce chapitre toutes les phases de l'élaboration d'un nouveau design pour des éprouvettes cruciformes. Un cahier des charges spécifique a été élaboré spécialement pour des matériaux composites tissés. L'influence d'une quantité importante de paramètres a été évaluée. Un premier modèle en deux dimensions a tout d'abord été créé pour réaliser un design préliminaire puis ce modèle a été complété par un modèle en trois dimensions, plus adapté à la géométrie spéciale de la pièce, qui comporte notamment une réduction progressive de sa section dans la zone centrale.

Les éprouvettes ainsi conçues ont ensuite été réalisées en utilisant un procédé d'infusion de résine. Un moule spécifique a été réalisé. Une adaptation de ce procédé a été mise en place pour la réalisation d'éprouvettes dans le cas de deux matériaux composites différents possédant chacun des problématiques spécifiques.

La conception des éprouvettes ainsi réalisées a été validée au moyen d'un essai de traction bi-axiale. La mesure des déplacements en différents points de la surface de l'éprouvette a été réalisée au moyen d'un système de corrélation d'images numériques. Ces mesures ont été comparées à des calculs effectués au moyen du modèle éléments finis réalisé pour la conception de ces éprouvettes. Une bonne corrélation entre les mesures et les calculs a permis de valider le design des éprouvettes ainsi que le modèle éléments finis. Ce modèle pourra être enrichi pour servir de base à une étude de l'endommagement bi-axial de matériaux composites.

L'éprouvette ainsi conçue va par la suite être utilisée pour tenter de caractériser le comportement du matériau en fatigue bi-axiale. Cette étape constituera la validation finale du design de l'éprouvette cruciforme.

Chapitre 4

Etude du comportement en fatigue uni-axiale du composite

Sommaire

4.1	La fatigue sur les matériaux composites.	107
4.1.1	Les grandeurs caractéristiques et concepts utilisés en fatigue.	107
4.1.2	Représentation d'un comportement en fatigue	108
4.1.3	Endommagement des composites stratifiés par fatigue.	111
4.1.4	Modélisation analytique de l'endommagement en fatigue d'un composite.	113
4.1.5	Conclusion	115
4.2	Description de la méthodologie pour la caractérisation en fatigue du matériau composite G926/RTM6	116
4.2.1	Présentation de la méthode	116
4.2.2	Présentation de la méthode de suivi d'essai en fatigue	117
4.3	Caractérisation en fatigue uni-axiale du composite G926/RTM6	120
4.3.1	Détermination de la limite d'endurance par la méthode de Risitano.	120
4.3.2	Etude en fatigue du matériau: sollicitation sur un million de cycles	124
4.4	Conclusion.	135

La fatigue est un phénomène observé depuis longtemps sur les matériaux métalliques. Elle représente un aspect du vieillissement du matériau, par la prise en compte du nombre de chargements et de déchargements subis par la pièce au cours de sa vie. Les composites sont eux aussi sensibles à ce phénomène. Cependant, les mécanismes d'endommagement sont très différents des matériaux métalliques du fait de l'hétérogénéité du matériau. De nombreux types de modèles ont été mis en place pour prédire le comportement en fatigue des composites. Certains sont couramment utilisés dans l'industrie pour le dimensionnement de structures.

La caractérisation en fatigue se fera avec l'utilisation d'un type de suivi d'essai mixte innovant, combinant une mesure des déplacements par corrélation d'images en dynamique et une mesure de la cartographie de température en surface de la pièce par thermographie infrarouge. Comme présenté au chapitre 2, il s'agit de mesures de champs, qui permettent donc d'avoir accès aux données de déplacements et de température en chaque point de la surface de la pièce étudiée. Cette méthode sera dans un premier temps mise au point dans le cadre d'essais uni-axiaux, et pourra être ensuite appliquée au cas de la fatigue bi-axiale sur des éprouvettes cruciformes.

Dans ce chapitre, nous effectuerons dans un premier temps un état de l'art sur la fatigue des matériaux composites. Ensuite, nous décrirons le dispositif de suivi d'essai utilisé pour l'étude, ainsi que la méthodologie de collecte des données. Enfin, le composite sera caractérisé en fatigue uni-axiale, à l'aide d'une méthodologie spécifique.

4.1 La fatigue sur les matériaux composites

Au cours de sa vie, une pièce mécanique est souvent soumise à des chargements non-constants. Elle subit une série de chargements et de déchargements d'amplitude variable. Il a été constaté que ces chargements, mêmes s'ils n'atteignent pas la limite de chargement statique de la pièce, peuvent avoir des effets néfastes sur les caractéristiques mécaniques de cette pièce, pouvant même causer une rupture de celle-ci. Ce type de phénomène est appelé fatigue. Tout comme les matériaux métalliques, les composites sont soumis à ce phénomène. Il cause un endommagement précoce de la pièce. Lors du dimensionnement de pièces structurales, notamment en aéronautique, il est commun d'appliquer un coefficient de sécurité important pour prendre en compte ce phénomène, ce qui conduit bien souvent à sur-dimensionner les structures pour privilégier la sécurité au détriment de la masse, et donc bien souvent de la performance. De nombreux travaux ont donc été entrepris pour comprendre les mécanismes d'endommagement en fatigue des composites.

4.1.1 Les grandeurs caractéristiques et concepts utilisés en fatigue

Un chargement en fatigue correspond à une série de chargements et de déchargements de la pièce sollicitée. Classiquement, on choisit d'appliquer un chargement sinusoïdal à la pièce. On utilise dans ce cas une série de paramètres qui permettent de caractériser l'essai. La figure 4.1 montre les différents types de chargements possibles lors d'un essai de fatigue, en fonction du choix des différents paramètres. Parmi ces paramètres, nous pouvons citer notamment la contrainte moyenne appliquée σ_m , qui correspond à la moyenne entre la contrainte minimale σ_{min} et la contrainte maximale σ_{max} appliquées, l'amplitude de la contrainte σ_a , qui est la différence entre la contrainte maximale (ou minimale) et la contrainte moyenne, ou encore le rapport de contrainte R (noté R_σ sur la figure 4.1), qui correspond au rapport $\frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}}$.

Le choix de σ_{min} et de σ_{max} est laissé libre au concepteur qui doit adapter ce chargement en fonction des conditions de chargement réelles de la pièce à dimensionner. Il est ainsi possible d'introduire de la compression dans le chargement appliqué ($R < 0$). Lorsque les contraintes minimales et maximales sont de signes différents, on parle de sollicitation alternée. Le cycle comporte alors de la traction et de la compression (zone 2 de la figure 4.1).

Dans le cas où l'une des contraintes extrêmes est nulle, on parle de sollicitation répétée. Il peut s'agir soit de traction soit de compression (cas 5 et 10 de la figure 4.1).

Enfin, lorsque $R \neq 0$ et $R > 0$, on parle de sollicitation ondulée. La sollicitation reste alors exclusivement dans le domaine de traction ou de compression sans jamais s'annuler (cas 4 et 11 de la figure 4.1).

Le terme de fatigue est intimement lié à la notion de tenue dans le temps. Trois grandeurs particulières sont à lier avec cette notion et sont généralement l'objet des campagnes de caractérisation de matériaux en fatigue : la durée de vie, la limite de fatigue et la limite d'endurance.

Tout d'abord, la durée de vie du matériau, déterminée pour un chargement donné, est le nombre de cycles réalisés avant la rupture de la pièce. Pour optimiser la pièce à concevoir en connaissant la durée de vie du matériau, il est intéressant de connaître la valeur de chargement pour lequel cette durée de vie est suffisante pour tenir le nombre de cycles fixé par l'utilisateur.

Ensuite, à partir de l'observation de la durée de vie d'un matériau sous différents chargements, il est possible de définir la limite de fatigue de ce matériau. Cette limite de fatigue est définie, pour une contrainte moyenne donnée, comme la plus grande amplitude de contrainte pour laquelle il n'est pas observé de rupture

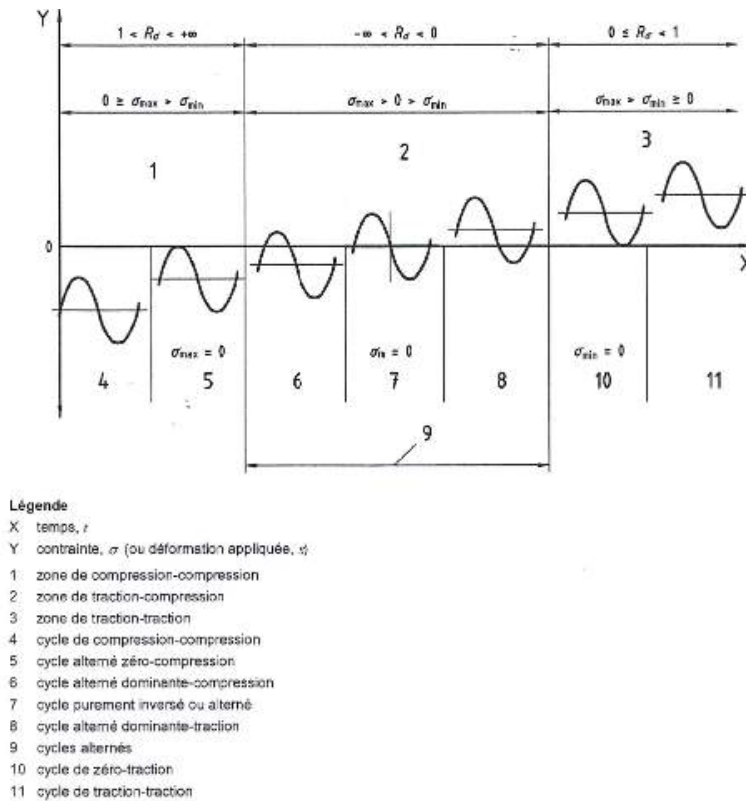


FIGURE 4.1 – Les différents types de sollicitations en fatigue [ISO13003 03]

après un nombre fini de cycles (généralement 10^6 ou 10^7 cycles).

Enfin, la limite d'endurance σ_D est définie, pour une contrainte moyenne donnée, comme l'amplitude de contrainte pour laquelle on observe une rupture sur 50% des pièces testées après un nombre fini de cycles. On peut définir par suite le rapport d'endurance R_D , qui est le rapport entre la limite d'endurance et la résistance à rupture en essai de traction (σ_{ult}) : $R_D = \frac{\sigma_D}{\sigma_{ult}}$.

4.1.2 Représentations d'un comportement en fatigue

La durée de vie d'une pièce dépend de nombreux paramètres. Elle dépend principalement de l'effort maximal appliqué durant le cycle. Différents types d'abaques ont ainsi été mis au point pour représenter ce comportement. D'une manière générale, il a été constaté que plus le chargement augmente, plus le nombre de cycles jusqu'à la rupture de la pièce est réduit [Wöhler 70]. Pour des chargements suffisamment faibles, la durée de vie de la pièce semble "infinie". C'est-à-dire que l'on n'observe pas de rupture de la pièce même après un nombre important de cycles (10^6 ou 10^7 cycles). Généralement, le nombre de cycles utilisé pour les essais ne dépasse pas 10^7 pour des raisons de coût. La durée d'essai peut être très importante (supérieure à 10 jours dans le cas d'une fréquence de sollicitation de 10Hz). De plus, ce nombre de cycles permet théoriquement de couvrir un très vaste domaine d'applications. Dans certains cas particuliers, notamment dans l'industrie éolienne, le nombre de cycles peut atteindre 100 millions, mais très peu de données existent pour de telles sollicitations.

4.1.2.1 Les courbes de Wöhler (courbes S-N)

Les travaux sur la fatigue des matériaux composites se basent fortement sur les études réalisées au préalable sur les structures métalliques. Ces travaux ont débuté dès le 19e siècle. En particulier Wöhler a mis au point une première représentation phénoménologique du comportement en fatigue d'un acier [Wöhler 70]. Le diagramme élaboré représente la contrainte à rupture du matériau en fonction du nombre de cycles appliqué. Ainsi, on peut voir dans le cas des métaux que la courbe se divise en trois phases principales (figure 4.2).

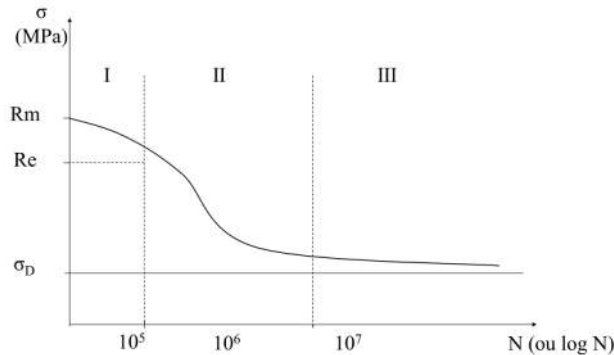


FIGURE 4.2 – Diagramme S-N pour un matériau métallique [Garnier 11]

La première phase concerne des chargements proches de la résistance à rupture en statique du matériau (R_m). Dans ce cas, la rupture arrive après un petit nombre de cycles. On parle de fatigue oligo-cyclique. Cette phase se poursuit jusqu'à des chargements dont la valeur est supérieure à la contrainte limite de plasticité. Lors de la plastification locale, il a été noté que la durée de vie était largement réduite du fait du changement de propriétés du matériau.

La phase 2 concerne des chargements inférieurs à la contrainte limite de plasticité du matériau. Dans cette phase, l'endommagement est fortement réduit et on peut obtenir un nombre de cycles de sollicitation important. Ce nombre de cycle augmente lorsque la contrainte de sollicitation diminue.

Enfin, la phase 3 concerne des chargements pour lesquels la durée de vie est supposée "illimitée". C'est-à-dire que l'on suppose que la rupture de la pièce sera causée par un phénomène différent de la fatigue (accident ou autre).

Ces courbes peuvent avoir deux formulations différentes. Ainsi on distingue les diagrammes S-N et les diagrammes ϵ -N. Dans le premier cas on représente la contrainte critique en fonction du nombre de cycles à rupture et dans le deuxième la déformation critique en fonction du nombre de cycles. Le choix est fait en fonction du chargement appliqué durant l'essai (effort constant ou déplacement constant). Les diagrammes S-N sont les plus rencontrés.

Ce type de diagramme est aussi rencontré pour des matériaux composites. Dans le cas de ces matériaux, on n'observe pas la phase 1, car ils ne possèdent pas de caractère plastique.

4.1.2.2 Les "fatigue life diagrams"

Ce type de diagramme a été développé dans les années 1970 par Dharan [Dharan 75]. Contrairement au diagramme S-N, il s'agit d'une représentation conceptuelle qui permet de dissocier les différentes régions où un mécanisme d'endommagement est prépondérant par rapport aux autres (Figure 4.3).

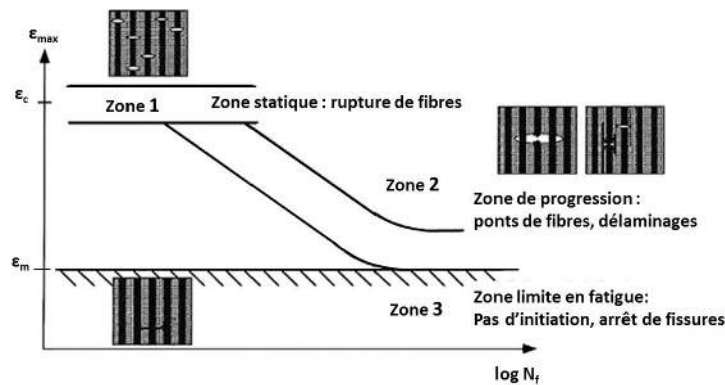


FIGURE 4.3 – “Fatigue life diagram” pour un composite uni-directionnel avec un chargement en traction-traction [Talreja 08]

Ainsi, dans le cas des composites, la zone 1 représente la zone où le mode dominant est la rupture des fibres. La zone 2 est une zone où le mode de rupture est mixte. On y observe de la fissuration matricielle, ainsi que de la décohésion des fibres et de la matrice, ainsi que certaines ruptures de fibres. La zone 3 est la zone de limite de fatigue. Les fissurations de la matrice y progressent jusqu’à un certain point, jusqu’à ce que l’effort soit repris quasi-exclusivement par les fibres. On n’observe alors pas de rupture, même après un nombre significatif de cycles. La limite de fatigue est ainsi la région limite entre les zones 2 et 3. De plus contrairement aux courbes S-N, l’axe des ordonnées représente la déformation maximale lors du premier cycle de sollicitation observée lors d’un essai piloté en effort.

Ce type de diagramme a été utilisé pour caractériser le comportement de composites stratifiés avec une combinaison de plis orientés dans différentes directions (en dehors des axes principaux) [Talreja 81].

4.1.2.3 Les “constant-life diagrams” (CLD)

Les courbes présentes sur ce type de diagramme représentent les zones où le matériau aura une durée de vie constante en fonction de la contrainte moyenne et de l’amplitude de contrainte appliquées. Les courbes sont ainsi tracées dans un plan $\sigma_a - \sigma_m$. Construites à partir de données expérimentales, les courbes peuvent être modélisées de différentes façons (linéaires, linéaires par parties, à partir de modèles spécifiques...). La figure 4.4 présente divers types de modélisations pour ces diagrammes, qui corrént plus ou moins bien avec les données expérimentales.

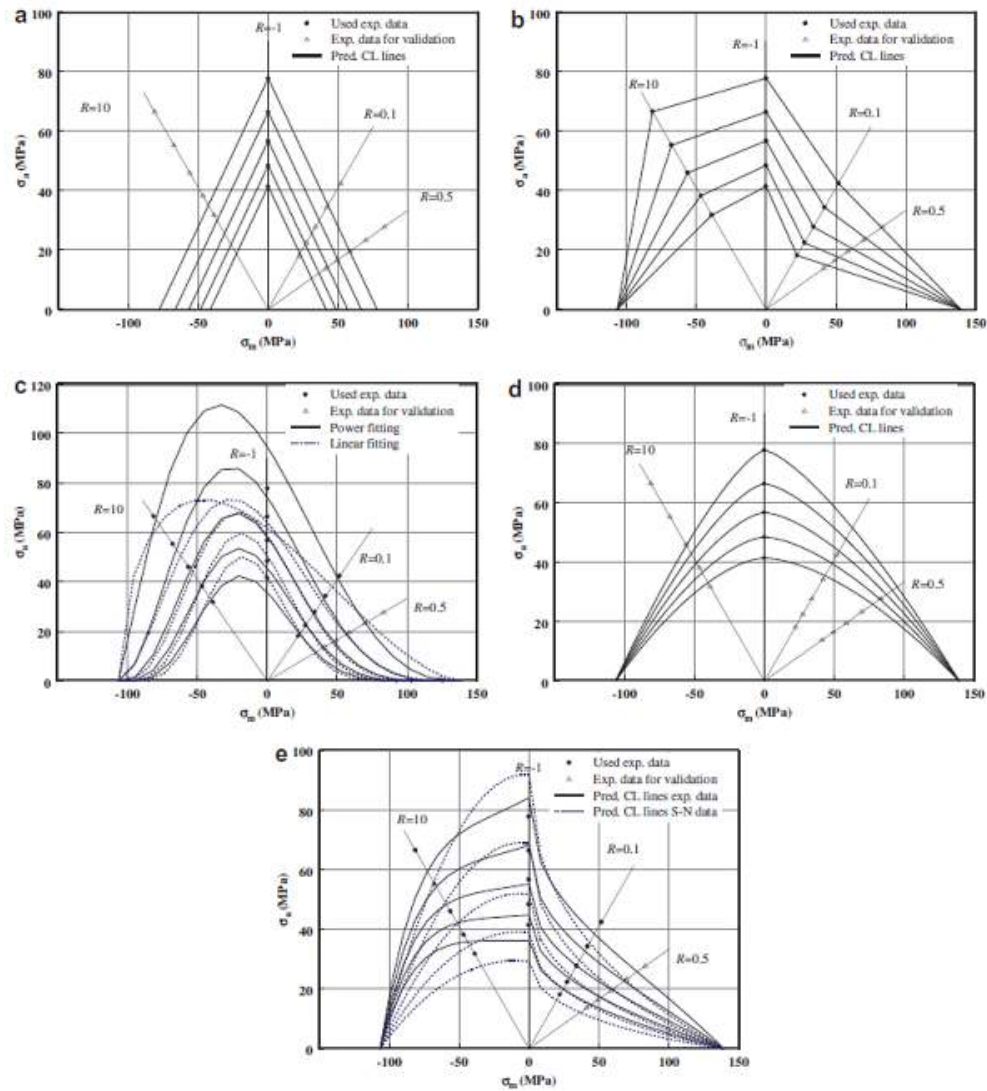


FIGURE 4.4 – Exemples de CLD avec différentes modélisations [Vassilopoulos 10a]

Le tracé de ce type de diagrammes est en général assez coûteux en données expérimentales mais représente un outil puissant de conception. Il permet en outre de tracer les courbes S-N pour différents rapports de contrainte.

Une nouvelle formulation a été introduite, représentant les courbes dans le plan $R-\sigma_a$ [Vassilopoulos 10b]. Ce modèle apporte une meilleure performance que les représentations classiques.

4.1.3 Endommagement des composites stratifiés par fatigue

Les matériaux composites, contrairement aux métaux, sont très peu sujets à la plasticité, ce qui leur confère globalement une meilleure durée de vie. Cependant, l'endommagement qui apparaît dans ces matériaux est complexe, et constitué de divers phénomènes. Les phénomènes prépondérants sont la fissuration matricielle, la décohésion des fibres et de la matrice, le délaminage (rupture des interfaces entre les plis), et enfin la

rupture des fibres. Ces phénomènes ont longuement été étudiés dans la littérature, que ce soit en statique [Reifsnider 83, Wang 84, Xu 96] ou en fatigue [Talreja 85, Quaresimin 03] (figure 4.5).

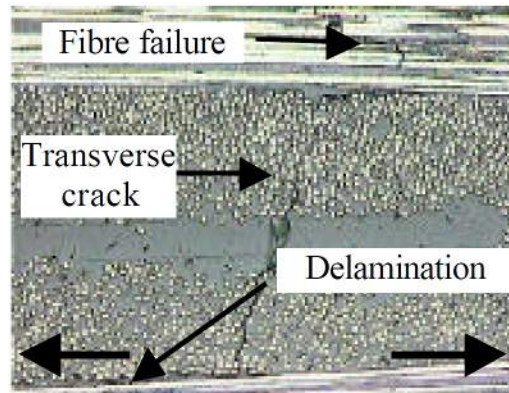


FIGURE 4.5 – Endommagement d’un composite stratifié [Quaresimin 03]

L’endommagement se caractérise par une baisse des propriétés mécaniques du matériau. Lorsque la matrice se fissure, elle n’est plus capable de reprendre des efforts, qui sont alors transmis aux fibres. On observe macroscopiquement une baisse du module d’élasticité du matériau. La propagation des fissures dans la matrice dépend fortement de la direction des fibres par rapport à l’effort et de l’empilement des plis les uns par rapport aux autres [Renard 10]. La propagation tend à se faire dans les plis dont les fibres sont perpendiculaires à la direction de l’effort. Lorsque ces fissures atteignent une interface entre deux plis, on assiste à l’apparition de délaminage.

Du point de vue mécanique, l’endommagement par fatigue se produit en 3 phases (figure 4.6).

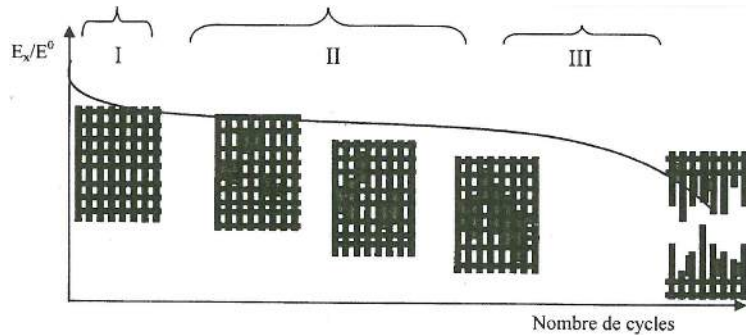


FIGURE 4.6 – Evolution de l’endommagement dans un stratifié au cours d’un essai de fatigue [Toubal 04]

Dans un premier temps, la rigidité diminue dans une faible proportion mais rapidement. Cela correspond à l’apparition des premières fissures dans la matrice. Ensuite, la phase 2 correspond à la propagation progressive de ces fissures dans la matrice. Cette étape est lente et peut se poursuivre jusqu’à un nombre élevé de cycles. Elle est caractérisée par une baisse progressive et lente du module d’élasticité. Il a été montré que la densité de fissuration augmente jusqu’à un certain point, à partir duquel elle se stabilise. L’apparition de nouvelles fissures est alors peu probable [Reifsnider 83]. On appelle cet état “Characteristic Damage State” (CDS). Enfin, une troisième phase correspond à l’apparition de délaminage dans le matériau, qui conduit

progressivement à une rupture des fibres et une ruine complète du matériau.

Beaucoup de paramètres peuvent influencer sur l'évolution de l'endommagement au cours de l'essai. Chacun des paramètres caractéristiques d'un essai de fatigue possède son importance. Ainsi, l'augmentation de la contrainte maximale appliquée, de l'amplitude ou du rapport de contrainte utilisés ont tendance à accélérer les phénomènes de fissuration matricielle et de délaminage [Goupillaud 98]. La fréquence de sollicitation n'a à priori pas d'influence sur la cinématique d'endommagement. Cependant, certaines résines ont un comportement sensible à la température [Khemiri 99], il est donc important de contrôler que la température induite par la sollicitation reste suffisamment basse pour ne pas altérer le comportement du matériau. La norme ISO 13003 [ISO13003 03] préconise une élévation de la température inférieure à 10°C sur la totalité de l'essai.

La présence de compression dans le cycle de sollicitation influe aussi fortement la durée de vie du matériau. On observe alors un micro-flambement des fibres qui entraîne une rupture prématurée du matériau.

La structure elle-même du composite influence fortement la tenue en fatigue de celui-ci. L'introduction de plis dont les fibres ne sont pas orientées dans le sens de la sollicitation entraîne une chute de la tenue en fatigue car ces plis ont tendance à se fissurer plus vite que les plis dont les fibres sont orientées dans l'axe de la sollicitation [Reifsnider 80].

4.1.4 Modélisation analytique de l'endommagement en fatigue d'un composite

De nombreux types de modélisations peuvent être rencontrés dans la littérature. Degrieck [Degrieck 01] a proposé de distinguer 3 catégories de modèles : les modèles basés sur la durée de vie (courbes S-N), les modèles de type phénoménologique et les modèles d'endommagement progressif.

4.1.4.1 Les modèles basés sur la durée de vie (courbes S-N)

Le principe de ces modèles est uniquement de donner une estimation de la durée de vie d'un matériau en fonction du chargement appliqué. Ces modèles ne prenant pas en compte les aspects de dégradation progressive du matériau, les phénomènes à l'origine de l'endommagement ne seront donc pas considérés.

Plusieurs modèles ont été développés dans cet esprit. Hashin et Rotem [Hashin 73] ont ainsi développé un modèle pour des composites uni-directionnels prenant en compte les deux modes de dégradation principaux, qui sont la rupture des fibres dans le sens long et la fissuration matricielle dans le sens travers. Ce modèle est un critère de rupture où les valeurs limites des contraintes ne sont pas figées mais dépendent du taux de chargement appliqué et donc du nombre de cycles, et sont donc déterminées par l'utilisation de courbes S-N.

Nous pouvons trouver dans la littérature d'autres modèles basés sur le même principe, prenant en compte l'énergie élastique interne [Ellyin 90], ou tenant compte des paramètres de chargement (contrainte moyenne, maximale, amplitude, rapport de contrainte) [Fawaz 94, Epaarachchi 00].

4.1.4.2 Les modèles de type phénoménologique

Contrairement aux modèles basés sur la durée de vie, ces modèles s'intéressent plus particulièrement à la dégradation des propriétés mécaniques du matériau en fonction du chargement appliqué. L'endommagement ne fait donc ici pas référence à l'observation d'un phénomène de dégradation particulier mais à un état de santé macroscopique du matériau. Les modèles les plus répandus se séparent principalement en deux catégories : les modèles de rigidité résiduelle et les modèles de résistance résiduelle.

Les modèles de rigidité résiduelle ont pour but d'estimer la dégradation du module d'élasticité du matériau après un certain nombre de cycles. Ils consistent généralement à déterminer une loi d'évolution d'une variable d'endommagement D en fonction du nombre de cycles. Cette variable est souvent définie comme un rapport du module d'élasticité à un instant donné par rapport au module initial (équation 4.1). Il s'agit donc d'une variable d'observation qui permet de rendre compte de l'état de santé d'un matériau tout au long d'un essai de fatigue. Elle ne permet pas de rendre compte du mode de dégradation et fait uniquement référence à l'état des propriétés élastiques du matériau à un instant t .

$$D = 1 - \frac{E}{E_0} \quad (4.1)$$

Nous pouvons trouver différents modèles issus de ce principe dans la littérature. Ainsi, un modèle élaboré par Hwang [Hwang 86] introduit le concept de "module de fatigue", noté F , défini comme la pente de la droite effort/déplacement pour un nombre de cycles spécifique. La variable D dépend de ce module de fatigue.

D'autres modèles, développés dans le même esprit [Sidoroff 87, Vieilleville 97], intègrent notamment la dispersion dans les essais réalisés, ou des cas de chargement complexes faisant intervenir de la compression ou de la flexion. Une présentation générale des modèles principaux a été proposée par Van Paeppegem [Van Paeppegem 10].

Les modèles de résistance résiduelle visent à quantifier la résistance mécanique du matériau après une certaine sollicitation. L'obtention de ce type de données passe par la réalisation d'un essai en statique destructif réalisé après un essai de fatigue n'ayant pas conduit à la rupture finale de l'éprouvette. Généralement, dans le cas des composites soumis à un chargement élevé, pour un chargement donné, la force résiduelle en fonction du nombre de cycles appliqué est initialement presque constante, puis décroît fortement lorsque l'on s'approche du nombre de cycles limite en fatigue. En revanche, pour des chargements relativement faibles, la résistance résiduelle diminue plus progressivement. De ce constat sont nées deux grandes familles de modèles : les modèles de type "sudden death" pour le premier cas, et les modèles de type "wearout" pour le deuxième. Il est rare de voir des modèles adaptés aux deux cas de figure.

Nous pouvons trouver dans la littérature une grande variété de modèles [Halpin 73, Schaff 97]. Post [Post 10] a proposé une présentation et une classification des principaux modèles rencontrés.

4.1.4.3 Les modèles d'endommagement progressif

Les modèles d'endommagement progressif diffèrent des modèles précédemment cités par le fait qu'ils utilisent une ou plusieurs variables qui décrivent l'état de dégradation du composite. Ces variables sont directement liées à un mécanisme d'endommagement particulier (fissuration matricielle, délaminage, rupture de fibres...). L'évolution de ces variables conduit à une détérioration des propriétés mécaniques du matériau.

Il est possible de classer ces modèles dans deux sous-catégories : les modèles qui prédisent la croissance de l'endommagement et les modèles qui corrélient croissance de l'endommagement et détérioration des propriétés mécaniques.

La première catégorie de modèles permet de rendre compte de l'avancement de chaque mécanisme d'endommagement en fonction du chargement et du nombre de cycles, et ainsi de prédire la rupture du matériau. Il est courant de prendre comme variable d'observation une variable symbolisant le délaminage [Bergmann 89, Dahlen 94] ou la fissuration matricielle [Henaff-Gardin 97].

La deuxième catégorie permet de lier ces variables d'endommagement avec les propriétés mécaniques résiduelles du matériau. Les propriétés mécaniques (modules d'élasticité et coefficients de Poisson) sont ainsi dégradées au fur et à mesure de l'évolution des variables d'endommagement. Les critères d'évolution de l'endommagement sont souvent basés sur la thermodynamique [Allen 87a, Allen 87b, Ladeveze 92], la mécanique de l'endommagement [Talreja 86] ou des critères de rupture micromécaniques.

Degrieck [Degrieck 01] a répertorié de nombreux modèles présents dans la littérature, possédant chacun leurs particularités et champs d'applications.

4.1.5 Conclusion

Nous avons présenté dans cette partie différentes approches de l'endommagement par fatigue de matériaux composites. De nombreux outils ont été développés pour aider les concepteurs à évaluer la durée de vie de ces matériaux sous des chargements cycliques (courbes S-N, constant life diagrams...). Ces outils sont bien souvent issus d'études sur des matériaux métalliques et ont été adaptés aux composites. Face à la complexité des mécanismes d'endommagement des matériaux composites, de nombreux modèles ont été mis au point pour prédire la durée de vie ainsi que la croissance de l'endommagement. Les modèles rencontrés sont cependant souvent adaptés à certains cas particuliers et ne sont pas généralisables. D'autres sont très coûteux en temps de calcul.

D'une manière générale, il existe de nombreuses façons d'aborder l'étude de l'endommagement en fatigue d'un matériau composite. La très faible quantité de données à propos de la fatigue bi-axiale des composites laisse une grande ouverture dans l'approche du problème. Dans l'étude qui va suivre, nous allons caractériser le comportement du matériau de façon expérimentale, en étudiant son endommagement sous différents chargements en fatigue.

4.2 Description de la méthodologie pour la caractérisation en fatigue du matériau composite G926/RTM6

Il existe un très grand nombre de façons de caractériser un matériau en fatigue. La manière la plus répandue consiste à tracer les courbes S-N, représentant le nombre de cycles supportés par le matériau avant la rupture en fonction du chargement appliqué. Ces courbes sont couramment utilisées dans l'industrie pour le dimensionnement en fatigue de structures. L'inconvénient de cette méthode est qu'elle nécessite un très grand nombre d'éprouvettes afin d'obtenir un maximum de points pour tracer la courbe. Nous allons présenter ici une méthodologie de caractérisation en fatigue d'un composite permettant d'évaluer un premier effet de la bi-axialité des contraintes dans le matériau.

4.2.1 Présentation de la méthode

La méthode présentée ici a pour but de déterminer le comportement du matériau au voisinage de sa limite d'endurance pour un million de cycles. Cette valeur est un paramètre couramment recherché dans l'industrie aéronautique. La méthode sera successivement appliquée au cas de traction uni-axiale puis bi-axiale afin de déterminer l'influence de la bi-axialité des contraintes sur le comportement du matériau.

4.2.1.1 Détermination de la limite d'endurance : méthode de Risitano

Risitano [La Rosa 00] a développé une méthode qui se base sur une analyse thermique du comportement du matériau sous une charge cyclique. Lorsqu'un matériau est sollicité avec une charge cyclique, celui-ci a tendance à s'échauffer à cause du phénomène d'hystérésis. Il a été montré que cette augmentation de la température apparaît au début de la sollicitation et atteint progressivement un palier de stabilisation, qui est atteint généralement autour de 10000 cycles. La température augmente ensuite lorsque l'on approche de la rupture du matériau, ou lorsque l'endommagement commence à apparaître.

La méthode de Risitano consiste à réaliser un chargement cyclique sur l'éprouvette de 10000 cycles avec une contrainte inférieure à la contrainte admissible à rupture du matériau. A l'issue de ces 10000 cycles on mesure l'augmentation de la température à la surface de l'éprouvette. On augmente graduellement le chargement appliqué en testant à chaque fois l'éprouvette sur le même nombre de cycles et en relevant à chaque fois l'augmentation de température.

Il est ensuite possible de tracer l'augmentation de la température en fonction du taux de chargement appliqué par rapport au chargement admissible à rupture du matériau. Il apparaît dans le cas des matériaux composites que la température a tendance à augmenter d'avantage lorsque l'on dépasse cette limite d'endurance. La courbe tracée peut être approximée par deux droites, dont l'intersection donne une valeur proche de la limite d'endurance du matériau. La limite d'endurance ainsi définie au sens de Risitano correspond au chargement au-dessus duquel le matériau n'est pas capable de tenir plus d'un million de cycles.

La corrélation avec les courbes S-N du matériau confirme bien cette hypothèse : le chargement en dessous duquel le matériau est capable de tenir 1 million de cycles correspond au chargement relevé à l'intersection des deux droites par la méthode de Risitano.

A l'origine de cette méthode, il fallait disposer d'autant d'éprouvettes que de chargements testés. Toubal [Toubal 04] a montré que cette méthode pouvait en fait être appliquée avec une seule éprouvette sur laquelle

on applique le chargement progressivement. Cela permet de déterminer rapidement la limite d'endurance du matériau en limitant grandement les essais destructifs ainsi que le nombre d'éprouvettes à tester.

La méthodologie développée pour le besoin de notre étude consistera dans un premier temps à déterminer la limite d'endurance du matériau à tester. Cette méthode sera appliquée à des essais uni-axiaux et bi-axiaux.

4.2.1.2 Détermination du comportement du composite au voisinage de la limite d'endurance

Une fois que la limite d'endurance du matériau est connue, l'étape suivante consistera à déterminer le comportement de celui-ci au voisinage de cette limite. Pour cela, une série d'essais de fatigue jusqu'à un million de cycles sera réalisée.

Le premier essai consistera à solliciter l'éprouvette avec le chargement correspondant au chargement déterminé par la méthode de Risitano comme étant la limite d'endurance du matériau, dans le but d'observer si l'éprouvette est capable de résister à un tel chargement. Dans ce cas, elle sera soumise à un essai de traction statique à rupture post-fatigue, ce qui donnera la résistance résiduelle du matériau.

Cette méthode permettra d'évaluer la robustesse de la méthode proposée par Risitano et son applicabilité aux matériaux composites, en particulier dans le cas d'un chargement bi-axial.

En appliquant la même méthodologie au cas uni-axial et au cas bi-axial, nous serons en mesure de donner une première approche concernant l'influence de la bi-axialité des contraintes sur le comportement d'un matériau composite. Nous pourrons tout d'abord comparer l'influence sur la limite d'endurance au sens de Risitano et ensuite déterminer l'influence sur la cinématique d'endommagement du matériau.

4.2.2 Présentation de la méthode de suivi d'essai en fatigue

L'objectif ici est de mettre au point une méthode de suivi d'essai permettant d'obtenir diverses informations simultanément. Ces informations pourront être corrélées afin de caractériser le comportement du matériau. Ainsi, une observation des déplacements sera couplée à une observation de la température tout au long de l'essai. L'observation de l'évolution des déplacements sur une zone donnée en fonction du nombre de cycles permettra de quantifier l'évolution des constantes élastiques du matériau et d'en déduire l'état d'endommagement local du matériau. La corrélation d'images numériques permet d'effectuer cette étude en n'importe quel point de la surface observée. De plus l'utilisation de la thermographie permettra de localiser les zones où la pièce s'endommage, en mesurant l'évolution de la température tout au long de l'essai.

4.2.2.1 Corrélation d'images numériques

La corrélation d'images numériques est utilisée pour réaliser un suivi des déplacements tout au long de l'essai de fatigue. Le suivi d'essai se fera de la même manière pour les essais uni-axiaux et bi-axiaux.

Un essai préliminaire de traction statique ayant permis de nous affranchir des effets hors-plan, nous avons choisi d'utiliser notre système 3D comme 2 systèmes 2D couplés. Ainsi, nous avons positionné une caméra de chaque côté de l'éprouvette. Ces caméras sont synchronisées pour permettre l'acquisition des images en simultané. Les données obtenues sur les deux faces permettront de réaliser une moyenne pour estimer les déplacements à retenir lors des différents calculs. Un mouchetis est ainsi dessiné à l'aide de peinture noire et blanche sur chacune des faces de l'éprouvette.

L'objectif de ces mesures sera de déterminer l'évolution du module d'élasticité longitudinal E_L du matériau en fonction du nombre de cycles de chargement. Ainsi, différentes mesures seront effectuées régulièrement tout au long de l'essai.

Les caméras rapides présentes au laboratoire LGP de l'ENIT permettent aussi de réaliser des mesures en dynamique lors de sollicitations du matériau avec des fréquences élevées. Ces caméras sont capables de réaliser des acquisitions jusqu'à 5400 images par seconde avec une résolution de 1 Mpixel. La mesure des modules d'élasticité pourra ainsi être réalisée en dynamique sans avoir à interrompre l'essai. Les données de déplacement seront ainsi acquises lors d'un cycle de sollicitation.

L'acquisition des données réclame l'utilisation de temps d'exposition très courts pour les caméras. Ainsi, des spots de lumière froide sont utilisés pour éclairer les faces à mesurer en permanence au cours de l'essai.

L'autre objectif de l'étude est de rendre l'essai le plus automatisé possible. Les caméras peuvent être déclenchées manuellement via le logiciel mais aussi par l'utilisation de signaux analogiques de 10 Volts. Le logiciel Instron WaveMatrix servant à programmer l'essai de fatigue permet aussi d'envoyer des signaux analogiques via les sorties dédiées de la machine à n'importe quel moment de l'essai. Les caméras sont connectées aux sorties analogiques de la machine d'essais et peuvent donc être déclenchées à n'importe quel moment automatiquement. Il est possible de paramétrer les caméras pour qu'à chaque déclenchement, 50 images soient enregistrées pendant un cycle. Ces 50 images permettront d'obtenir suffisamment d'informations pour couvrir en détail un cycle complet de fatigue (sollicitation sinusoïdale). La courbe d'évolution des déplacements au cours d'un cycle pourra être reconstruite avec précision. Elle servira à calculer le module d'élasticité du matériau sur la zone mesurée.

4.2.2.2 Thermographie infrarouge

Il a été montré dans les chapitres précédents que la thermographie infrarouge constitue un outil puissant pour l'évaluation du comportement de matériaux composites. Le but ici sera de mesurer l'évolution de la température en surface de l'éprouvette et de corrélérer ces mesures avec les calculs donnant l'évolution du module d'élasticité au cours de l'essai de fatigue.

Lors d'une sollicitation en fatigue, divers phénomènes thermiques entrent en jeu (cf équation 2.17, paragraphe 2.2.3.1). Tout d'abord, la variation de l'état de contrainte au cours du cycle provoque des variations sensibles de température (phénomènes thermoélastiques) : lorsque la contrainte augmente, la température diminue, et au contraire lorsque la contrainte diminue, la température augmente. On observe ainsi lors d'essais cycliques une évolution cyclique de la température qui se produit à la même fréquence que celle de la sollicitation mécanique de l'éprouvette. En plus de ce phénomène, on observe un autre phénomène de diffusion de la température dû au phénomène d'hystérésis. La source de ce phénomène réside dans l'inertie du matériau sous une sollicitation dynamique. Lors des cycles de chargement, les courbes de charge et de décharge dans un diagramme représentant l'effort en fonction du déplacement ne se superposent pas totalement. Ce phénomène est dépendant de l'état d'endommagement du matériau, et influencé par le rapport de contrainte et la fréquence de sollicitation. Ainsi, un matériau endommagé aura tendance à diffuser plus de chaleur qu'un matériau sain. C'est ce phénomène que nous essayerons de mesurer pour déterminer l'évolution de l'endommagement au cours de l'essai.

Dans cette étude, nous souhaitons nous affranchir des effets thermoélastiques. La donnée que nous voulons prendre en compte est la température moyenne au cours d'un cycle. Différents points de mesures sont pris

à intervalles réguliers au cours du cycle, et une moyenne est ensuite effectuée sur ces points pour avoir la température moyenne constatée. De plus, les phénomènes d'évolution de l'endommagement au cours de l'essai qui se traduisent par un changement de température sont lents. Nous choisissons donc d'effectuer une autre étape de correction en moyennant l'information de température sur 100 cycles pour limiter la quantité de données à exploiter. Le déclenchement de la caméra thermique se fera manuellement au début de l'essai.

L'essai se déroule sur une période importante (plus d'une journée), il est donc nécessaire de prendre en compte les facteurs environnementaux. Nous comptons parmi ces facteurs les variations de la température ambiante de la salle d'essai, l'échauffement de la machine d'essai, les variations possible de l'éclairage... Tous ces facteurs représentent des sources de perturbation.

Pour remédier à cela, différents dispositifs ont été prévus. En premier lieu, la machine d'essai est préchauffée avant l'essai pour limiter sa montée en température au cours de l'essai. Tout le dispositif de suivi d'essai est ensuite mis en place. Ce dispositif comprend en particulier les spots lumineux nécessaires à la réalisation des mesures des déplacements par corrélation d'images numérique. Ces spots représentent des sources d'échauffement de l'échantillon. Il a été mesuré que l'augmentation de la température liée à cet éclairage est de l'ordre de 5°C. Avant de lancer l'essai, on s'assure donc que la température est bien stabilisée. Enfin, nous plaçons dans le champ de la caméra, à côté de la pièce sollicitée, un échantillon le plus grand possible constitué du même matériau que l'éprouvette (plaque étalon). Cet échantillon ne sera pas sollicité au cours de l'essai. Sa température constituera donc une référence pour séparer les variations de température liées à la sollicitation mécanique de l'éprouvette et celles liées à l'environnement.

4.3 Caractérisation en fatigue uni-axiale du composite G926/RTM6

Dans cette partie, nous nous attacherons à appliquer la méthode décrite dans la partie précédente à la détermination du comportement en fatigue uni-axiale du matériau. Les données obtenues à l'issue de ces essais pourront être comparées à des données en fatigue bi-axiale par la suite. Les essais de fatigue uni-axiale sont des essais dont la mise en oeuvre est fiable et répandue. Les données obtenues serviront donc de base à l'étude du comportement du matériau sous un chargement bi-axial. Tout au long de l'étude, les éprouvettes réalisées comporteront 6 plis de tissu de carbone, tous orientés dans la même direction. Les éprouvettes seront ensuite découpées de manière à ce que la sollicitation se fasse suivant le sens chaîne du tissu (0°).

4.3.1 Détermination de la limite d'endurance par la méthode de Risitano

La méthode de Risitano décrite dans la première partie de ce chapitre sera utilisée pour la détermination de la limite d'endurance du matériau dans le cas d'une sollicitation uni-axiale. Le cycle de fatigue ne comprendra que de la traction pour éviter dans un premier temps de prendre en compte les problématiques complexes liées à la compression, notamment le flambement. Il reste cependant divers paramètres à fixer pouvant influencer sur la limite en fatigue du matériau. Parmi ces paramètres, nous pouvons citer le rapport de contrainte et la fréquence de sollicitation. Une problématique liée à ces paramètres ayant une influence sur notre essai est l'amplitude de l'élévation de la température au cours de l'essai.

La norme ISO13003 [ISO13003 03] traitant des essais de fatigue sur les matériaux composites préconise une élévation de température inférieure à 10°C pour éviter que cette élévation ne vienne altérer les propriétés du matériau. Cependant, la température de transition vitreuse de notre matériau est suffisamment haute (185°C [Garnier 11]) pour autoriser des variations plus importantes de température. Nous allons cependant rester dans des variations relativement faibles pour être certains de nous affranchir de ce paramètre. Il faut néanmoins que l'élévation de température soit suffisante pour que son signal ne soit pas parasité par le bruit de mesure. Au regard des conditions environnementales qui sont difficiles à maîtriser, il a été estimé que le bruit de mesure est de l'ordre de $0,5^\circ\text{C}$. L'élévation de température souhaitée sera donc entre 5 et 10°C .

4.3.1.1 Mise en oeuvre des essais

Les essais sont réalisés sur une machine de fatigue uni-axiale Instron possédant une cellule de force de 250kN. Elle est pilotée par le logiciel Instron WaveMatrix qui permet de programmer des essais statiques ou cycliques.

Les essais de traction à rupture réalisés lors de la caractérisation du matériau ont permis de connaître la contrainte admissible à rupture du matériau. La force appliquée lors de la rupture de l'éprouvette (F_r) est de 50 kN. Les éprouvettes utilisées pour les essais sont les mêmes que celles utilisées pour les essais statiques. L'effort appliqué pour l'essai de fatigue est donc calculé par rapport à l'effort à rupture en statique. Le chargement appliqué sera donc exprimé en pourcentage de cet effort. L'éprouvette est sollicitée sur 10000 cycles avec un signal d'effort sinusoïdal.

Une caméra thermique est placée devant la machine pour relever la température à la surface de l'éprouvette et observer son évolution au cours de l'essai. Il s'agit d'une caméra Flir Jade III titanium rétrofittée. Le logiciel de commande permettant de réaliser les acquisitions est Altair. La caméra filme l'éprouvette tout au long de l'essai avec une fréquence ajustée pour obtenir une vitesse d'acquisition de 10 images par cycle. La donnée de

température utilisée est la température moyenne sur la totalité de la surface de l'éprouvette. Une première moyenne de la température mesurée est réalisée sur ces 10 images pour obtenir l'augmentation moyenne de température et s'affranchir des effets thermoélastiques. Une seconde moyenne est ensuite réalisée pour obtenir la moyenne de l'élévation de température sur 10 cycles. Ce choix est rendu crédible par le fait que l'évolution globale de la température est un phénomène relativement lent à l'échelle de l'essai. Nous obtenons ainsi l'évolution de la température moyenne à la surface de l'éprouvette au cours de l'essai, avec un pas de mesure de 10 cycles.

L'évolution de la température est donc mesurée sur un total de 10000 cycles par pas de chargement. L'évolution classique de la température au cours de ces essais comprend une augmentation rapide de la température dans un premier temps, puis une stabilisation progressive. L'augmentation de la température est mesurée au niveau de ce palier de stabilisation pour chaque chargement. Le premier chargement réalisé est de l'ordre de 25% de l'effort à rupture puis sa valeur est augmentée progressivement par pas de 5%. Entre 2 essais, la température redescend à son niveau de référence. L'essai suivant est commencé dès que la température est stabilisée (évolution inférieure à 0,1 °C en 2 minutes). L'éprouvette n'est pas démontée entre deux essais.

Avec les mesures réalisées, il est possible de tracer les courbes représentant l'augmentation de la température en fonction du taux de chargement appliqué (Figure 4.7).

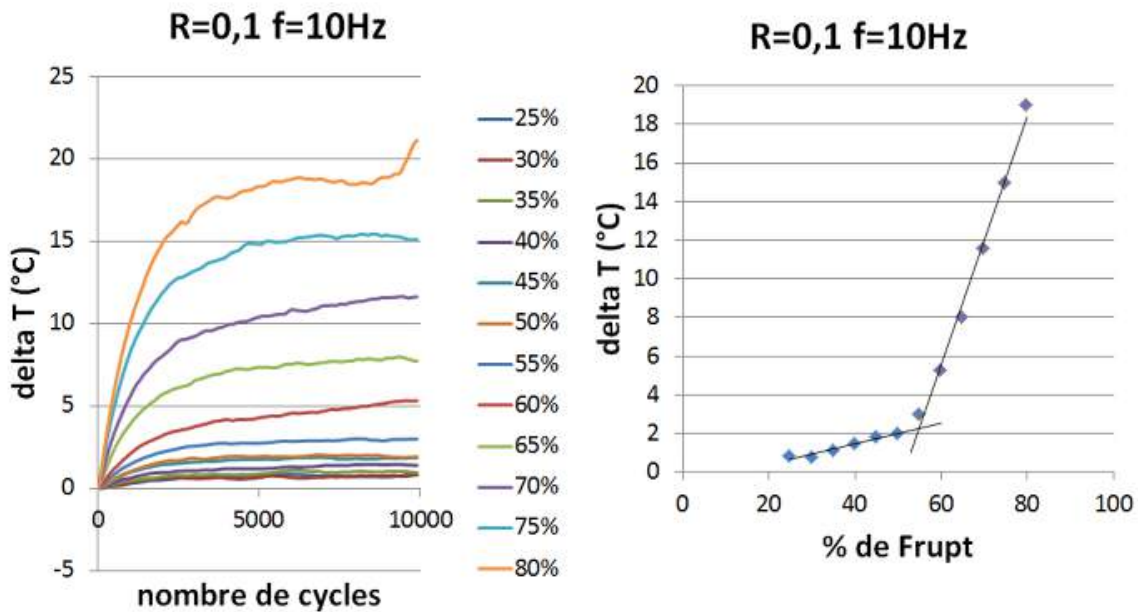


FIGURE 4.7 – Mise en oeuvre des calculs par la méthode de Risitano

Cette méthode est mise en oeuvre pour différents cas de chargements et servira à évaluer l'influence de deux paramètres principaux : le rapport de contrainte et la fréquence d'essai. Ces paramètres seront fixés et utilisés pour l'étude en fatigue du matériau.

4.3.1.2 Etude de l'influence de la fréquence de sollicitation

Dans cette partie, des essais seront réalisés en fixant le rapport de contrainte et en faisant varier la fréquence de sollicitation. La comparaison a été réalisée sur la base d'essais effectués avec la méthode de Risitano, pour deux rapports de contraintes différents, avec à chaque fois une comparaison entre une fréquence de 5Hz et une fréquence de 10Hz. Les résultats sont présentés sur les figures 4.8 et 4.9.

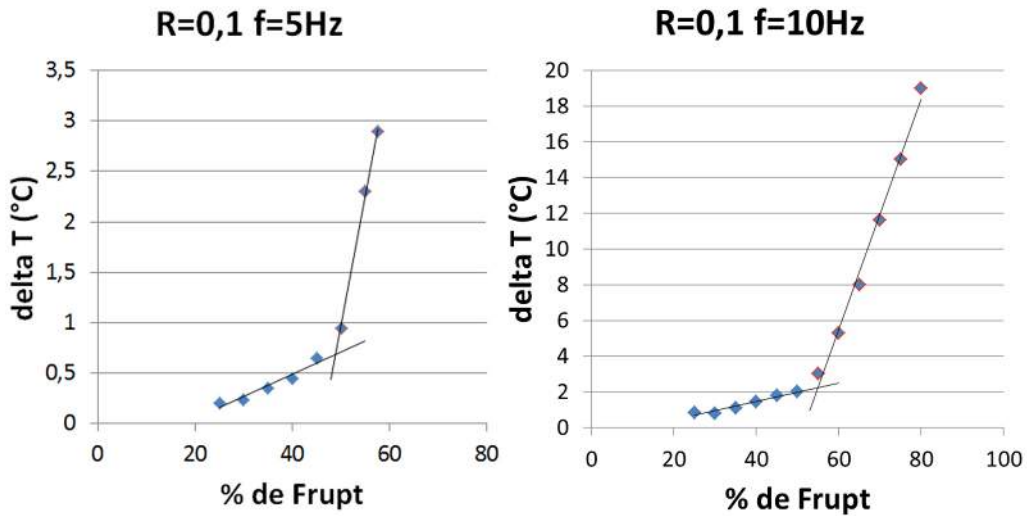


FIGURE 4.8 – Influence de la fréquence pour R=0,1

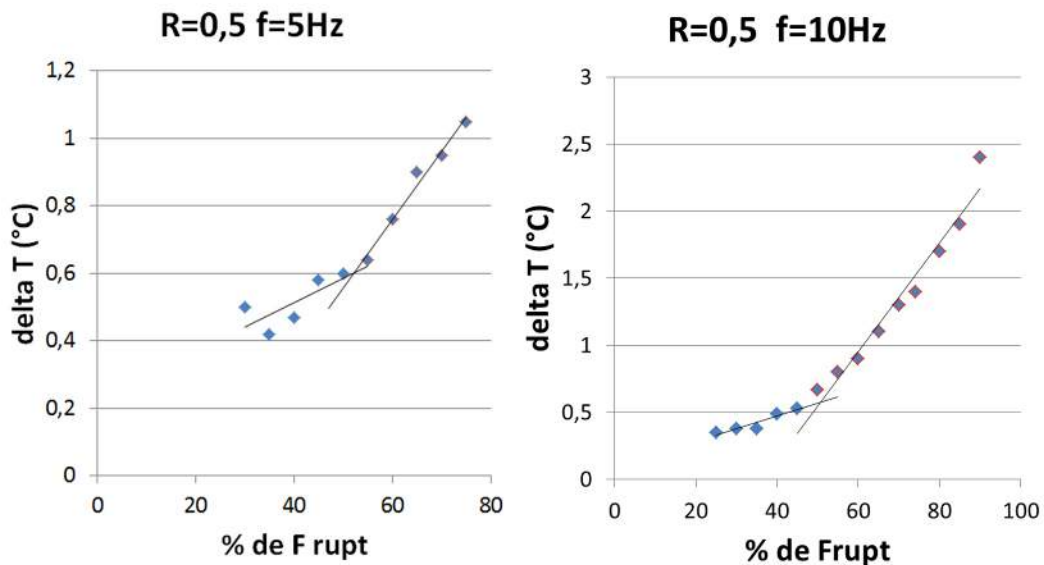


FIGURE 4.9 – Influence de la fréquence pour R=0,5

Le premier constat que l'on peut faire à la lecture de ces figures est que la limite de fatigue est très peu

dépendante de la fréquence de sollicitation et du rapport de contrainte. Dans tous les cas nous trouvons une limite d'endurance qui se situe entre 50 et 55%, ce qui représente une dispersion très faible. Cela donne une liberté supplémentaire dans le choix de ces paramètres pour l'essai de fatigue. Cela permet d'extrapoler ce résultat à toutes les fréquences comprises entre 5 et 10Hz ainsi qu'à tous les rapports de contraintes compris entre 0,1 et 0,5.

Le deuxième constat est que l'élévation de la température pour un rapport de 0,5 est relativement basse même pour une fréquence de 10Hz. Cette élévation est de l'ordre de 0,7°C pour un chargement correspondant à la limite d'endurance (55%). Cette élévation est de l'ordre de grandeur du bruit de mesure estimé. Dans la mesure du possible, nous privilégierons donc des rapports de contraintes élevés. On remarque aussi que la démarcation entre les deux droites n'est pas franche, ce qui augmente l'incertitude dans la détermination de la limite d'endurance.

Au contraire, pour un rapport de contrainte de 0,1, la limite entre les deux droites est beaucoup plus franche quelle que soit la fréquence de sollicitation. L'élévation de température est aussi plus importante, supérieure à 2°C pour les deux fréquences, tout en restant très en dessous des 10°C préconisés par la norme.

Enfin, on note que l'utilisation d'une fréquence de 10Hz permet de répondre au cahier des charges fixé pour l'essai. Elle permet de rester à une température suffisamment basse tout en étant plus élevée que pour une fréquence de 5Hz, ce qui permet de limiter l'influence relative du bruit de mesure. De plus la durée de l'essai se trouve divisée par 2, ce qui limite encore l'influence des paramètres environnementaux (risques de perturbations). C'est donc une fréquence de 10Hz qui sera sélectionnée pour les essais uni-axiaux et bi-axiaux pour garder des vitesses de déformations identiques.

4.3.1.3 Etude de l'influence du rapport de contrainte

Au vu des résultats énoncés dans la partie précédente, cette étude sera réalisée en utilisant une fréquence de sollicitation de 10Hz. Trois rapports sont testés : 0,1, 0,3 et 0,5. Les résultats obtenus sont présentés sur la figure 4.10.

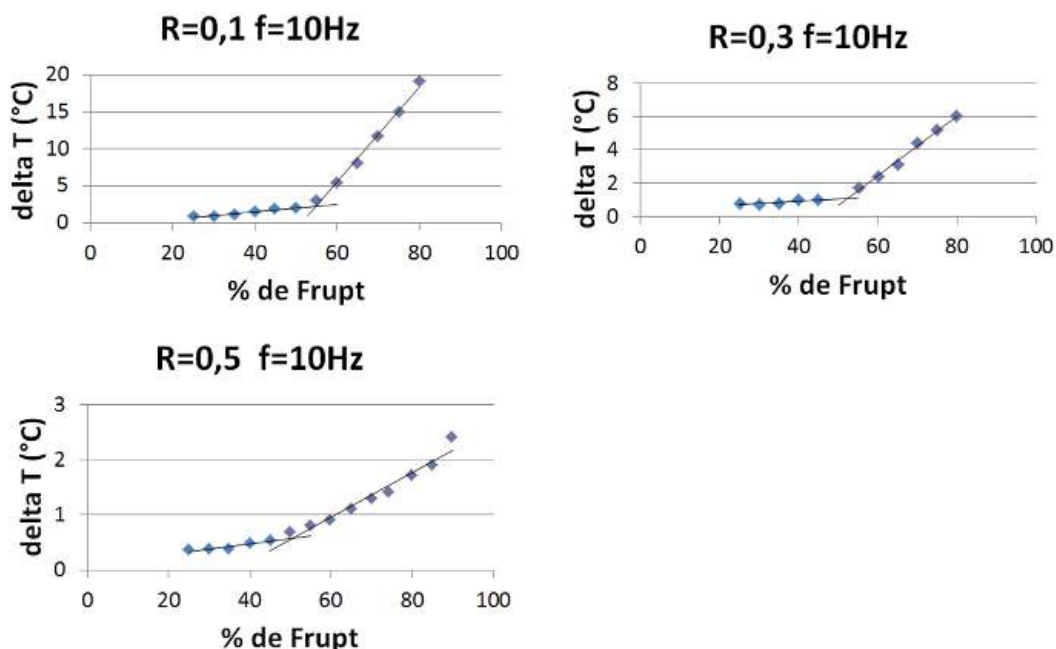


FIGURE 4.10 – Influence du rapport de contrainte, $f = 10\text{Hz}$

Nous remarquons tout d'abord sur ces courbes que, plus l'amplitude de chargement est importante (rapport faible), plus l'augmentation de la température au cours de l'essai est importante. Ceci entraîne une plus grande précision dans le cas des rapports faibles car les ordres de grandeur de l'élévation de la température sont éloignés de l'ordre de grandeur du bruit de mesure. En effet, les droites sont plus précisément démarquées dans les cas des rapports faibles. Pour un rapport de 0,5, la limite entre les deux droites est moins franche.

On remarque encore que le rapport de contrainte a très peu d'influence sur la limite d'endurance observée (autour de 55%). Un rapport de 0,1 ou de 0,3 apparaît donc adapté pour notre étude.

4.3.2 Etude en fatigue du matériau : sollicitation sur un million de cycles

L'étude précédente a permis de déterminer la limite d'endurance du matériau sous un chargement donné (rapport, fréquence). Un essai de fatigue sur un million de cycles en utilisant un chargement correspondant à la limite d'endurance permettra de déterminer la validité des données obtenues précédemment. La limite d'endurance a été déterminée aux alentours de 55%. Dans un premier temps nous allons utiliser un chargement légèrement inférieur à cette limite. Si la rupture de l'éprouvette ne survient pas au bout du million de cycles, un nouvel essai identique sera réalisé avec une nouvelle éprouvette et un chargement supérieur. Des essais seront réalisés en augmentant graduellement le chargement pour observer l'influence sur le comportement de l'éprouvette au cours de l'essai.

4.3.2.1 Description de l'essai

L'éprouvette est sollicitée sur une machine de fatigue Instron avec une cellule de force de 250kN. Le cycle de fatigue est programmé dans le logiciel WaveMatrix. Il comprend une série d'un million de cycles avec un

signal sinusoïdal.

Le dispositif de suivi d'essai comporte deux caméras rapides disposées de part et d'autre de l'éprouvette pour réaliser des mesures par corrélation d'images, et d'une caméra thermique (Figure 4.11). Le cycle de fatigue est programmé pour envoyer un signal analogique à certains moments précis de l'essai pour déclencher l'acquisition d'images avec les caméras rapides. Le déclenchement est effectué lors des cycles numéro 1, 100, 1 000, 5 000, 10 000, 20 000, puis tous les 20 000 cycles jusqu'au million de cycles.



FIGURE 4.11 – Dispositif pour le suivi d'essai de fatigue uni-axial

4.3.2.2 Méthode d'exploitation des mesures par corrélation d'images

Le calcul du module d'élasticité longitudinal (sens chaîne du tissu) est calculé à partir de la mesure des déplacements à la surface de l'éprouvette en fonction de l'effort appliqué tout au long de l'essai. Le calcul de ce module d'élasticité se fera donc à partir de mesures réalisées en dynamique.

La mesure des déplacements se fait en 50 points tout au long du cycle. La fréquence d'acquisition des caméras est de 500 images/s. Elle se fait à partir du logiciel de corrélation d'images Aramis en utilisant une jauge d'extensométrie optique. Cette jauge est prise sur la plus grande distance possible sur la surface mesurée. La référence pour la mesure des déplacements est une image de la surface prise lors d'un état où l'éprouvette n'est pas sollicitée (effort nul). La mesure des déplacements à partir de cet état de référence permet de calculer

la déformation moyenne sur toute la zone couverte par la jauge. En prenant L_0 la longueur de la jauge à l'état non déformé et L sa longueur à un instant t quelconque, nous pouvons calculer la déformation moyenne ε par :

$$\varepsilon = \frac{L - L_0}{L_0} \quad (4.2)$$

Nous pouvons ainsi reconstruire la courbe représentant l'évolution de la déformation au cours d'un cycle complet de sollicitation.

Le calcul du module d'élasticité se fera en plusieurs étapes à partir des déformations.

Un des problèmes rencontrés au cours de l'essai est que les signaux analogiques émis par la machine ne permettent pas de déclencher les caméras à un instant précis du cycle. Cet instant varie d'un déclenchement à l'autre. La méthode choisie pour associer une valeur d'effort à chaque point de calcul de déformation est de réaliser un recalage manuel de la courbe de contrainte sur la courbe de déformation, c'est à dire éliminer le déphasage existant entre elles (figure 4.12).

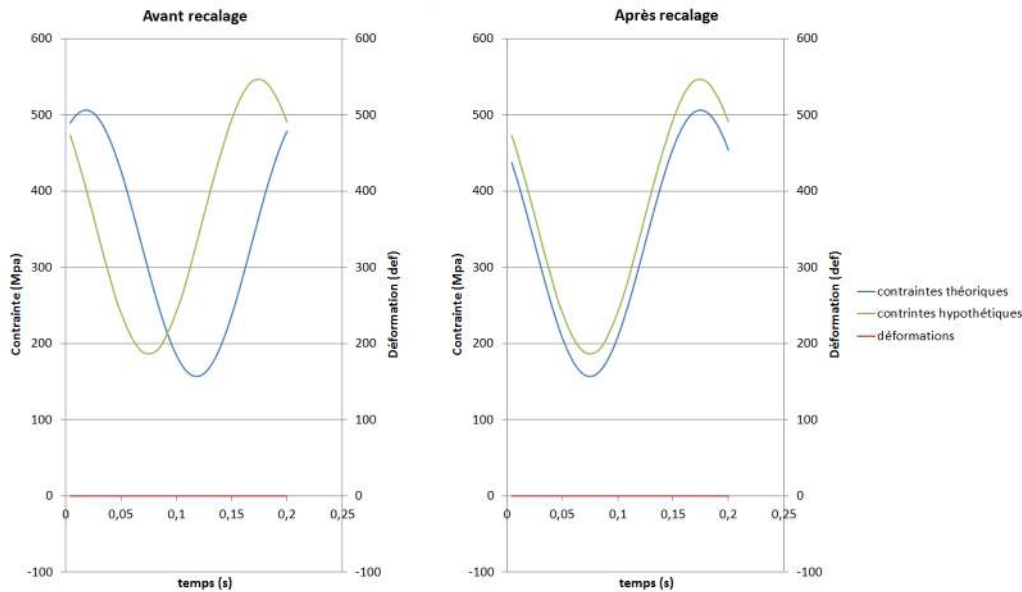


FIGURE 4.12 – Recalage des courbes de contraintes et de déformations

La première étape consiste donc à reconstruire la courbe représentant l'évolution de la contrainte au cours d'un cycle de sollicitation. Pour cela, nous avons fait l'hypothèse que cette courbe est une sinusoïde parfaite. Elle peut donc être reconstruite à l'aide de l'équation 4.3 :

$$\sigma_{theo}(t) = \sigma_{moy} + \sigma_{ampl} * \sin(2\pi ft + \varphi) \quad (4.3)$$

σ_{moy} est la contrainte moyenne du cycle, exprimée en MPa, σ_{ampl} est l'amplitude de la contrainte au cours du cycle, exprimée en MPa, f est la fréquence de l'essai, et t est le temps, compris entre 0 et 0,1s sur un cycle. φ est le déphasage de la courbe. C'est ce dernier paramètre que nous allons modifier pour recalibrer la courbe de contrainte sur la courbe de déformation.

Le recalage des deux courbes se fera en utilisant une méthode des moindres carrés, visant à minimiser l'écart relatif entre les deux courbes. Pour faciliter l'opération, la courbe des déformations est transformée en courbe des contraintes "hypothétiques" en multipliant chaque point de la courbe par le module d'élasticité théorique du matériau (module d'élasticité à l'état initial, $E_{th}=65\text{GPa}$). Les deux courbes à recaler sont ainsi du même ordre de grandeur, ce qui améliore la précision du recalage (figure 4.12).

$$\sigma_{hyp}(t) = \varepsilon(t) * E_{th} \quad (4.4)$$

Nous avons donc deux courbes représentant les contraintes "hypothétiques" et les contraintes "théoriques" à recaler l'une sur l'autre.

Pour cela, nous utilisons le solveur d'Excel. Le solveur va faire varier la valeur de φ pour minimiser la fonction objectif θ exprimée par :

$$\theta = \sum_{t=0}^{0,1} (\sigma_{hyp}(t) - \sigma_{theo}(t))^2 \quad (4.5)$$

Cette opération permet de connaître la valeur du paramètre φ pour laquelle les courbes de contrainte et de déformation sont parfaitement recalées. Il est donc possible d'associer à chaque valeur de déformation calculée une valeur de contrainte. Il est donc possible de remonter à la valeur du module d'élasticité.

Le calcul du module se fera à partir de deux points spécifiques sélectionnés sur la courbe. Les points seront choisis aux extrémités hautes et basses de la courbe de déformation (déformations minimales et maximales). Ce choix a été motivé par le fait que ces deux points correspondent aux parties de la courbe où la valeur absolue de la dérivée est minimale (proche de 0). Cela limite les erreurs liées au recalage des courbes.

Ce module d'élasticité est calculé à différents stades de l'essai et il est donc possible d'évaluer son évolution en fonction du nombre de cycles. Lorsque le matériau s'endommage, son module d'élasticité a tendance à diminuer. Ainsi, nous définissons une variable d'endommagement D normalisée sur l'essai telle que :

$$D = \frac{E - E_f}{E_i - E_f} \quad (4.6)$$

E est le module calculé à un instant t , E_i est le module calculé lors de la première mesure de l'essai, et E_f est le module calculé lors de la dernière mesure de l'essai, c'est à dire juste avant la rupture lorsque l'éprouvette ne tient pas 1 million de cycles, ou bien après un million de cycles lorsque l'éprouvette résiste tout au long de l'essai.

4.3.2.3 Méthode d'exploitation des données thermiques

La cartographie de température en surface de l'éprouvette est relevée tout au long de l'essai. La donnée utilisée pour cette étude est l'augmentation de la température en fonction du temps. Pour cela, la première étape est de soustraire la première image à chacune des images du film réalisé. Chaque image représente donc une cartographie de la différence de température par rapport à l'état initial.

Seul le mors inférieur de la machine d'essai est mobile, et donc susceptible de s'échauffer. Un pré-chauffage de la machine est donc réalisé en la faisant fonctionner à vide avant de lancer l'essai. Cette méthode a permis de diminuer fortement l'influence de ce facteur dans le suivi d'essai. Les mesures réalisées montrent une très faible différence d'échauffement entre les deux extrémités de l'éprouvette (de l'ordre de $0,1^\circ\text{C}$ tout au long de

l'essai). La température de référence utilisée pour la mesure de l'évolution de la température en surface de l'éprouvette est une moyenne de la température sur la totalité de la surface de l'éprouvette. Ce choix repose sur l'hypothèse que la contrainte est constante dans l'éprouvette, du fait de la section uniforme de celle-ci.

Pour s'affranchir des facteurs environnementaux, une autre plaque réalisée avec le même matériau est placée dans le champ de la caméra le long de l'éprouvette (Figure 4.13). Une moyenne de l'évolution de la température en surface de cette plaque est aussi réalisée. Cette variation est causée uniquement par les variations de température du milieu extérieur. La seule différence entre les deux températures provient donc de la sollicitation mécanique de l'éprouvette. C'est cette donnée qui nous intéresse. Pour l'obtenir, on retranche la température mesurée à la surface de l'éprouvette non sollicitée T_{ambiante} à celle de l'éprouvette sollicitée $T_{\text{éprouvette}}$ (figure 4.14).

$$T_{\text{corrigée}} = T_{\text{éprouvette}} - T_{\text{ambiante}} \quad (4.7)$$

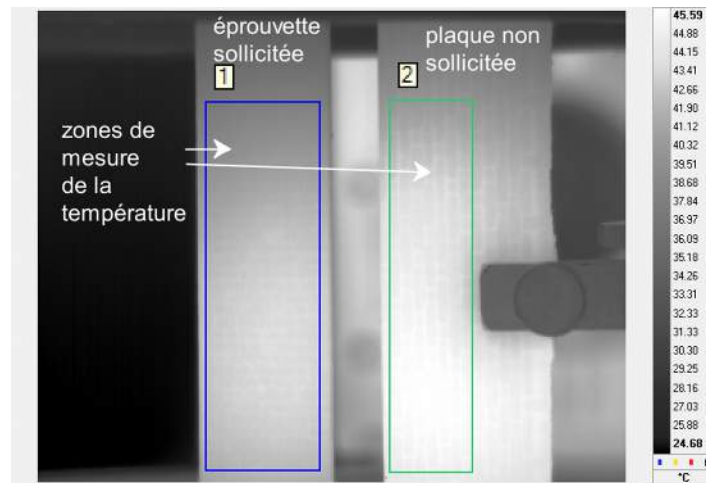


FIGURE 4.13 – Zones de mesure de la température

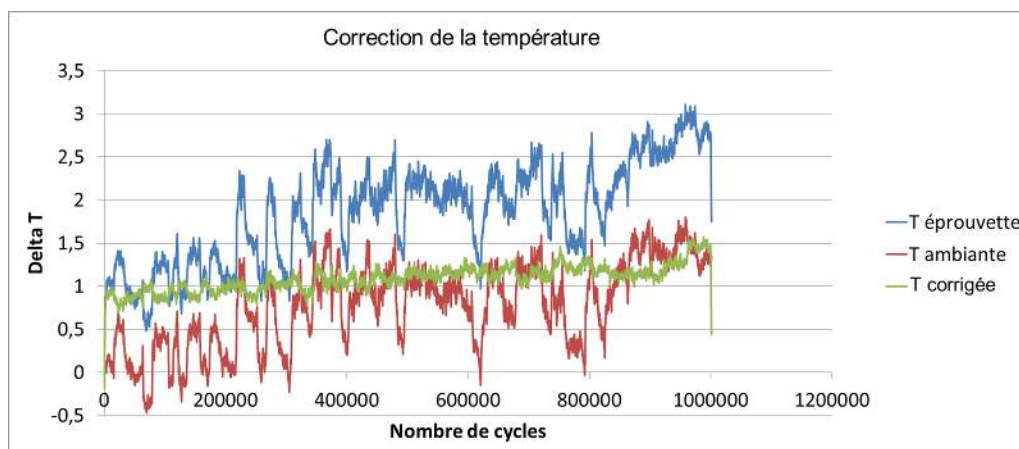


FIGURE 4.14 – Correction de la température

4.3.2.4 Essai préliminaire

Les essais réalisés visent à déterminer le comportement à l'endommagement en fatigue de matériaux composites. Le but est d'arriver à observer l'endommagement progressif du matériau, jusqu'à sa rupture due à une sollicitation en fatigue. Le nombre de cycles limite fixé est de 1 million, ce qui correspond à un cas classique en aéronautique. Ce nombre correspond aussi au nombre de cycles pour lequel la limite d'endurance est déterminée avec la méthode de Risitano.

Le premier chargement appliqué correspond à 50% de la charge maximale à rupture du matériau. Les paramètres du chargement appliqué sont récapitulés dans le tableau 4.1.

N° de l'essai	f (Hz)	R	% de F_r	F_{max} (kN)	F_{min} (kN)	F_{moy} (kN)	F_{ampl} (kN)
1	5	0,1	50	25	2,5	13,75	11,25

TABLE 4.1 – Paramètres de l'essai préliminaire

Cet essai s'est poursuivi jusqu'au million de cycles sans que nous n'observions de rupture de l'éprouvette. L'essai s'est donc conclu par un essai de traction statique jusqu'à rupture de l'éprouvette. La résistance résiduelle après l'essai est de 46kN, soit 92% de l'effort à rupture initial.

Nous avons constaté au cours de cet essai l'apparition progressive de délaminage dans l'éprouvette. Ce délaminage était étendu à toute l'éprouvette au moment de la rupture.

Ce phénomène est un phénomène classique de l'endommagement des matériaux composites. Cependant, étant donné que l'éprouvette cruciforme conçue pour les essais bi-axiaux comporte des plis de renforts, nous allons tenter de minimiser ce phénomène au maximum. En effet, il a été montré que ce type de structure présente d'importantes prédispositions au délaminage [Samborsky 08]. Le délaminage au niveau des plis de renfort de l'éprouvette doit être évité le plus possible car il entraîne une redistribution des contraintes dans la zone centrale qui peuvent devenir difficiles à quantifier.

Au vu des résultats du premier essai, les essais réalisés ensuite se feront avec un rapport de contrainte de 0,3 à la place de 0,1. En limitant l'amplitude de la sollicitation, on limite ainsi l'apparition de délaminage. Ce rapport de 0,3 reste suffisamment élevé pour être représentatif d'un chargement réel. La fréquence sera augmentée à 10Hz pour des raisons de gain de temps.

4.3.2.5 Evolution des essais : rapport de contrainte de 0,3

N° de l'essai	f (Hz)	R	% de F_r	F_{max} (kN)	F_{min} (kN)	F_{moy} (kN)	F_{ampl} (kN)
2	10	0,3	45	22,5	6,75	14,625	7,875
3	10	0,3	55	27,5	8,25	17,875	9,625
4	10	0,3	60	30	9	19,5	10,5
5	10	0,3	65	32,5	9,75	21,125	11,375
6	10	0,3	70	35	10,5	22,75	12,25

TABLE 4.2 – Paramètres des essais de fatigue uni-axiaux

Dans un premier temps, un essai à 45% est aussi réalisé pour vérifier l'absence d'endommagement lorsque le chargement est inférieur à la limite d'endurance déterminée. Puis, dans un second temps, nous avons choisi

de faire varier le rapport de contrainte entre 55% et 70%. Les données relatives à tous les essais sont présentées dans le tableau 4.2.

Corrélation entre les mesures thermiques et les mesures cinématiques : mise en évidence de l'endommagement

Nous avons représenté sur la figure 4.15 les courbes montrant l'évolution de la température en fonction du nombre de cycles ainsi que les courbes montrant l'évolution de la variable d'endommagement D en fonction du nombre de cycles pour chacun des chargements appliqués. Dans tous les cas on observe que l'évolution des deux courbes est identique. Ce constat est particulièrement vrai dans les cas de charges les plus élevées. Pour le cas à 55%, la température augmente brutalement au début de l'essai et se stabilise très vite alors que l'endommagement croît plus progressivement. On note cependant un changement de comportement identifiable clairement sur les deux courbes à 600000 cycles : la température et l'endommagement recommencent à croître progressivement après un palier de stabilisation. Ce constat est aussi valable pour le cas à 60% où on distingue une augmentation sensible de la température et de l'endommagement à 900000 cycles.

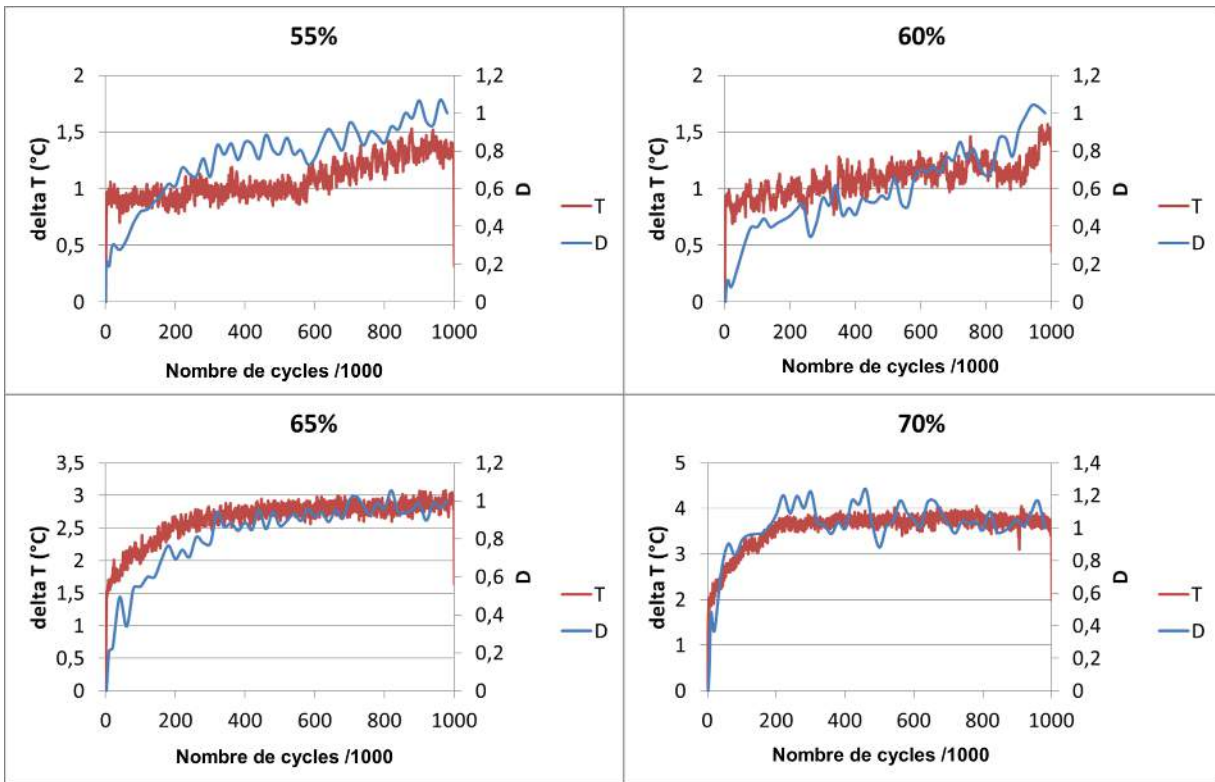


FIGURE 4.15 – Comparaison entre température et endommagement pour différents taux de chargement

Ces constats permettent de confirmer l'intérêt du double moyen de suivi d'essai par extensométrie optique et thermographie infrarouge dans la détection d'endommagement dans les structures composites.

Observation du comportement thermique et élastique du composite en fatigue

La figure 4.16 montre l'évolution du module d'élasticité dans le sens de la sollicitation en fonction du nombre de cycles écoulés et la figure 4.17 montre l'évolution de la température observée en surface de l'éprouvette en fonction du nombre de cycles écoulés pour les différents cas de charge appliqués.

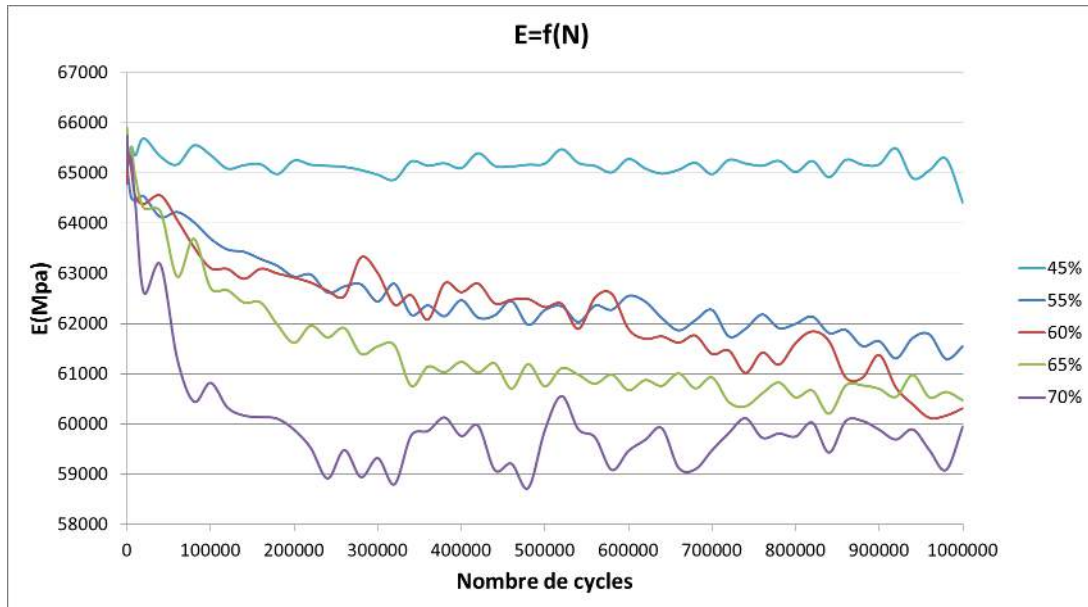


FIGURE 4.16 – $E=f(N)$ pour différents taux de chargement en uni-axial

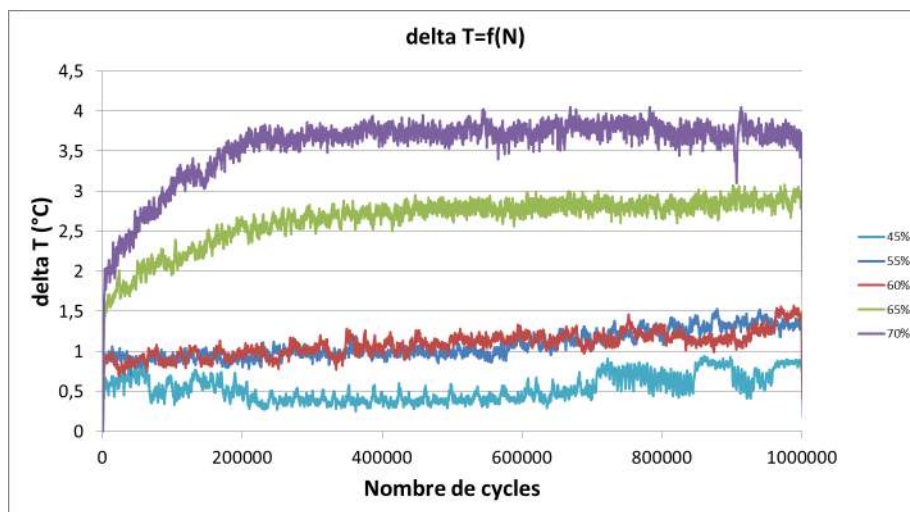


FIGURE 4.17 – $\Delta T=f(N)$ pour différents taux de chargement en uni-axial

Le premier constat est que l'on retrouve la tendance observée avec la méthode de Risitano mise en oeuvre précédemment. Pour un essai à 45% de la charge à rupture statique, on n'observe pas d'endommagement au

cours de l'essai. L'élévation de température au cours de l'essai est inférieure à 1°C et ne semble pas subir d'évolution majeure. Les seules variations observées sont liées aux variations de la température du milieu extérieur. Le module d'élasticité ne subit aucune évolution.

Entre un chargement de 55% et 60% de Fr, les écarts entre les courbes sont assez réduits. Que ce soit au niveau du module ou de la température, les courbes sont pratiquement superposées. Dans les deux cas on observe une augmentation assez rapide de la température au début de l'essai (jusqu'à 4000 cycles environ) suivie d'un palier où l'augmentation est plus lente. Le module d'élasticité suit globalement la même évolution avec une diminution importante jusqu'à 200000 cycles puis une diminution plus lente par la suite. Dans les deux cas ces variations se font dans des quantités similaires. Pour un chargement de 60% on observe une augmentation subite de la température qui coïncide avec une diminution de module d'élasticité en toute fin d'essai (environ 900000 cycles).

A l'opposé, lorsque le chargement dépasse 65% de Fr, on observe un changement de comportement important. La température subit une phase d'augmentation rapide en début d'essai (jusqu'à 20000 cycles), puis une augmentation plus lente jusqu'à environ 200000/300000 cycles, et une phase de stabilisation jusqu'à la fin de l'essai. Le module connaît la même évolution avec une diminution rapide au début de l'essai puis plus lente par la suite. Cependant les amplitudes d'évolution sont sensiblement différentes des cas précédents. Pour 200000 cycles, le module d'élasticité est passé de 65500 MPa à 62000 MPa pour les cas à 65%, et de 65500 MPa à moins de 60000 MPa pour le cas à 70% de Fr alors que pour les deux cas précédents il n'était passé que de 65500 MPa à 63000MPa. De même, la température à 200000 cycles a augmenté de respectivement 2,5°C et 3,5°C pour les cas à 65% et 70% de Fr contre environ 1°C pour les autres cas.

Ces observations traduisent une différence de comportement endommageable notable à partir de 60% de la contrainte à rupture statique, valeur qui se situe juste au-dessus de la limite d'endurance déterminée avec la méthode de Risitano. Nous remarquons toutefois que dans le cas des matériaux composites, lorsque le chargement appliqué est supérieur à celui correspondant à la limite d'endurance, l'évolution de la température est différente du comportement décrit dans la littérature. En effet, au bout de 10000 cycles, la température ne se stabilise pas. Son augmentation est moins rapide mais néanmoins significative. Cette augmentation se poursuit jusqu'à environ 200000 ou 300000 cycles. Ainsi, la température relevée au bout de 10000 cycles ne correspond pas réellement à la température de stabilisation. Cependant pour les cas de charges inférieurs à cette limite ou proches, l'hypothèse de stabilisation de la température au bout de 10000 cycles est recevable.

Examen des propriétés résiduelles du composite

Vu qu'aucun des chargements appliqués à l'éprouvette n'a conduit à une rupture totale de l'éprouvette au bout de 1 million de cycles, un essai de traction à rupture post-fatigue a été réalisé pour déterminer la contrainte à rupture résiduelle du matériau. Ces contraintes à rupture sont récapitulées dans le tableau 4.3.

Nous remarquons à la lecture de ce tableau que la résistance résiduelle à rupture dans le cas de l'éprouvette chargée à 55% de Fr est légèrement supérieure aux autres cas. Au-delà de 55%, les propriétés résiduelles semblent être indépendantes du chargement appliqué. Il faudrait cependant confirmer cela à l'aide d'une étude statistique sur un plus grand nombre d'éprouvettes. En-dessous de la limite d'endurance, à 45% de Fr, la résistance à rupture de l'éprouvette n'est pas affectée.

% de Fr	45	55	60	65	70
Force à rupture (kN)	50	47	46	45	45,5
Section de l'éprouvette (mm ²)	59	59	59	59	59,2
Contrainte à rupture (MPa)	847	795	770	762	768
% contrainte à rupture initiale	100	93,5	90,5	89,6	90,3

TABLE 4.3 – Contraintes résiduelles du composite après essai de fatigue 1 million de cycles pour différents chargements

Commentaires sur l'endommagement du composite

Dans le cas d'un chargement à 70% de Fr, l'évolution de la température tout comme celle du module d'élasticité semblent se stabiliser complètement après 300000 cycles alors qu'elles ont tendance à augmenter légèrement pour le cas à 65%. Nous n'avons observé dans aucun des cas une rupture totale. L'endommagement observé correspond à une apparition et une progression de la fissuration matricielle. Pour les cas de charges de 55% nous n'avons pas observé de délaminage à la fin de l'essai, alors que celui-ci commençait à apparaître pour 60% de Fr et était fortement présent pour 65% et 70% de Fr. Dans les deux derniers cas, celui-ci commençait même à être visible macroscopiquement dès 300000 cycles environ pour 70% et à 500000 cycles pour 65%. Ce constat explique l'allure des courbes observées. La température a tendance à augmenter progressivement lors de la progression de la fissuration matricielle. Dès l'apparition de délaminage, elle a tendance à augmenter plus lentement. Le matériau semble atteindre un seuil de saturation d'endommagement dans le cas de 70% de Fr. La progression de la fissuration de la matrice est stoppée tout comme celle du délaminage.

Cette hypothèse semble correspondre avec les observations des contraintes à rupture résiduelles. Dans les cas à 60%, 65% et 70% de Fr, l'apparition de délaminage est signe que les propriétés du matériau sont proches d'atteindre leur dégradation maximale avant rupture. En effet, dans tous les cas le module d'élasticité à la fin de l'essai est proche de 60 GPa, valeur qui s'est stabilisée dans le cas à 70% de Fr. Il semble qu'à ce niveau la matrice est trop endommagée pour participer efficacement à la reprise des efforts. Ces efforts sont alors repris quasi-exclusivement par les fibres. On n'observe alors pas de rupture car le chargement est trop faible pour atteindre la contrainte à rupture des fibres.

4.3.2.6 Bilan

En résumé, on retrouve bien lors de cette étude les 3 phases principales d'endommagement d'un composite en fatigue :

- Une première étape où la fissuration matricielle apparaît et dégrade les propriétés élastiques du matériau.
- Une seconde étape où la fissuration matricielle atteint l'interface entre les plis et crée du délaminage. Il est probable qu'il apparaisse aussi dans cette phase de la décohérence entre fibres et matrice, mais ce phénomène n'a pas pu être mis en évidence clairement. Cette étape atteint un seuil limite où les propriétés du matériau n'évoluent plus.
- Une dernière étape de rupture des fibres, atteinte pour un niveau de chargement supérieur à celui nécessaire pour endommager complètement la matrice. Cette étape n'a pas été atteinte dans notre cas.

La méthode de Risitano avait apporté une estimation de la limite d'endurance entre 50 et 60% de la

contrainte à rupture du matériau. Une nuance peut être ici apportée à l'utilisation de cette méthode dans le cas particulier des composites dont tous les plis sont orientés dans le sens de la sollicitation. En effet, nous avons montré qu'autour du chargement critique, le composite atteint un seuil d'endommagement avancé de par l'importance de la fissuration matricielle présente. Cependant, même si les propriétés mécaniques se trouvent affectées, le matériau est toujours capable de reprendre une charge importante dans le sens des fibres (environ 90% de la charge critique initiale). Il apparaît que, dans ce cas précis, la méthode de Risitano ne donne pas la limite d'endurance au sens classique, où la rupture finale du matériau arrive pour 1 million de cycles, mais plutôt une limite pour laquelle l'endommagement du matériau est présent et s'est développé suffisamment pour affecter ses propriétés mécaniques, toujours au bout d'un million de cycles. Dans les cas de plis orientés à 45°C, Toubal [Toubal 04] avait trouvé une bonne corrélation entre les courbes S-N et la méthode de Risitano. Il observait une rupture finale de l'éprouvette pour des chargements très voisins de la limite d'endurance déterminée. Dans le cas de telles éprouvettes, les fibres ne sont pas sollicitées directement. C'est le cisaillement des plis qui prédomine. C'est donc la fissuration matricielle qui cause la rupture finale de l'éprouvette, contrairement à notre cas où l'effort est encore repris par les fibres, même après une dégradation importante de la matrice.

4.4 Conclusion

Nous avons développé dans ce chapitre une méthodologie d'observation de l'endommagement de composites en fatigue, basée sur l'utilisation de mesures de champs. Ces mesures, utilisées en dynamique, ont permis d'acquérir des données thermiques et de déplacements sur toute la surface de l'éprouvette. Cette méthodologie a été appliquée à un suivi d'essai en fatigue uni-axiale de composites, sur des éprouvettes standards.

L'utilisation de caméras rapides s'est montrée très efficace pour la mesure des déplacements par corrélation d'images en dynamique, même à des fréquences élevées. Il a été ainsi possible de calculer un module d'élasticité à partir de mesures directes, sans avoir à interrompre l'essai. L'évolution de ce module d'élasticité a pu être observée tout au long de l'essai. Le couplage de ces mesures avec des mesures de l'élévation de la température par thermographie infrarouge a permis de corréler l'endommagement de l'éprouvette avec une augmentation de la température à la surface de celle-ci. Cependant, même si les mesures thermiques ont permis de donner une tendance de l'évolution de la température au cours de l'essai, la mesure reste très bruitée. Ce bruit est en très grande partie dû aux variations de température du milieu extérieur. En effet, les essais ont lieu dans une pièce de vie, où plusieurs personnes sont amenées à travailler. Il est dans ce cas difficile de maîtriser les conditions de température. La méthode de correction présentée s'est montrée efficace pour notre étude mais sera trop limitée pour une étude des effets thermoélastiques, où les variations de température sont très faibles. Il sera dans ce cas nécessaire d'isoler complètement la zone de l'essai afin de limiter au maximum les échanges avec le milieu extérieur.

La méthode de Risitano a été mise en oeuvre pour déterminer la limite d'endurance à 1 million de cycles du matériau. Les essais de fatigue réalisés par la suite ont conduit à préciser la signification de cette limite dans le cas des composites dont tous les plis sont orientés dans le sens de la sollicitation (continuité des fibres dans le sens de l'effort). Cette limite correspond au chargement à partir duquel on observe de l'endommagement dans l'éprouvette à l'issue du million de cycles, sans forcément atteindre une rupture des fibres. Elle a permis de déterminer le chargement critique à partir duquel l'éprouvette présente un endommagement visible au bout d'un million de cycles.

Chapitre 5

Etude du comportement en fatigue bi-axiale du composite

Sommaire

5.1	Etat de l'art sur la fatigue bi-axiale sur les matériaux composites	139
5.2	Caractérisation en fatigue bi-axiale du composite G926/RTM6	141
5.2.1	Détermination de la limite d'endurance par la méthode de Risitano	142
5.2.2	Etude en fatigue bi-axiale du matériau : étude sur 1 million de cycles	143
5.3	Critique du design d'éprouvette cruciforme proposé	163
5.3.1	Analyse des causes de l'endommagement	163
5.3.2	Critique des éprouvettes cruciformes en composites monoblocs	164
5.4	Redéfinition du cahier des charges de l'éprouvette pour répondre aux exi- gences liées à la fatigue	166
5.4.1	Définition des besoins de l'éprouvette	166
5.4.2	Définition des conditions aux limites de la zone centrale de l'éprouvette	166
5.4.3	Bilan	171
5.5	Conclusion	172

Au chapitre 3, une éprouvette cruciforme a été conçue pour répondre aux besoins spécifiques des composites dans le cadre d'une sollicitation bi-axiale. Il a été montré au travers d'un essai de traction bi-axiale en statique que l'éprouvette donnait de bons résultats. La rupture finale de l'éprouvette avait lieu dans la zone centrale.

Au cours du chapitre 4, nous avons présenté une méthodologie pour caractériser le comportement de composites en fatigue. Cette méthode repose sur l'utilisation combinée de corrélation d'images numériques et de thermographie infrarouge. Elle consiste à déterminer, dans un premier temps, la limite d'endurance du matériau avec la méthode de Risitano, puis des essais de fatigue sont réalisés pour étudier le comportement du matériau pour des chargements proches de cette limite d'endurance. Ceci permet alors de déterminer l'évolution de l'endommagement au cours du temps.

Cette méthode a tout d'abord été mise en oeuvre pour caractériser le comportement en fatigue uni-axiale de matériaux composites. Elle s'est montrée robuste et a permis de réaliser l'observation de trois phases d'endommagement, qui se développent différemment en fonction du chargement appliqué.

Nous allons, dans ce chapitre, mettre en oeuvre cette méthode pour la caractérisation en fatigue bi-axiale du matériau composite. Cette étude sera réalisée avec l'éprouvette cruciforme conçue au chapitre 3. La méthodologie appliquée sera identique à celle utilisée dans le cadre de l'étude en fatigue uni-axiale.

Les résultats seront ensuite interprétés et plusieurs pistes d'évolution seront proposées afin de renforcer leur fiabilité.

5.1 Etat de l'art sur la fatigue bi-axiale sur les matériaux composites

Nous avons observé dans le chapitre précédent que la fatigue uni-axiale sur des matériaux composites a très largement été étudiée dans la littérature. Les phénomènes de dégradation de ces matériaux ont été observés et compris dans une très grande quantité de cas. Cependant, dans la réalité, il est rare qu'une structure ne soit soumise qu'à des cas de charge uni-axiaux. Les états de contrainte d'une structure en service sont généralement multi-axiaux et il est donc de première importance de comprendre l'influence de cette multi-axialité des contraintes sur le comportement à l'endommagement de ces matériaux.

La rareté des données dans ce domaine d'étude provient en grande partie de la complexité de la mise en oeuvre de tels essais. Il existe principalement 4 moyens pour obtenir un état de contrainte bi-axial :

- utilisation de tubes sollicités en traction avec une pression interne,
- utilisation de tubes ou de barres sollicités en traction/torsion ou traction/flexion,
- utilisation d'éprouvettes cruciformes sollicitées en bi-traction, bi-compression ou traction/compression,
- utilisation de plaques en double flexion.

Dans le cadre de cette étude, nous avons à notre disposition une machine d'essai bi-axiale pour éprouvettes cruciformes. Nous nous limiterons alors au cas de ce type d'éprouvettes. Contrairement aux autres méthodes, ce moyen d'essai permet de garantir une bonne homogénéité des contraintes dans l'épaisseur du stratifié testé. Il permet aussi la réalisation d'essais de fatigue avec une fréquence élevée. Cependant, nous avons vu dans le chapitre 3 que la conception des éprouvettes nécessaires pour effectuer de tels essais était un point crucial et, pour l'heure, pas parfaitement maîtrisé. En conséquence, très peu de travaux ont pu être trouvés dans la littérature.

Parmi les travaux recensés, les travaux menés par Smith et Pascoe [Smith 89] portent sur l'identification du comportement en statique et fatigue bi-axiale sur un composite fibres de verre/résine polyester. Le tissu utilisé est un tissu équilibré. L'étude comporte une série d'essais avec différents angles de sollicitation en uni-axial et bi-axial. Les chargements bi-axiaux sont soit identiques sur les deux axes, soit opposés (traction/compression) pour générer du cisaillement. L'éprouvette cruciforme utilisée comporte une section centrale carrée de 60 mm de côté. Les bras sont renforcés par des plaques en duralumin afin d'éviter une rupture dans les bras de l'éprouvette. La mesure des déformations se fait par l'utilisation d'un extensomètre positionné dans la zone centrale. Pour le cas de la fatigue avec un chargement en phase des deux bras de l'éprouvette restant dans le domaine de la traction pure, la propagation de l'endommagement observée est constituée majoritairement de fissuration matricielle au travers des interfaces entre plis, ou à la jonction entre les zones riches en résine et les fibres. Lors de sollicitations avec de fortes contraintes (faible nombre de cycles), le délaminage est généralement localisé. A l'inverse, lors de chargements avec de faibles contraintes et un nombre élevé de cycles de sollicitation, le délaminage se propage beaucoup plus, jusqu'à décoller totalement certains plis du reste du stratifié.

Une autre étude a été menée par Radon et Wachnickin [Radon 85] sur des éprouvettes cruciformes possédant une entaille dans leur zone centrale. Le matériau est un tissu de verre avec une résine bisphénol. L'étude consistait à évaluer l'évolution de la fissure lors d'essais bi-axiaux avec un certain rapport de contrainte entre les deux bras (allant de 0 à 4). Pour un rapport de 1, l'évolution de la longueur de la fissure se fait en 3 phases. Dans un premier temps, l'augmentation de sa taille est quasi-nulle, puis elle augmente progressivement pour

5.2 Caractérisation en fatigue bi-axiale du composite G926/RTM6

Maintenant que les modes d'endommagement du composite ont pu être observés lors de différents cas de chargement uni-axiaux, une étude similaire va être menée pour tenter d'identifier les différences de comportement en sollicitation bi-axiale dans le plan. Cette étude permettra aussi de valider l'utilisation de la méthode de Risitano dans le cas bi-axial. Enfin, ces essais permettront aussi de valider le design de l'éprouvette cruciforme.

La méthodologie d'essai reste la même que celle utilisée précédemment. Elle consiste à utiliser simultanément deux caméras rapides pour l'acquisition des images nécessaires à la réalisation des mesures par corrélation d'images numériques, placées de part et d'autre de l'éprouvette pour avoir les données sur les deux faces, et une caméra thermique pour mesurer les variations de températures en tout point de la surface de la pièce.

La méthode pour l'étude du comportement en fatigue bi-axiale sera ici aussi composée de trois phases principales :

- Méthode de Risitano pour la détermination de la limite d'endurance.
- Essais en fatigue bi-axiale sur un million de cycles.
- Essais statiques à rupture post-fatigue.

Un schéma de l'éprouvette est présenté sur la figure 5.1, sur lequel les appellations utilisées pour désigner les différentes parties de l'éprouvette sont répertoriées. Ces appellations seront utilisées tout au long de l'étude pour la localisation des phénomènes observés. L'éprouvette sera placée dans cette configuration sur toutes les images utilisées. Les directions des axes principaux de sollicitation sont aussi représentées.

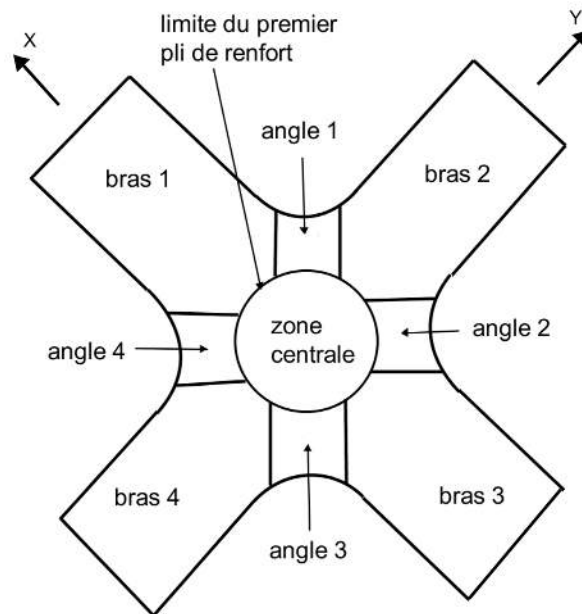


FIGURE 5.1 – Dénomination des différentes zones de l'éprouvette cruciforme

5.2.1 Détermination de la limite d'endurance par la méthode de Risitano

Dans cette étude, nous nous limiterons à un cas de sollicitation identique sur les deux axes de l'éprouvette. On parlera dans ce cas de taux de bi-axialité de 1. L'effort sera identique et la sollicitation sera en phase sur les deux axes. L'évolution de la température sera relevée au centre de l'éprouvette sollicitée. Elle sera moyennée sur une zone d'environ $3 \times 3 \text{mm}^2$. La sollicitation sera ici aussi composée de plusieurs séries de 10000 cycles appliquées avec un chargement croissant jusqu'à atteindre la rupture de l'éprouvette.

Nous avons montré au chapitre précédent que la limite d'endurance était très peu dépendante de la fréquence de sollicitation ainsi que du rapport de contrainte appliqué. Nous allons vérifier si cette hypothèse est vérifiable dans le cas bi-axial. Pour des raisons de quantité d'éprouvettes disponibles, seulement deux chargements seront testés :

- cas n°1 : $R=0,1$ et $f=5\text{Hz}$
- cas n°2 : $R=0,3$ et $f=10\text{Hz}$

La charge critique a été déterminée lors d'un essai de traction bi-axiale statique jusqu'à rupture de l'éprouvette. Cet essai a donné une charge limite de 27kN sur les deux axes et a donné une rupture dans la zone centrale de l'éprouvette. C'est sur ce chargement que nous avons basé les différents niveaux de charge des essais. Les résultats sont présentés sur la figure 5.2.

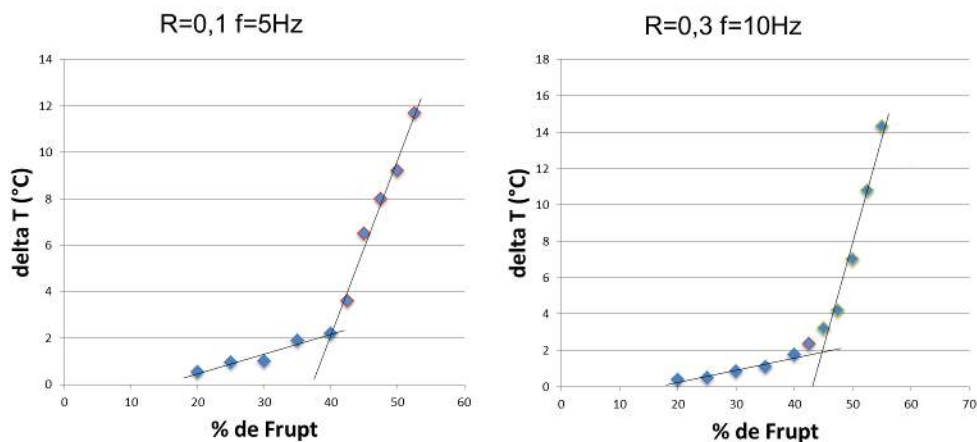


FIGURE 5.2 – Comparaison de la méthode de Risitano bi-axiale pour deux cas de charges

Nous remarquons sur cette figure que les allures des courbes sont conformes à ce que prédit la méthode de Risitano. Dans les deux cas, la limite d'endurance déterminée se situe entre 40 et 45% de la charge maximale statique. Cela confirme l'hypothèse de faible dépendance de cette limite au rapport de contrainte ainsi qu'à la fréquence d'essai. Les essais de fatigue bi-axiale sur 1 million de cycles seront donc menés avec une fréquence de 10Hz et un rapport de 0,3 pour garder une cohérence avec les essais uni-axiaux réalisés.

Cependant, on note une différence de comportement des éprouvettes lorsque le chargement s'approche d'un chargement important. Dans les deux cas nous observons l'apparition de délaminage entre les plis continus passant par la zone centrale et les plis de renfort de chaque côté de l'éprouvette. Ce délaminage est amorcé au niveau des bords de la zone centrale et se propage le long des bras de l'éprouvette. Il a pour conséquence d'entraîner une perte de la cohésion de l'éprouvette autour de la zone centrale qui perturbe la

concentration des contraintes au centre de l'éprouvette. Ainsi, on observe une rupture des fibres en bordure de la zone centrale, à la base des bras dans le cas n°1 (figure 5.3) et à l'intérieur d'un des bras à environ 3cm de la zone centrale dans le cas n°2. Ce constat pose un problème car la rupture n'est alors pas causée par un état bi-axial mais pratiquement uni-axial. Cependant il semble qu'un chargement extrême (amplitude élevée) tend à provoquer une rupture des fibres plus précoce de la pièce et plus proche de la zone centrale (le délaminage se propage moins dans les bras).

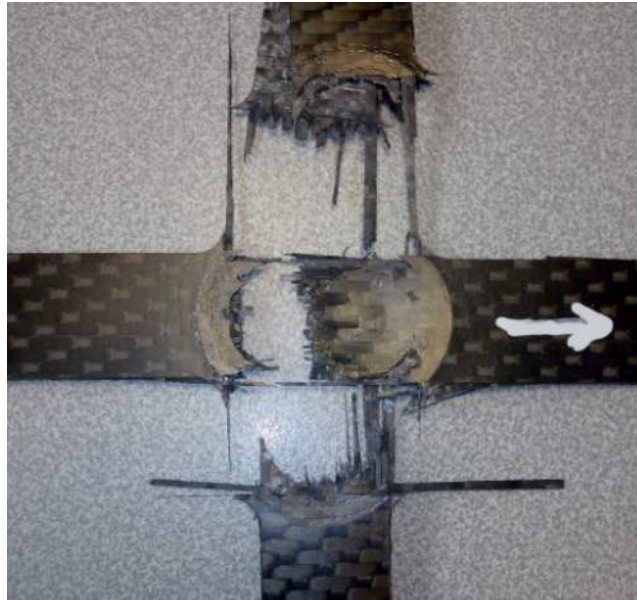


FIGURE 5.3 – Rupture de l'éprouvette suite à l'essai $R=0,1$ et $f=5\text{Hz}$

5.2.2 Etude en fatigue bi-axiale du matériau : étude sur 1 million de cycles

Suite à l'application de la méthode de Risitano, il a été déterminé que la limite d'endurance se situe près de 40% de la charge à rupture. Pour essayer de comprendre les mécanismes d'endommagement du matériau nous allons réaliser des essais sur 1 million de cycles en appliquant 4 chargements différents. Tout d'abord nous allons appliquer un chargement de 40% puis de 45% pour observer la dégradation du matériau lorsque l'on se situe à proximité de la limite d'endurance. Ensuite nous allons appliquer un chargement inférieur (30%) pour vérifier que l'éprouvette ne s'endommage pas dans ces conditions. Enfin nous allons appliquer un chargement plus important, proche du chargement critique constaté avec la méthode de Risitano (environ 60% de la charge à rupture). Les paramètres concernant les chargements appliqués sont répertoriés dans le tableau 5.1. Les chargements sont toujours appliqués avec une force égale sur les deux bras de l'éprouvette, et en phase.

N° de l'essai	f (Hz)	R	% de F_r	F_{max} (kN)	F_{min} (kN)	F_{moy} (kN)	F_{ampl} (kN)
1	10	0,3	30	8,0	2,4	5,2	2,8
2	10	0,3	40	10,8	3,2	7,0	3,8
3	10	0,3	45	12,2	3,6	7,9	4,3
4	10	0,3	60	16,2	4,8	10,5	5,7

TABLE 5.1 – Paramètres des essais de fatigue uni-axiaux

5.2.2.1 Description de l'essai

Le dispositif de suivi d'essai est identique à celui utilisé dans le cas uni-axial. Il est composé de deux caméras rapides disposées de part et d'autre de l'éprouvette pour réaliser la mesure des déplacements sur les deux faces opposées de l'éprouvette, et d'une caméra thermique pour mesurer les variations de température à la surface de l'éprouvette (figure 5.4).

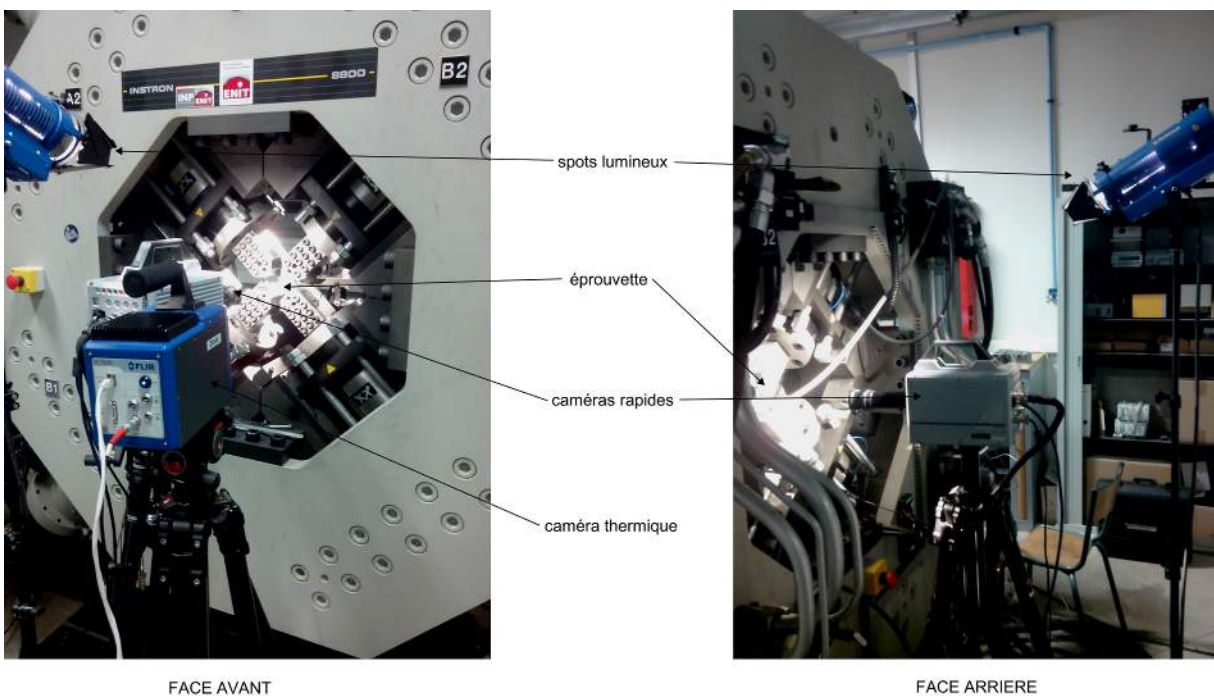


FIGURE 5.4 – Dispositif de l'essai de fatigue bi-axiale

Le déclenchement des caméras est effectué de la même manière que pour l'essai uni-axial, en utilisant des signaux analogiques envoyés par la machine. Ces signaux sont envoyés au tout début de l'essai, puis aux cycles n° 100, 1000, 5000, 10000, puis tous les 20000 cycles jusqu'à 1 million de cycles. Nous avons constaté que la machine d'essai ne permettait pas de respecter la consigne parfaitement avec une fréquence de 10Hz, l'effort maximal et minimal relevé au cours d'un cycle variait d'environ 5% selon le cycle. Cette valeur reste acceptable dans le cadre d'un essai de fatigue longue durée. Cependant, pour fiabiliser au maximum l'estimation de l'effort tout au long du cycle pour lequel on enregistre les déplacements, nous avons décidé d'abaisser cette fréquence à 5Hz au moment de l'acquisition. A cette fréquence, l'erreur d'effort constatée

entre deux cycles est inférieure à 2%, ce qui permettra d'estimer la valeur de l'effort plus précisément au cours d'un cycle, et ainsi d'établir un lien plus précis avec les déplacements observés.

La caméra thermique est démarrée dès le début de l'essai et tourne en continu tout au long de l'essai, qui dure environ 28 heures.

5.2.2.2 Exploitation des données obtenues par corrélation d'images

La corrélation d'images permet de connaître la valeur des déplacements en chaque point de la surface de l'éprouvette. Pour cette étude, nous allons nous intéresser aux déplacements sur deux zones particulières de la pièce. En premier lieu nous allons regarder les déplacements provoqués dans la zone centrale de l'éprouvette, qui est la zone d'intérêt principale car elle est le lieu où l'effort bi-axial est maximal. Il sera aussi intéressant de regarder l'évolution de ces déplacements en dehors de la zone centrale pour évaluer la dégradation de l'éprouvette en dehors de cette zone. En effet, la dégradation de l'éprouvette peut provoquer une transmission des contraintes différente dans la zone centrale. Pour ces observations, nous allons ici aussi utiliser des extensomètres optiques. Ces extensomètres seront placés dans les deux directions principales de sollicitation pour détecter s'il apparaît un déséquilibre entre les deux axes de sollicitation. Ces extensomètres correspondront aux extensomètres présentés dans le chapitre 3, sur la figure 3.26. Nous n'utiliserons dans cette étude que les extensomètres n°1 et 3. Ces extensomètres seront placés sur les deux faces de l'éprouvette, puis l'information de déplacement sera moyennée entre les deux faces, après vérification d'un déséquilibre acceptable.

Nous allons dans un premier temps nous concentrer exclusivement sur l'amplitude des déplacements au cours d'un cycle. Cette information permettra de déterminer l'évolution de l'état des propriétés élastiques du matériau au cours de l'essai sans passer par la détermination d'un module d'élasticité, qui est complexe dans le cas d'éprouvettes cruciformes.

5.2.2.3 Exploitation des données obtenues par thermographie infrarouge

Pour s'affranchir des effets thermoélastiques, et se focaliser uniquement sur la dissipation de chaleur liée à l'endommagement et l'hystérésis, la caméra est réglée pour acquérir 6 images par cycles. Une moyenne est effectuée sur 600 images (100 cycles). Le film final comporte ainsi 10000 images. La première image du film est prise comme une cartographie de température de référence, sans sollicitation mécanique. Cette image est soustraite à chaque image du film réalisé pour obtenir à chaque instant une cartographie de la différence de température par rapport à l'état initial (cartographie relative).

Cette différence de température est relevée à différents endroits de l'éprouvette. Pour chaque point de mesure, la température relevée est une moyenne de température sur une zone d'environ $3 \times 3 \text{ mm}^2$ (10×10 pixels²). Cette taille de fenêtre semble un bon compromis pour capter des phénomènes locaux sans être perturbé par les variations ponctuelles de température.

Tout comme dans le cas uni-axial, une plaque non-sollicitée est placée dans le champ de la caméra pour connaître à tout moment la température ambiante et être capable de la retrancher aux mesures pour s'affranchir des variations de température liées à la température ambiante.

5.2.2.4 Résultats des essais : premières observations

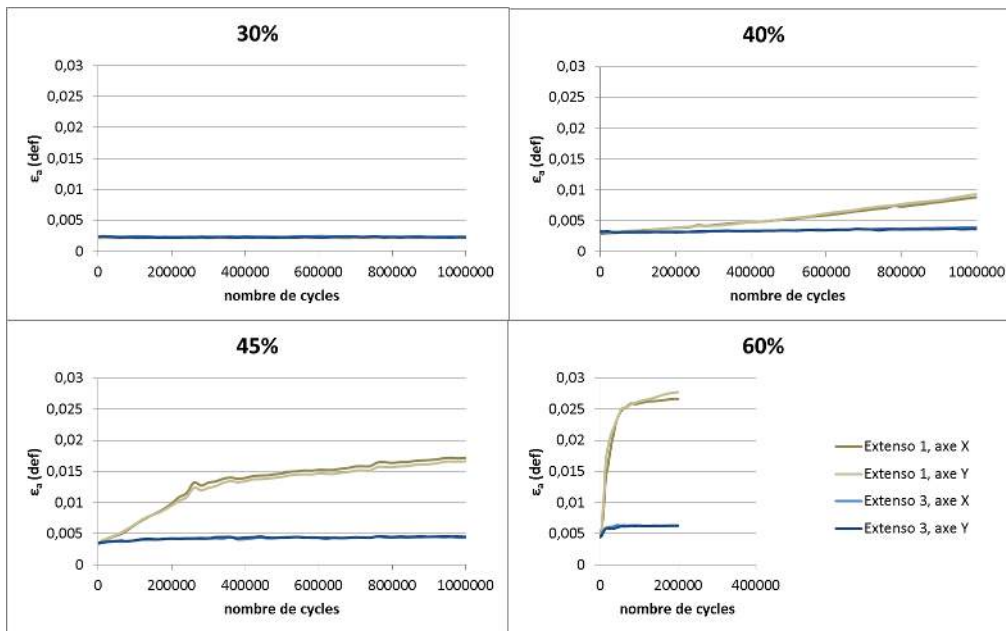


FIGURE 5.5 – Comparaison des amplitudes sur les axes X et Y pour différents cas de charges (%Fr)

La figure 5.5 montre l'évolution de l'amplitude de déformation ε_a au cours du cycle tout au long de l'essai dans les axes X et Y pour les deux extensomètres utilisés. Le premier constat est que les effets du chargement selon les axes X et Y sont similaires, ce qui démontre une bonne symétrie de l'éprouvette ainsi que du chargement. On note cependant une différence de comportement assez importante suivant l'amplitude du chargement appliqué.

Dans le cas d'un chargement à 30% de la charge critique, on ne constate pas d'endommagement visible de l'éprouvette. L'amplitude des deux extensomètres utilisés dans les deux directions ne varie pas du tout entre le début et la fin de l'essai, ce qui montre que les propriétés élastiques du matériau ne sont pas affectées. Dans tous les autres cas on note que l'amplitude de tous les extensomètres augmente au fur et à mesure de l'essai. Il y a donc une dégradation des propriétés élastiques du matériau, et donc apparition d'endommagement.

Dans les cas à 40%, 45% et 60%, l'endommagement se manifeste par une augmentation de l'amplitude des déformations. On note cependant des différences dans la propagation de l'endommagement. A 40%, l'endommagement progresse lentement et linéairement tout au long de l'essai. Ce constat est valable au niveau de la zone centrale (extenso 3), bien que faiblement, comme au niveau de la zone extérieure (extenso 1). A 45%, l'endommagement se propage plus rapidement mais toujours linéairement au début. Sa cinétique diminue ensuite aux alentours de 300000 cycles. L'augmentation de l'amplitude de déformations se poursuit jusqu'à la fin de l'essai mais plus lentement qu'au début de l'essai. Enfin, dans le cas à 60% de la charge à rupture, l'endommagement se propage très rapidement au début. Sa cinétique se réduit fortement autour de 80000 cycles. Son augmentation se poursuit lentement jusqu'à 218000 cycles, où on observe une rupture de l'éprouvette.

En relation avec la méthode de Risitano mise en oeuvre précédemment, on note que pour un chargement de

30%, inférieur à la limite d'endurance déterminée avec Risitano, l'endommagement de l'éprouvette n'apparaît pas. Le matériau reste sain à la fin de l'essai. Lorsque l'on est au voisinage de cette limite d'endurance, à 40%, l'endommagement commence à apparaître mais se propage lentement. L'éprouvette est capable de tenir la charge imposée d'un million de cycles sans présenter de rupture de fibres. En augmentant légèrement le chargement, on constate une différence dans la cinétique d'endommagement, qui croît plus rapidement. Cependant l'éprouvette est toujours capable de tenir le million de cycles sans présenter de rupture de fibres. Enfin, lorsque le chargement devient plus important, à 60% de la charge statique à rupture, l'endommagement se propage très vite et l'éprouvette n'est plus capable de tenir un million de cycles.

La limite d'endurance déterminée au sens de Risitano ne semble pas indiquer le chargement au-delà duquel on observe une rupture finale de l'éprouvette, mais plutôt le chargement à partir duquel l'éprouvette commence à s'endommager sérieusement.

Il est maintenant nécessaire d'analyser ces mécanismes pour comprendre la cinématique d'endommagement de l'éprouvette.

5.2.2.5 Observation des mécanismes d'endommagement de l'éprouvette cruciforme en fatigue bi-axiale

Dans la partie précédente nous avons mis en évidence la présence d'endommagement dans l'éprouvette sous certains chargements. L'extensomètre 1, montre une augmentation très importante de l'amplitude des déplacements des deux bras opposés. L'utilisation combinée de la corrélation d'images et de la thermographie infrarouge va permettre d'identifier quels sont les mécanismes d'endommagement responsables de cette augmentation importante.

Essai à 30%

Nous n'avons pas observé d'endommagement au cours de cet essai. Il est cependant intéressant de contrôler les cartographies de température et de déformations pour avoir un élément de référence.

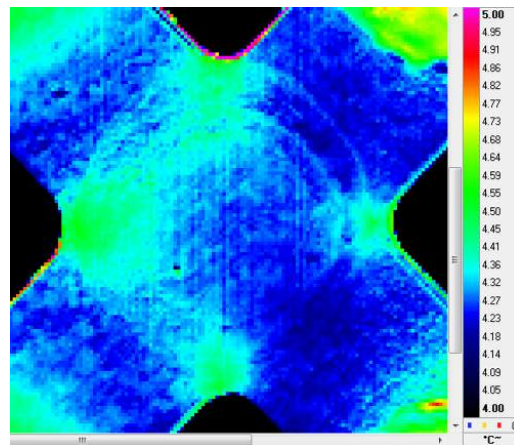


FIGURE 5.6 – Cartographie thermique de l'éprouvette cruciforme pour un chargement à 30%

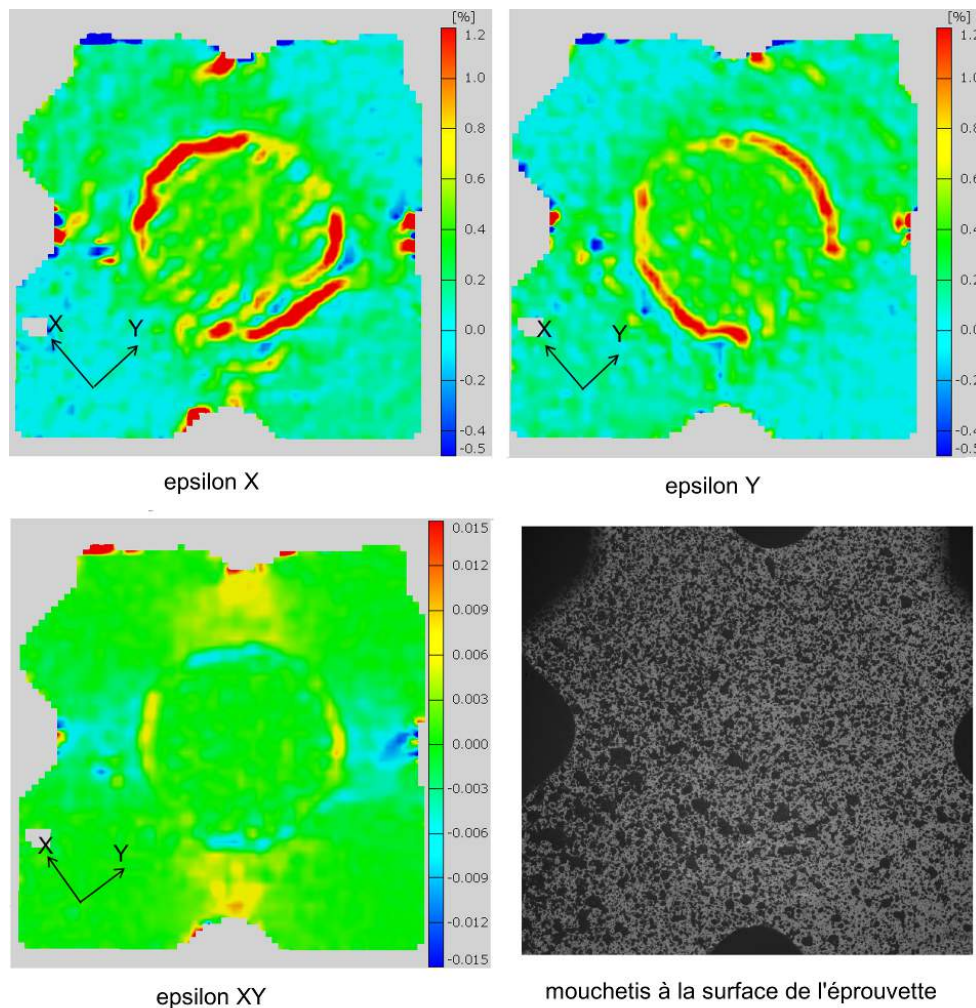


FIGURE 5.7 – Cartographies de déformations de l'éprouvette cruciforme pour un chargement de 30%

Les figures 5.6 et 5.7 montrent respectivement les cartographies thermiques et de déformations de l'éprouvette pour le 500000^e cycle de sollicitation. Nous n'observons pas d'évolution sensible des déformations ni de la température jusqu'à la fin de l'essai. Les déformations sont mesurées au chargement maximal du cycle. Les cartographies de déformations montrent bien l'hétérogénéité des déformations dans l'éprouvette. On remarque en particulier une forte concentration des déformations en X et Y (ϵ_x et ϵ_y) en bordure de la zone centrale. Cette zone correspond à la limite du premier pli de renfort (découpe circulaire). Les déformations sont homogènes dans la zone centrale et plus importantes que dans les bras. On note aussi des concentrations des déformations en cisaillement (epsilon XY) dans les angles de l'éprouvette.

En lien avec la cartographie thermique, on remarque que les zones d'échauffement correspondent précisément aux zones où le cisaillement est important, c'est à dire les angles de l'éprouvette. L'échauffement au niveau de la limite du premier pli de renfort, où se concentrent ϵ_x et ϵ_y est moins perceptible mais présent.

Essai à 40%

Lors de cet essai nous avons constaté une évolution des propriétés élastiques du matériau, c'est à dire que l'éprouvette a commencé à s'endommager.

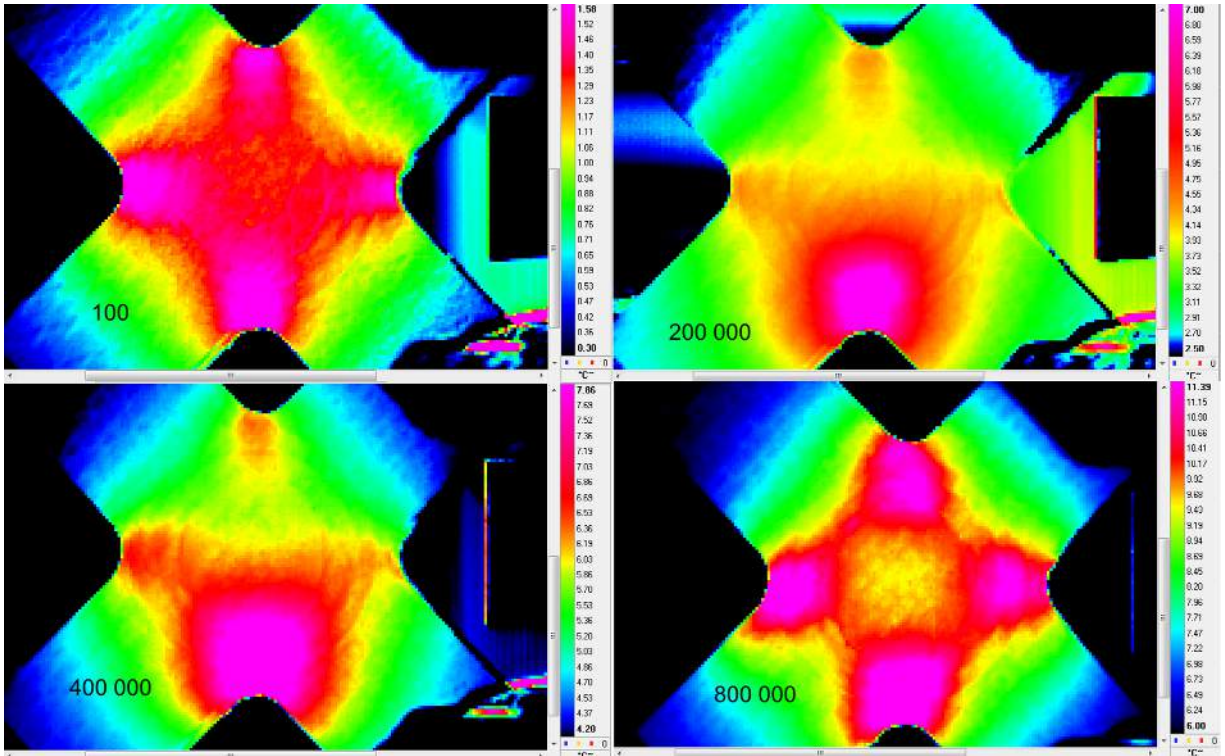


FIGURE 5.8 – Evolution de la température en surface d'éprouvette pour un chargement à 40%

Les cartographies présentées sur la figure 5.8 illustrent la progression de l'endommagement dans l'éprouvette. Au début de l'essai (100 cycles) la température augmente dans les coins de l'éprouvette et dans la zone centrale. La température augmente ensuite de manière plus importante dans l'angle inférieur, qui a tendance à s'endommager plus que les autres (200000 à 400000 cycles). Cela traduit une asymétrie qui peut être due soit à la géométrie de la pièce (mauvais centrage des plis de renfort lors du procédé), soit à la sollicitation. Les autres angles s'endommagent eux aussi vers la fin de l'essai (800000 cycles). On constate aussi qu'à la fin de l'essai, la différence de température entre les coins de la zone centrale et le centre est importante. Ceci indique une distribution différente des contraintes dans l'éprouvette. Enfin, on remarque en fin d'essai un fort gradient de température au niveau de la limite du premier pli de renfort (zone circulaire autour de la zone centrale). Ce gradient indique une discontinuité dans l'éprouvette, qui peut être le signe d'une fracture locale du matériau.

Alors que la figure 5.8 montre la répartition de la température sur la surface, la figure 5.9 permet d'évaluer l'évolution de la température en différents points. Comme on avait pu le constater, la température dans l'angle inférieur (angle 3) augmente rapidement au début, contrairement aux autres angles. La température des autres angles augmente plus rapidement à partir de 500000 cycles environ. La température de la zone centrale augmente continuellement jusqu'à la fin de l'essai mais reste inférieure à la température dans les

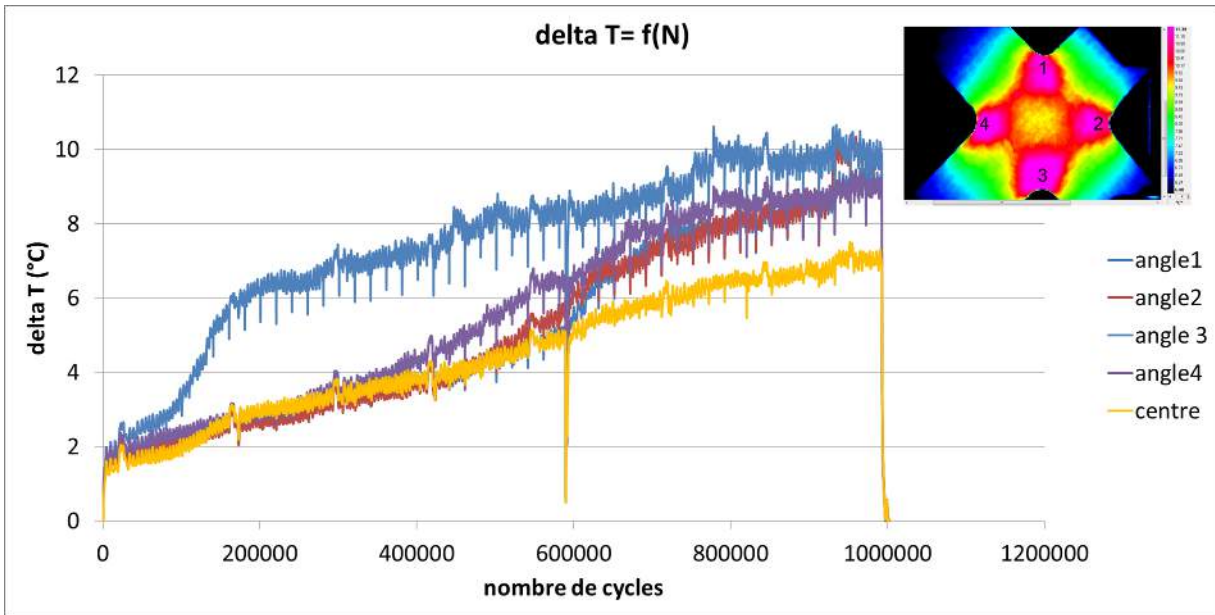


FIGURE 5.9 – Evolution de la température en différents points au cours d’un essai avec un chargement de 40%

angles.

La figure 5.10 montre l’évolution des déplacements suivant l’axe X en tout point de la surface de l’éprouvette à différents cycles. Nous pouvons constater qu’au fur et à mesure de l’essai, des gradients de déplacements de plus en plus importants apparaissent en bordure de zone centrale, au niveau de la limite du premier pli de renfort. Au début de l’essai, les transitions entre les différentes zones critiques de l’éprouvette (bras et zone centrale) ne sont que peu marquées. Les déplacements évoluent progressivement lorsque l’on passe d’une zone à l’autre. A 200000 cycles on commence à voir les frontières entre ces zones plus marquées, les variations des déplacements aux frontières entre ces zones sont plus localisées. A 800000 cycles, on distingue très nettement les frontières entre ces zones. Il apparaît que les déplacements sont très homogènes à l’intérieur même des zones, alors que les gradients de déplacements sont importants lorsque l’on passe d’une zone à l’autre. Nous constatons aussi sur le mouchetis de l’éprouvette au 800000ème cycle que des fissures nettes apparaissent aux interfaces entre ces zones (figure 5.11). Le logiciel ne peut pas réaliser de calculs par corrélation d’images dans ces zones (des trous apparaissent dans les cartographies de déplacements, figure 5.10).

En relation avec les observations par thermographie, on remarque que ce sont les zones où ces gradients de déformations apparaissent qui s’échauffent les plus. En particulier, on remarque que l’angle 3 est celui où l’on observe le gradient de déplacements le plus important à 200000 et 400000 cycles. Nous avons aussi remarqué que c’était celui où la température augmentait le plus rapidement en début d’essai.

On peut observer aussi un mouvement de translation du centre de l’éprouvette dès le début de l’essai dans la direction du bras 3. Il ne s’agit pas d’un mouvement de corps rigide car les extrémités des bras 2 et 4 ne bougent pas. Ce mouvement traduit une légère asymétrie de l’éprouvette. Ce mouvement a tendance à diminuer au fur et à mesure de la dégradation de l’éprouvette. Il commence à 0,5 et finit à 0,3.

Nous pouvons noter également que les gradients de déplacements à l’intérieur des zones correspondant

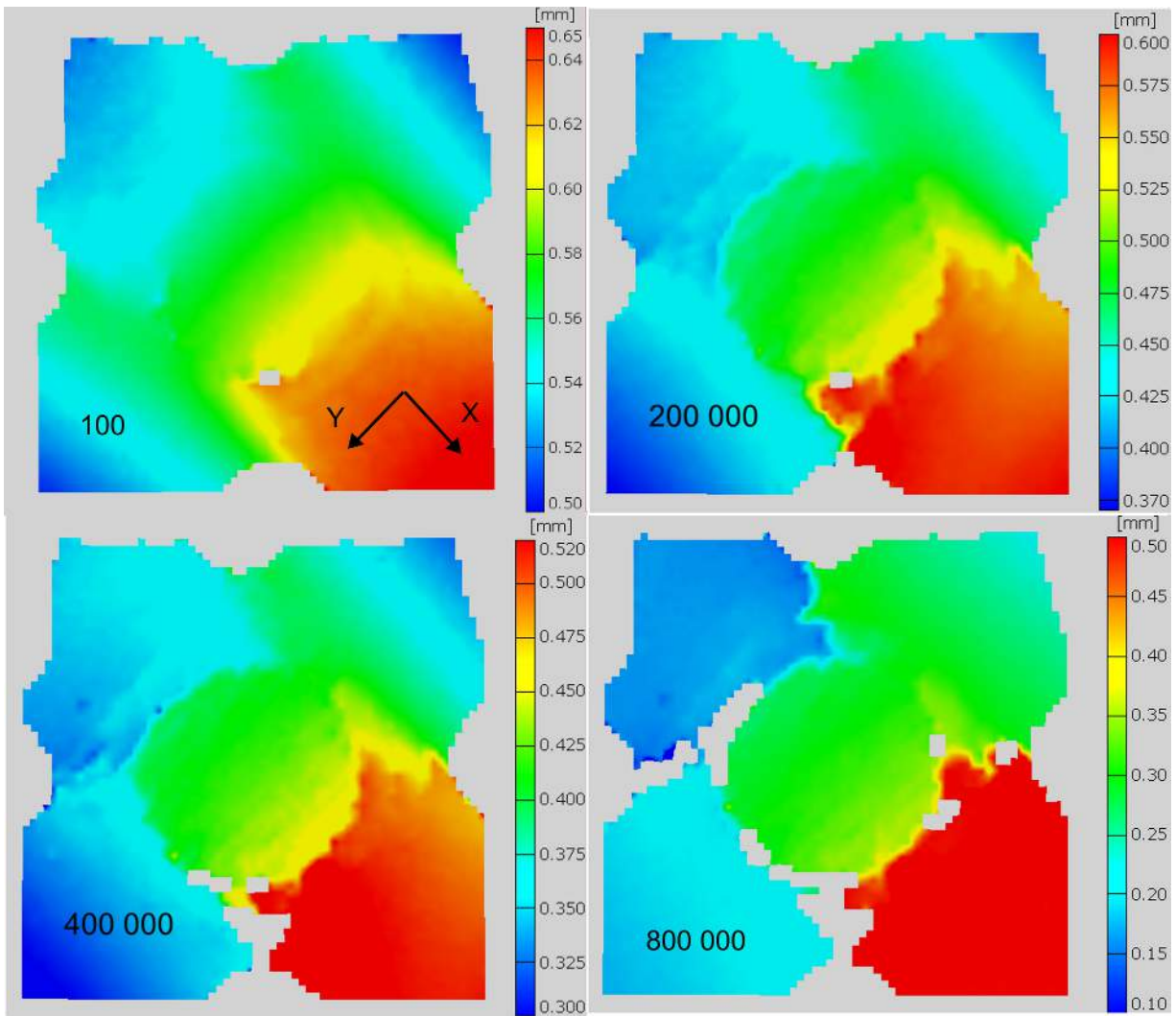


FIGURE 5.10 – Evolution du déplacement suivant l’axe X sur la surface de l’éprouvette au cours d’un essai avec un chargement de 40%

aux bras de l’éprouvette sont très faibles (faibles déformations). Cela veut dire que ces surfaces subissent des déplacements de corps rigides. Cependant les efforts continuent à être transmis à la zone centrale, ce qui veut dire que les plis du centre, qui sont continus dans toute l’éprouvette, ne sont pas rompus. Cette observation s’explique par la présence de délaminage entre les plis continus et les plis de renforts. Ce délaminage est initié peu après le début de l’essai, au moment où l’on commence à observer une élévation des gradients de déplacements au niveau de la limite du premier pli de renfort. La matrice vient se fissurer localement à cet endroit. Au fur et à mesure de la sollicitation, le délaminage se propage à l’interface entre les plis continus et les plis de renforts, ce qui implique que les efforts initialement repris par les plis de renforts ne sont plus transmis à la zone centrale. En ajoutant le fait que l’on observe une rupture au niveau des angles de l’éprouvette, donc à l’endroit où les plis de renforts sont continus et peuvent transmettre des efforts d’un bras de l’éprouvette à l’autre, les plis de renforts délaminés ne sont plus en mesure de transmettre d’efforts.

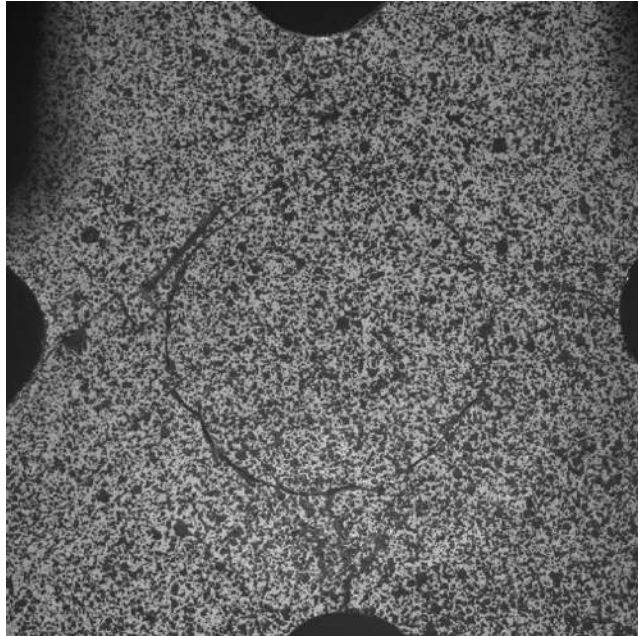


FIGURE 5.11 – Mouchetis de l'éprouvette au 800000ème cycle

C'est pour cela que les déformations à cet endroit sont quasiment nulles.

En résumé, nous avons pu identifier plusieurs modes d'endommagement :

- Une fissuration matricielle autour de la zone centrale au niveau de la limite du premier pli de renfort.
- Une fissuration matricielle par cisaillement au niveau des angles de l'éprouvette.
- Un délaminage progressif entre les plis continus et les plis de renfort.

Essai à 45%

Lors de cet essai nous nous situons un peu plus au dessus de la limite d'endurance estimée par Risitano. L'endommagement observé devrait être supérieur à celui observé dans le cas précédent.

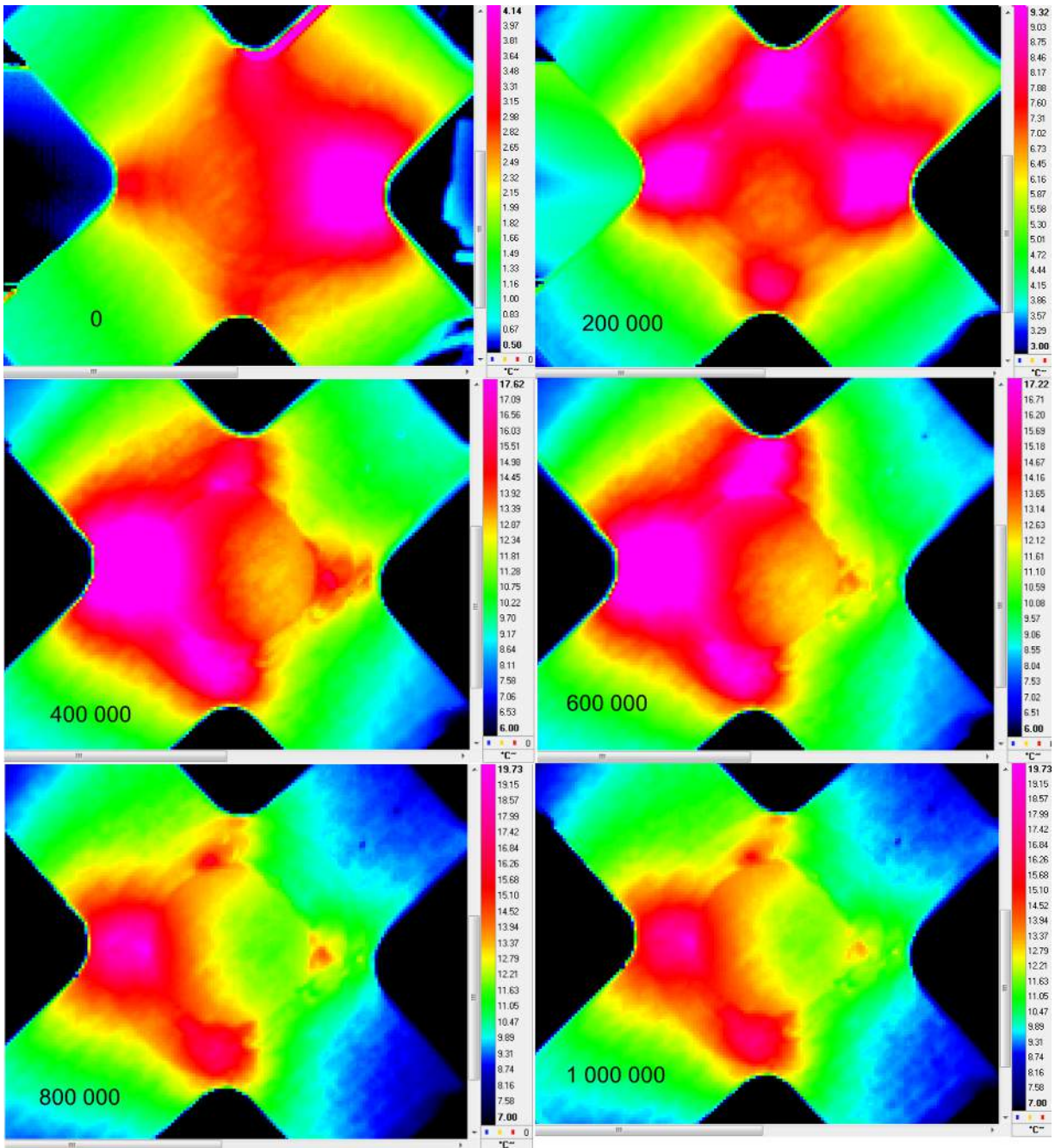


FIGURE 5.12 – Evolution de la température en surface d'éprouvette pour un chargement à 45%

La figure 5.12 montre l'évolution de la température en surface de la pièce à différents cycles de chargement.

La première comparaison que l'on peut faire avec l'essai précédent est que la cinématique d'endommagement des angles est différente. Alors que l'angle 3 était le premier à s'endommager dans le cas à 40%, ici c'est l'angle 2 qui s'endommage en premier. Il semble donc que l'asymétrie de l'endommagement soit due à l'éprouvette et non à la machine d'essai. Cependant la totalité des angles s'échauffent rapidement au fur et à mesure de l'essai. L'endommagement à ce niveau n'est donc pas simultané pour tous les angles mais apparaît pour tous au cours de l'essai.

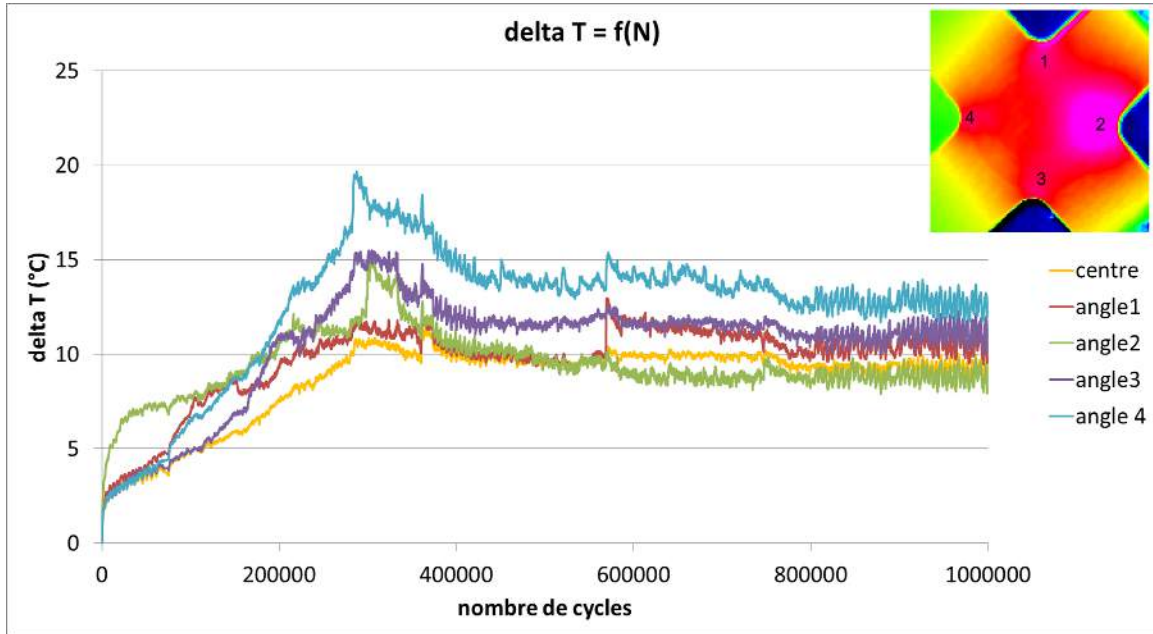


FIGURE 5.13 – Evolution de la température en différents points au cours d'un essai avec un chargement de 45%

L'évolution de la température au cours de l'essai est différente de l'essai précédent. Cette différence est nettement perceptible sur la figure 5.13, où l'on voit l'évolution de la température au centre de l'éprouvette, ainsi que dans les coins de raccord entre les bras. Le premier constat est que l'évolution de la température se fait en trois phases principales. Elle augmente tout d'abord de manière continue jusqu'à 260000 cycles. Durant cette période, on observe une augmentation progressive de la longueur des extensomètres n°1 dans les deux directions (figure 5.5). On note en même temps l'apparition de fissures autour de la zone centrale, au niveau de la limite du premier pli de renfort, ainsi que dans les angles de raccord entre les bras. Ces fissures sont visibles sur le mouchetis (figure 5.14). Durant cette période, les modes d'endommagement semblent être les mêmes que lors du cas précédent. Il y a donc, lors de cette phase, une rupture progressive de la matrice dans les angles de l'éprouvette, ainsi que l'apparition et la progression de délaminage dans les bras de l'éprouvette entre les plis de renfort et les plis continus. L'observation des cartographies des déplacements suivant l'axe X (figure 5.15) permet d'aboutir aux mêmes conclusions que dans le cas précédent (40%).

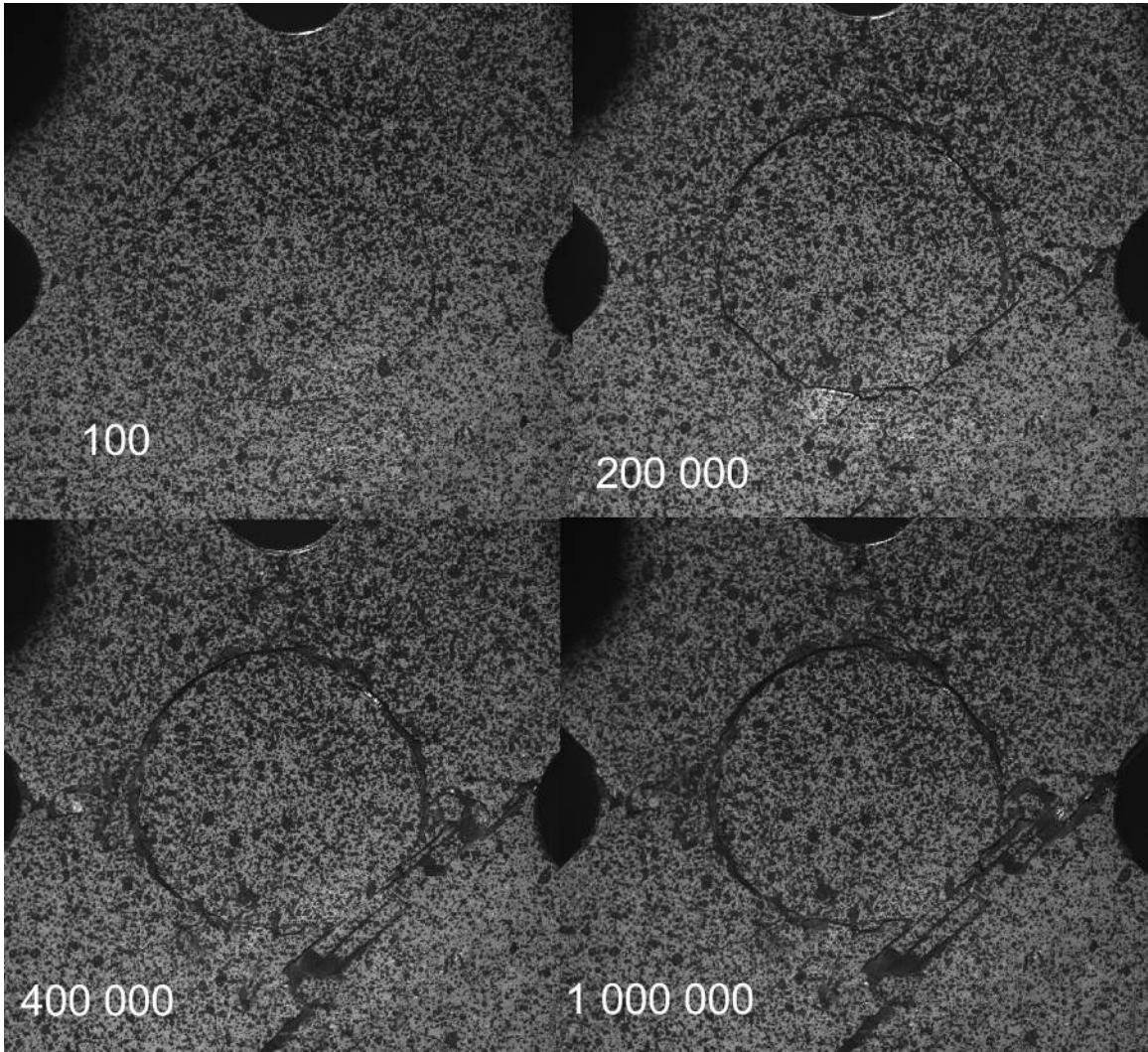


FIGURE 5.14 – Mouchetis de l'éprouvette pour différents cycles

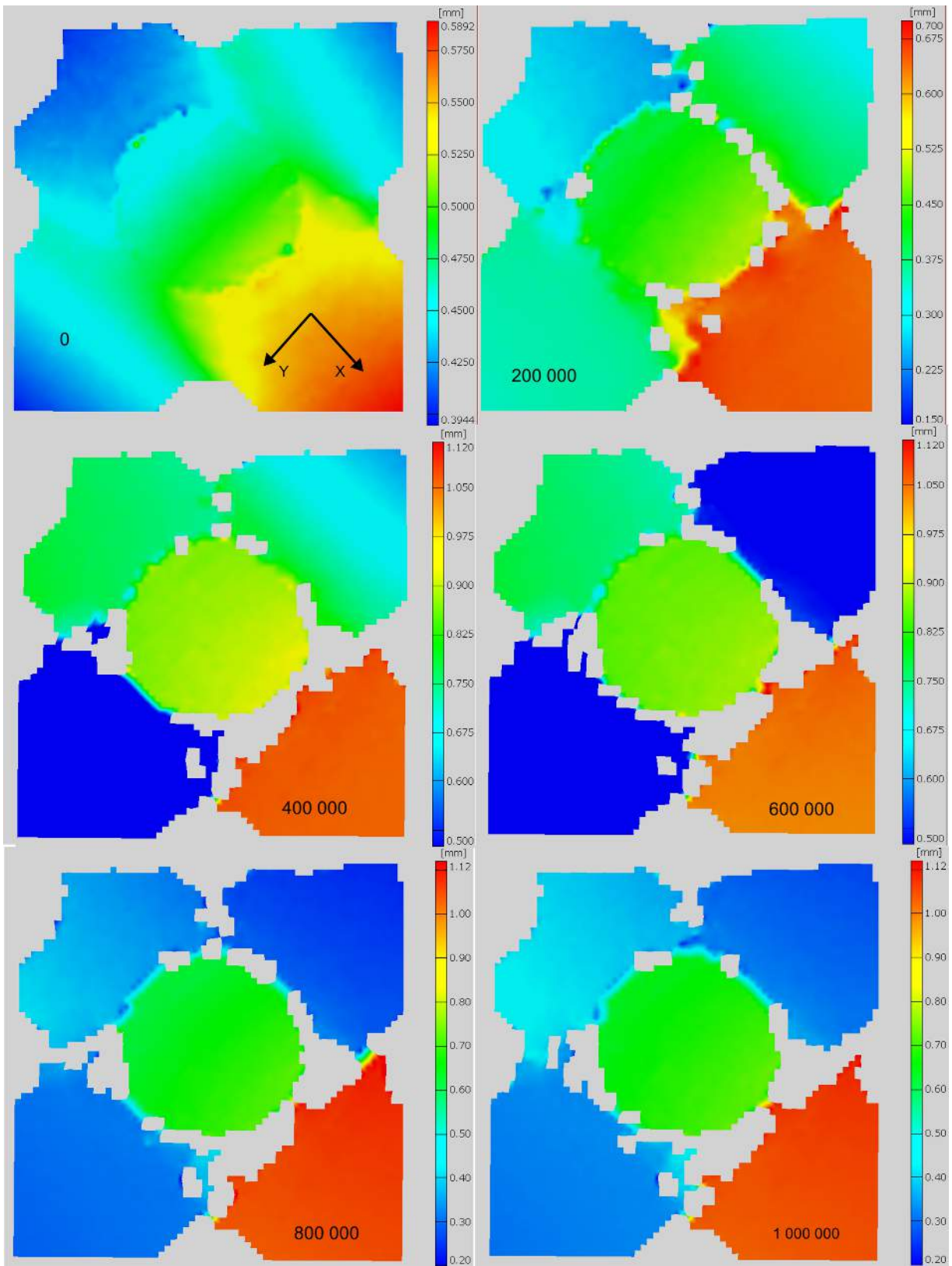


FIGURE 5.15 – Evolution du déplacement suivant l'axe X sur la surface de l'éprouvette au cours d'un essai avec un chargement de 45%

Dans un second temps, la température se stabilise au niveau de la zone centrale. Dans le même temps, on note une augmentation brutale de la température au niveau des angles 2 et 3 vers 280000 cycles, qui diminue ensuite légèrement et se stabilise. L'augmentation de température apparaît plus tôt pour l'angle 3 mais elle se stabilise dans cette même période, après avoir légèrement diminué. Cette zone correspond à une rupture complète des plis de renforts dans les angles de l'éprouvette. Les zones rompues ne permettent plus de transmettre la même quantité d'effort, donc la température a tendance à diminuer. Cet endommagement a pour conséquence de changer la distribution des contraintes dans la zone centrale de l'éprouvette. La cartographie des déplacements à 400000 cycles semble indiquer que seul l'angle 1 n'est pas rompu, car on observe une relative continuité des déplacements dans cette zone, même si le gradient des déplacements est élevé. Il semble ainsi que lors de l'essai précédent, l'endommagement des plis de renfort au niveau des angles de l'éprouvette était bien avancé mais la rupture finale de ces plis n'avait pas encore eu lieu dans cette zone.

Par la suite, la température se stabilise et a même tendance à diminuer jusqu'à la fin de l'essai. Les cartographies de déplacements présentées sur la figure 5.15 montrent que les plis de renforts au niveau des bras subissent pratiquement des mouvements de corps rigide, ce qui signifie que le délaminage est bien présent. L'allongement progressif des extensomètres n°1 (figure 5.5) montre que l'endommagement se poursuit néanmoins dans les bras de l'éprouvette. Cet endommagement est constitué par de la fissuration matricielle dans les plis continus le long des bras, ainsi que la progression du délaminage des plis de renfort dans les bras de l'éprouvette jusqu'aux mors. L'augmentation brusque de la température de l'angle 1 à 560000 cycles est due à une rupture de la matrice dans les plis de renforts au niveau de l'angle. La différence entre les cartographies de déplacements entre les cycles 560000 et 580000 est équivalente à celle présentée sur la figure 5.15 entre les cycles 400000 et 600000. On remarque que pour le cycle 400000, il y a une relative continuité des déplacements entre les bras 1 et 2. La transmission des efforts se fait au niveau de l'angle. Pour le cycle 600000, la transmission des efforts ne se fait plus et on constate une importante différence des déplacements des deux bras. Cela signifie que les plis sont rompus à ce niveau. Les plis de renforts sont alors tous rompus au niveau des angles.



FIGURE 5.16 – Rupture d'une éprouvette cruciforme après 1 million de cycles

Enfin, nous constatons ici encore que l'éprouvette a résisté tout au long de l'essai. Un essai statique à

rupture post-fatigue a montré une rupture dans les bras de l'éprouvette, pour une charge de 17kN (figure 5.16). Ce résultat est très différent de celui obtenu lors de l'essai à rupture statique sur une éprouvette saine, où la rupture avait été constatée pour une charge de 27kN et avait eu lieu dans la zone centrale de l'éprouvette. La cinématique d'endommagement en fatigue de l'éprouvette est donc différente de la cinématique de rupture en statique.

Essai à 60%

Cet essai a pour but d'atteindre une rupture en fatigue de l'éprouvette, afin d'observer l'évolution de l'endommagement jusqu'à la rupture finale de l'éprouvette. La force maximale appliquée lors du cycle de sollicitation (16,2kN) est proche de l'effort à rupture post-fatigue constaté lors du chargement précédent (17kN). Ce chargement correspond aussi à celui pour lequel on avait commencé à observer un endommagement critique de l'éprouvette avec la méthode de Risitano (figure 5.2).

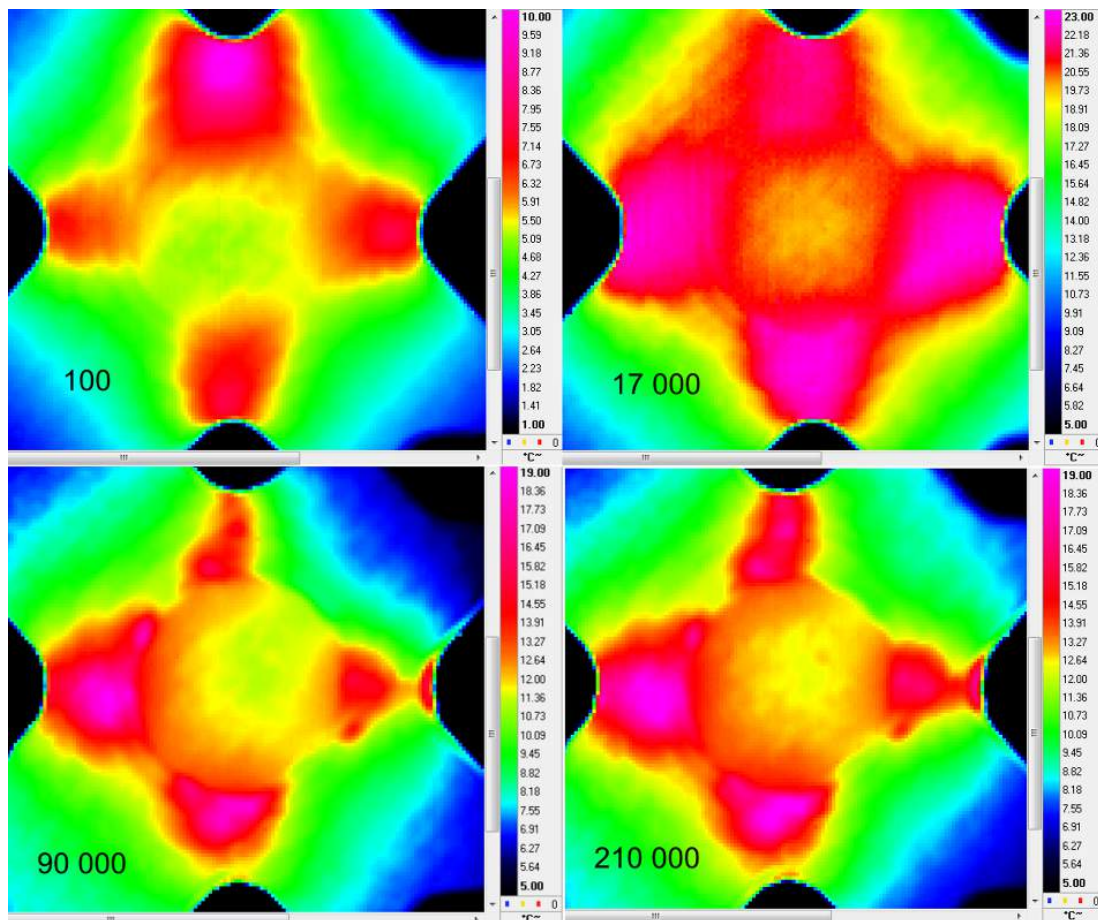


FIGURE 5.17 – Evolution de la température en surface d'éprouvette pour un chargement à 60%

Comme nous l'espérons, l'éprouvette a cassé bien avant le million de cycles. La rupture a eu lieu suite à un phénomène de fatigue à 218000 cycles. Elle est localisée dans un des bras de l'éprouvette et la zone

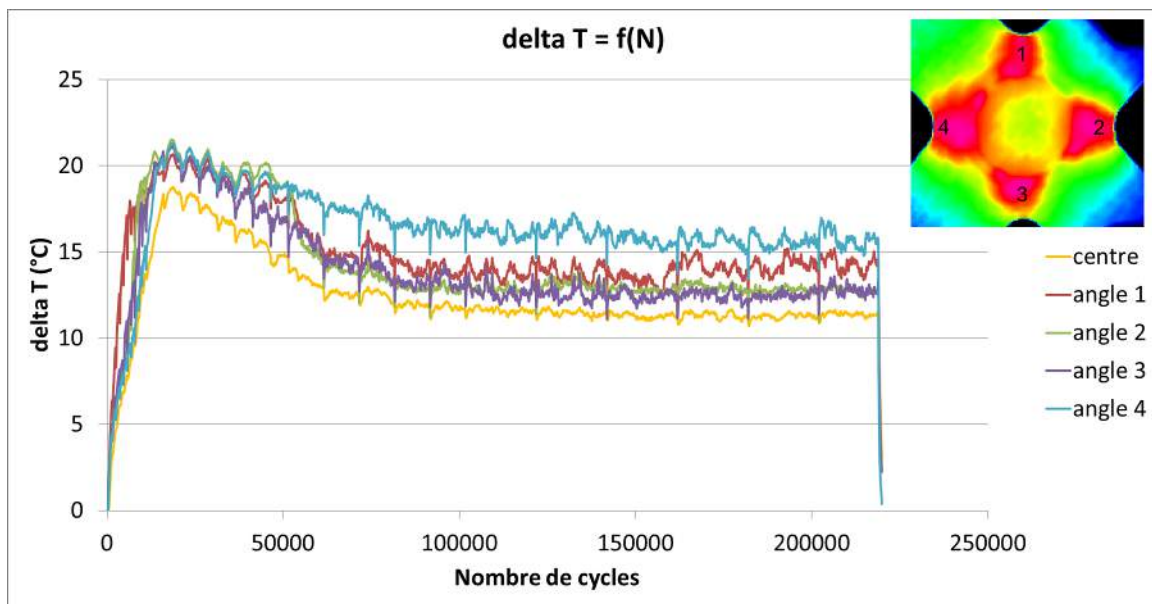


FIGURE 5.18 – Evolution de la température en différents points au cours d'un essai avec un chargement de 60%

centrale ne semble pas cassée. Ces résultats sont cohérents avec ceux obtenus pour l'essai à 45%. Avec cet essai il sera donc possible de suivre la séquence d'endommagement de l'éprouvette jusqu'à sa rupture finale.

L'évolution de la température est similaire à celle observée lors de l'essai précédent. Elle est composée de 3 phases distinctes. L'échauffement (figure 5.17) apparaît rapidement dans un angle (ici l'angle 1), puis la température devient homogène en 17000 cycles. Ceci se traduit sur la figure 5.18 par une montée rapide des courbes de températures. On retrouve bien les 3 phases distinctes de montée en température, ce qui correspond à un fort endommagement, de chute de température lors de l'évolution progressive de l'endommagement jusqu'à saturation, puis de stabilisation de la température avant la rupture finale de l'éprouvette.

Durant la première étape, de 0 à 20000 cycles, la température augmente linéairement (figure 5.18). On remarque que l'angle 1 a tendance à s'échauffer plus rapidement que les autres (figures 5.17 et 5.18). A 17000 cycles, moment à partir duquel la température commence à se stabiliser, les températures de tous les angles sont similaires. On note sur les cartographies de déplacements (figure 5.19) que seuls les angles 1 et 3 semblent rompus complètement. Les deux autres angles semblent cependant bien endommagés car des gradients de déplacements importants sont présents à leur niveau. On remarque aussi, comme dans les cas précédents, la création de fissures au niveau de la limite du premier pli de renfort. Cette fissure s'agrandit progressivement.

Lors de la seconde étape, de 20000 à 90000 cycles environ, la température décroît progressivement, dans la zone centrale comme dans les angles. Cette décroissance est légèrement plus faible pour l'angle 4. La fissuration importante de la surface de l'éprouvette et la dégradation du mouchetis (figure 5.20) ne nous permettent pas de voir précisément les gradients dans cette zone car la corrélation d'images est rendue impossible. Cependant le mécanisme d'endommagement semble similaire aux autres angles, même si son ampleur est plus faible.

Enfin, dans la troisième partie, la température reste stable dans la zone centrale et dans les bras. On ne note pas d'évolution dans les déplacements sur la zone ni dans les bras. Le délaminage progresse dans les bras et la fissuration matricielle se poursuit progressivement. La rupture des fibres survient après que

l'endommagement arrive à saturation dans un des bras de l'éprouvette.

Les mécanismes d'endommagement sont donc les mêmes que ceux observés lors de l'essai précédent.

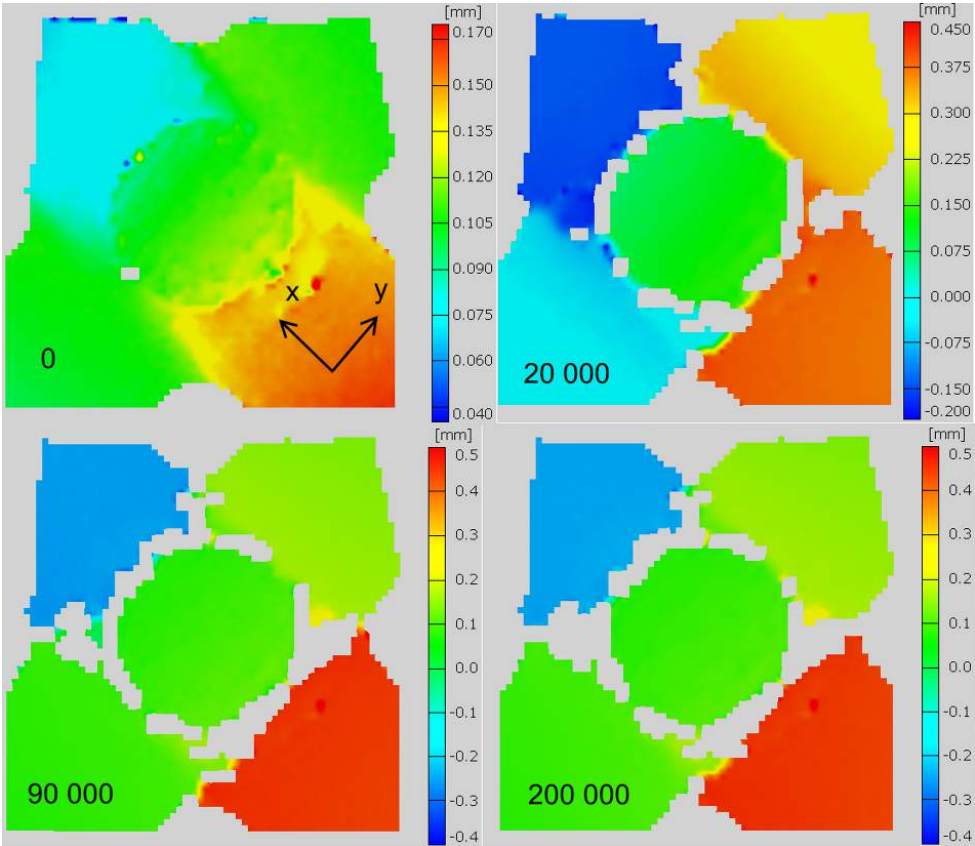


FIGURE 5.19 – Evolution du déplacement suivant l'axe X sur la surface de l'éprouvette au cours d'un essai avec un chargement de 60%

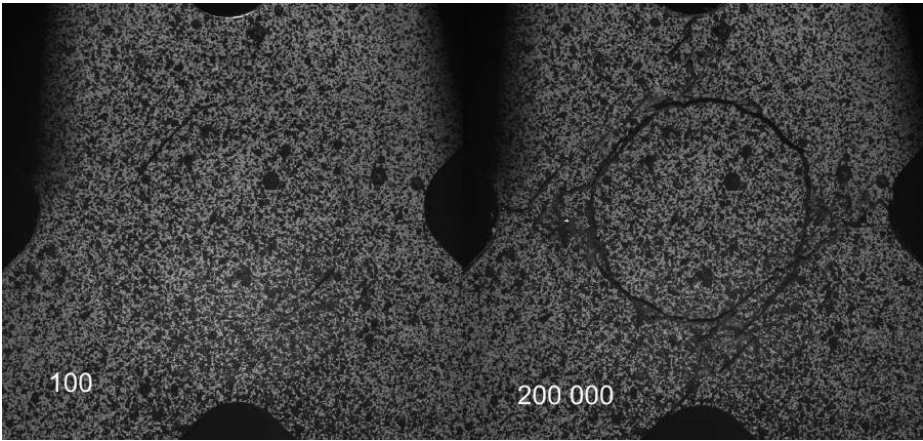


FIGURE 5.20 – Mouchetis de l'éprouvette pour différents cycles

5.2.2.6 Bilan des essais : cinématique d'endommagement de l'éprouvette

Au fil de ces essais, nous avons pu observer différents phénomènes sur lesquels nous nous sommes appuyés pour tenter de remonter à la cinématique d'endommagement de l'éprouvette. Ces observations nous ont montré que cet endommagement se décompose en trois phases principales (figure 5.21).

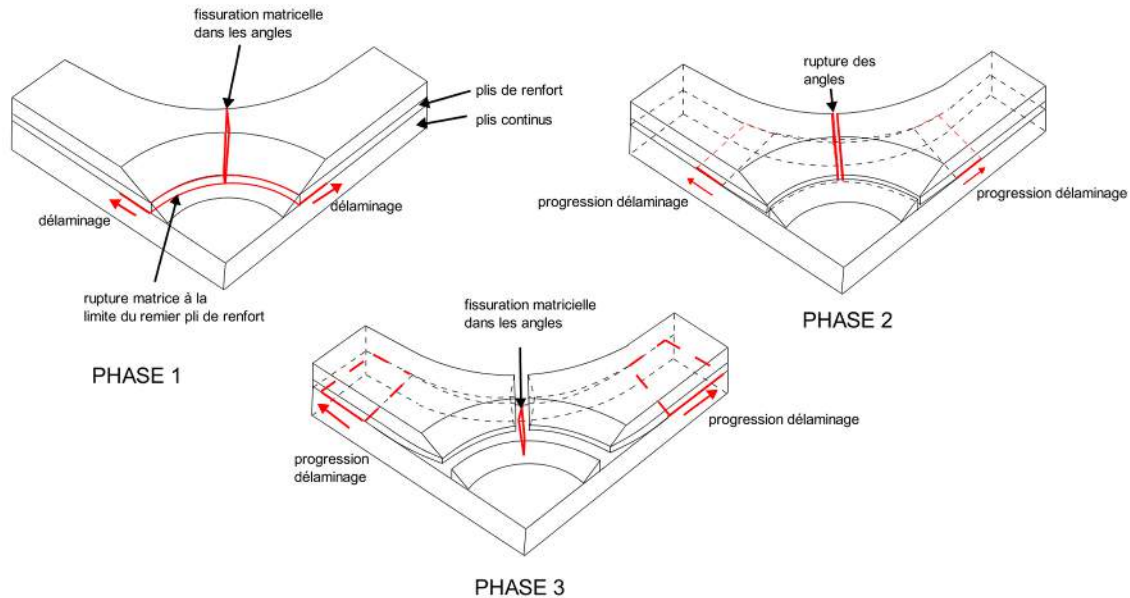


FIGURE 5.21 – Endommagement de notre éprouvette cruciforme sous un chargement en fatigue bi-axiale

La première phase est caractérisée par l'apparition de fissuration matricielle autour de la zone centrale, causée par une sur-contrainte locale due à l'arrêt de pli. Cette fissuration apparaît assez rapidement et se caractérise par une augmentation du gradient de déplacements dans cette zone. Cette fissuration est immédiatement suivie par un début de délamination entre les plis de renfort et les plis continus de l'éprouvette. Ce délamination se propage lentement à l'interface entre ces plis. Dans le même temps, la matrice commence à s'endommager dans les angles de raccord entre les bras, fortement sollicités en cisaillement. On constate ici aussi une forte augmentation du gradient de déplacements dans cette zone, associée à une élévation importante de la température.

La seconde phase comprend la rupture des plis de renfort au niveau des angles de l'éprouvette. Ces bras ne sont alors plus capables de reprendre d'efforts et la température diminue localement. Elle reste cependant élevée car les plis continus ne sont pas encore cassés à cet endroit, et sont donc encore sollicités fortement en cisaillement. Le délamination entre les plis de renfort et les plis continus se propage progressivement.

Enfin, la troisième phase comprend la propagation du délamination dans les bras de l'éprouvette entre les plis de renfort et les plis continus. La fissuration matricielle des plis continus progresse aussi lentement. Cet endommagement se poursuit jusqu'à la rupture définitive des fibres dans un des bras de l'éprouvette. Les variations de température au niveau de la zone centrale sont très faibles car son endommagement ne progresse pratiquement plus.

Cet endommagement pose un problème majeur dans l'étude du comportement de composites en fatigue bi-axiale. En effet, le délamination des plis de renfort entraîne une modification dans la transmission des

contraintes des bras vers la zone centrale. Ces plis de renforts permettaient à l'origine de concentrer les contraintes dans la zone centrale et ainsi favoriser une rupture sous un état de contrainte bi-axial dans cette zone. Cette conception a montré son efficacité dans un cas statique mais, dans un cas de fatigue, la rupture finale de l'éprouvette arrive systématiquement dans les bras de l'éprouvette, donc avec un état de contrainte pratiquement uni-axial.

De plus, avec la rupture progressive de l'éprouvette dans différents modes, il devient difficile d'estimer les contraintes au centre de l'éprouvette. La méthodologie développée qui consistait à utiliser un modèle éléments finis pour déterminer les contraintes dans la zone centrale en fonction de l'effort appliqué dans les bras ne peut plus s'appliquer car la géométrie de l'éprouvette est modifiée. On voit même sur le schéma de la phase 3 sur la figure 5.21 que lors de cette phase on se retrouve pratiquement dans une configuration d'éprouvette plane car les plis de renfort ne peuvent plus transmettre d'effort. Il est donc difficile de réaliser une analyse de comportement matériau, qui repose inévitablement sur la connaissance des contraintes.

Pour ces raisons, il est donc compliqué de faire le lien avec les essais uni-axiaux réalisés pour étudier l'influence de la bi-axialité des contraintes sur le comportement du matériau. Il serait dans ce cas nécessaire soit de trouver le moyen de connaître les contraintes dans la zone centrale au fur et à mesure de l'endommagement de l'éprouvette, soit de proposer un nouveau type d'éprouvette.

5.3 Critique du design d'éprouvette cruciforme proposé

Nous venons de montrer que, lors d'essais de fatigue, un endommagement parasite de l'éprouvette a causé une différenciation du mode de rupture de l'éprouvette. Celle-ci s'est alors cassée dans les bras et non plus dans la zone centrale. De plus, le délaminage des plis de renfort de l'éprouvette a causé une modification de la répartition des contraintes dans la zone centrale, ce qui complique considérablement l'analyse de comportement du matériau.

Nous allons dans cette partie analyser les faiblesses de l'éprouvette conçue. Une fois les faiblesses identifiées, un nouveau cahier des charges sera établi en prenant en compte ces faiblesses. En particulier, nous tenterons de déterminer des conditions aux limites à appliquer en bord de zone centrale dans le cas d'une éprouvette plane pour créer un état de contrainte bi-axial qui favorise une rupture dans le centre de l'éprouvette, en limitant le cisaillement pour qu'il ne soit pas un facteur d'endommagement.

5.3.1 Analyse des causes de l'endommagement

Afin de comprendre les causes du délaminage observé entre les plis de renfort et les plis continus, nous avons analysé les contraintes inter-laminaires présentes à l'interface entre ces plis. La figure 5.22 donne une représentation de la répartition de la contrainte de cisaillement τ_{xz} à cet interface pour un modèle de traction bi-axiale, avec $F=28\text{kN}$ sur chaque axe. Le modèle utilisé est le modèle en 3D présenté au chapitre 3. Il s'agit du modèle final qui a servi à la conception de l'éprouvette. Les conditions aux limites sont identiques. On note bien que la contrainte maximale est localisée à la base des plis de renfort. C'est cette contrainte qui est la cause du délaminage.

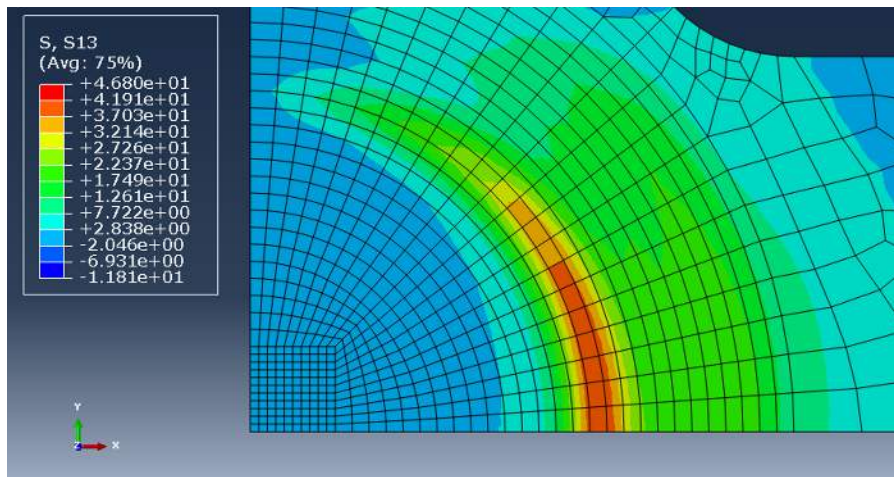


FIGURE 5.22 – Répartition de la contrainte de cisaillement inter-laminaire τ_{xz} à l'interface entre plis continus et plis de renfort

La sollicitation en fatigue du matériau a tendance à favoriser la fissuration matricielle contrairement à la sollicitation statique. Lors d'un essai de traction statique dans le sens des fibres, le module d'élasticité du matériau ne varie que très peu jusqu'à la rupture finale des fibres. La rupture est de type fragile. Au contraire, dans le cas de la fatigue, la fissuration matricielle se développe au cours du temps et provoque une

baisse sensible du module d'élasticité du matériau. L'interface entre les plis de renfort et les plis continus est constituée uniquement de résine. La sollicitation en fatigue favorise donc grandement la progression d'endommagement le long de cette interface, contrairement au cas statique.

Il a été constaté aussi que la traction bi-axiale provoquait une rupture en cisaillement dans les angles de l'éprouvette. La figure 5.23 montre que la contrainte de cisaillement maximale dans le plan τ_{xy} se situe bien dans les angles de l'éprouvette. La cartographie présentée sur la figure correspond à un chargement de 28kN sur chacun des axes de sollicitation. La valeur de la contrainte maximale est de 240 MPa, ce qui est nettement supérieur à la contrainte limite cisaillement du matériau qui est d'environ 40 MPa.

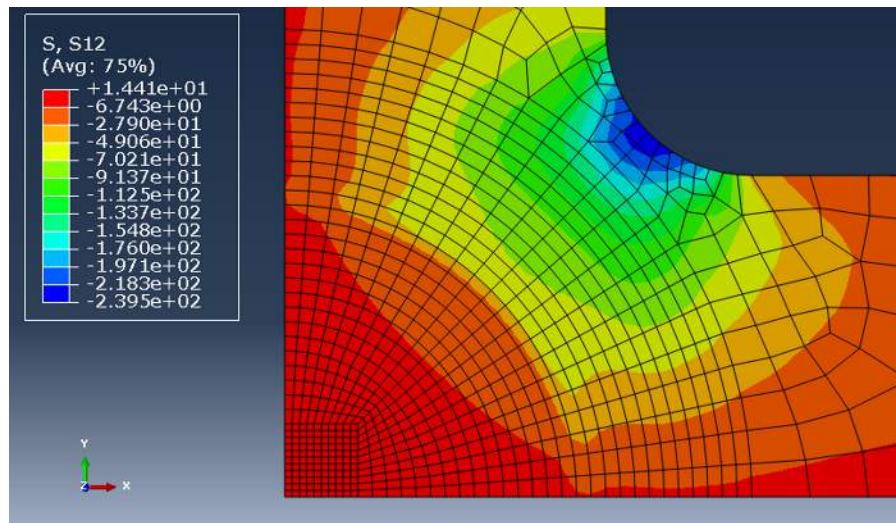


FIGURE 5.23 – Répartition de la contrainte de cisaillement τ_{xy} dans le plan dans les plis continus de l'éprouvette

5.3.2 Critique des éprouvettes cruciformes en composites monoblocs

Les deux modes d'endommagement identifiés sont donc inhérents au type d'éprouvette utilisé. Nous pouvons voir sur la figure 5.24 que, dans le cas d'une éprouvette cruciforme plane, la zone où les efforts bi-axiaux sont maximums est la zone centrale de l'éprouvette. Cependant, la transmission des efforts des mors vers la zone centrale passe par les bras de l'éprouvette. Il est visible sur la figure que quelle que soit la géométrie de l'éprouvette dans la zone centrale, la section de passage des efforts s'élargit forcément à l'approche de la zone centrale. La section minimale de passage des efforts se situe donc en bord de zone. Cela va provoquer une rupture en dehors de la zone centrale. La réduction de l'épaisseur de l'éprouvette dans la zone centrale est le seul moyen d'arriver à concentrer les contraintes dans cette zone.

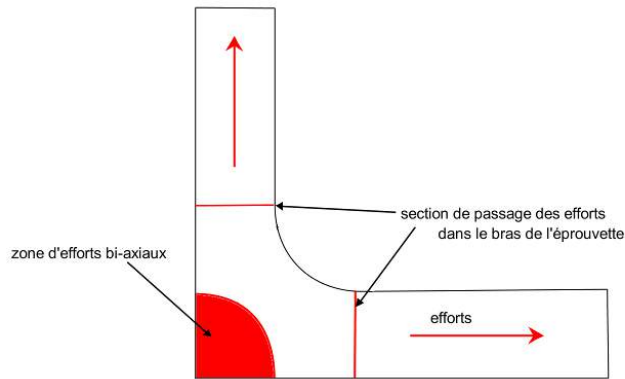


FIGURE 5.24 – Schéma de transmission des efforts dans une éprouvette cruciforme

Dans le cas d'une éprouvette monobloc (1 seule pièce composée du même matériau), l'augmentation de l'épaisseur dans les bras de l'éprouvette se fera par l'ajout de plis de renforts. Ce procédé est utilisé dans une grande majorité des publications rencontrées dans la littérature sur le domaine. L'utilisation de plis de renfort va inévitablement créer l'apparition de contraintes inter-laminaires, plus ou moins importantes suivant la forme des angles, le nombre de plis de renforts et la forme de la zone centrale.

La phase de conception réalisée dans le chapitre 3 a permis de définir une géométrie pour laquelle la répartition des contraintes dans la zone centrale était la plus favorable à l'étude du comportement du matériau en sollicitation bi-axiale. Ce design a été choisi suite à une étude évaluant l'influence de divers paramètres géométriques sur la répartition des contraintes. Il a été en particulier montré que l'utilisation d'autres formes ou tailles de zones centrales avait pour effet de créer des concentrations de contraintes en bordure de la zone centrale, ou de créer de forts gradients de contraintes dans cette zone.

Cependant, nous avons vu que malgré cela, les contraintes inter-laminaires restaient trop importantes à la limite des plis de renforts. En partant de ce constat, les seules solutions envisageables pour améliorer la conception de l'éprouvette seraient soit d'augmenter, soit de diminuer le nombre de plis de renforts. Ce paramètre est à la source de plusieurs phénomènes antagonistes.

L'augmentation du nombre de plis de renforts favorise la concentration des contraintes dans la zone centrale, en diminuant la contrainte dans les bras. Cependant on augmente alors le gradient de contraintes entre les bras et la zone centrale, ce qui favorise encore l'augmentation des contraintes inter-laminaires entre les plis de renfort et les plis continus. A l'inverse, la diminution du nombre de plis de renfort aurait plutôt tendance à défavoriser la concentration des contraintes dans cette zone.

Le cisaillement dans les angles de l'éprouvette est lui aussi caractéristique de la géométrie cruciforme de l'éprouvette. Il est aussi fonction du nombre de plis de renforts et de la forme des angles, mais il sera toujours présent quels que soient les paramètres utilisés. Il est cependant possible d'augmenter la quantité de matière dans ces angles pour diminuer localement la contrainte de cisaillement. Deux phénomènes antagonistes apparaissent encore dans ce cas. Si la quantité de matière est augmentée, la contrainte locale dans les angles s'en trouvera diminuée. Cependant, la quantité d'effort transmise à la zone centrale sera aussi réduite, et cela défavorise ainsi la concentration des contraintes dans la zone centrale.

5.4 Redéfinition du cahier des charges de l'éprouvette pour répondre aux exigences liées à la fatigue

5.4.1 Définition des besoins de l'éprouvette

Le cahier des charges précédemment défini impose des besoins spécifiques pour les éprouvettes. Les exigences principales de ce cahier des charges initial sont :

- Concentration des contraintes principales dans la zone centrale de l'éprouvette.
- Uniformité relative des contraintes dans la zone centrale de l'éprouvette.
- Zone d'uniformité des contraintes la plus grande possible.
- Rupture dans la zone centrale de l'éprouvette.
- Répétabilité des résultats.

Ces points ne sont pas modifiés mais ils sont enrichis d'autres critères suite aux observations réalisées dans les parties précédentes.

Ainsi, les angles de l'éprouvette doivent être conçus de façon à ce qu'ils ne se cassent pas suite à un cisaillement important de l'éprouvette dans cette zone. La rupture doit avoir lieu dans la zone centrale en premier lieu et se propager aux angles éventuellement.

Il sera aussi préférable d'utiliser une éprouvette plane, sans plis de renfort, de façon à éviter le phénomène de délaminage à l'interface avec ces plis. L'utilisation de ce type d'éprouvette permet une meilleure observation des phénomènes d'endommagement en surface d'éprouvette. Il sera possible d'insérer un système de fixation tiers entre l'éprouvette et les mors pour réaliser le transfert des efforts.

5.4.2 Définition des conditions aux limites de la zone centrale de l'éprouvette

Dans la phase de conception réalisée au chapitre 3, nous avons étudié l'influence de divers paramètres de la géométrie de l'éprouvette sur la répartition des contraintes dans la zone centrale. Cette étude consistait à déterminer quelles conditions aux limites convenaient le mieux à une zone centrale plane. La maîtrise de ces conditions aux limites se faisait implicitement par la modification de la géométrie de l'éprouvette en dehors de cette zone. Nous allons tenter ici, par un modèle simple, de déterminer explicitement les conditions aux limites nécessaires pour créer un état de contraintes bi-axial désiré dans cette zone.

Dans un premier temps, nous allons nous focaliser sur une zone carrée. Le modèle utilisé est un modèle coque représentant un stratifié comprenant 4 plis de tissu carbone dont le sens chaîne est orienté suivant l'axe X. Les propriétés du matériau sont celles du composite G926/RTM6. Le modèle est réalisé sur un quart de la zone centrale et prend en compte les conditions de symétrie (figure 5.25). Plusieurs chargements sont appliqués sur les bords de la zone. Ils sont appliqués à chaque fois de façon symétrique sur les axes X et Y. Ils sont détaillés sur la figure 5.25. A chaque fois, le chargement maximal est appliqué au niveau de l'axe de symétrie pour concentrer les contraintes au maximum au centre de l'éprouvette. Les représentations des contraintes suivant l'axe X (identiques suivant l'axe Y) et les contraintes de cisaillement sont présentées sur les figures 5.26 et 5.27.

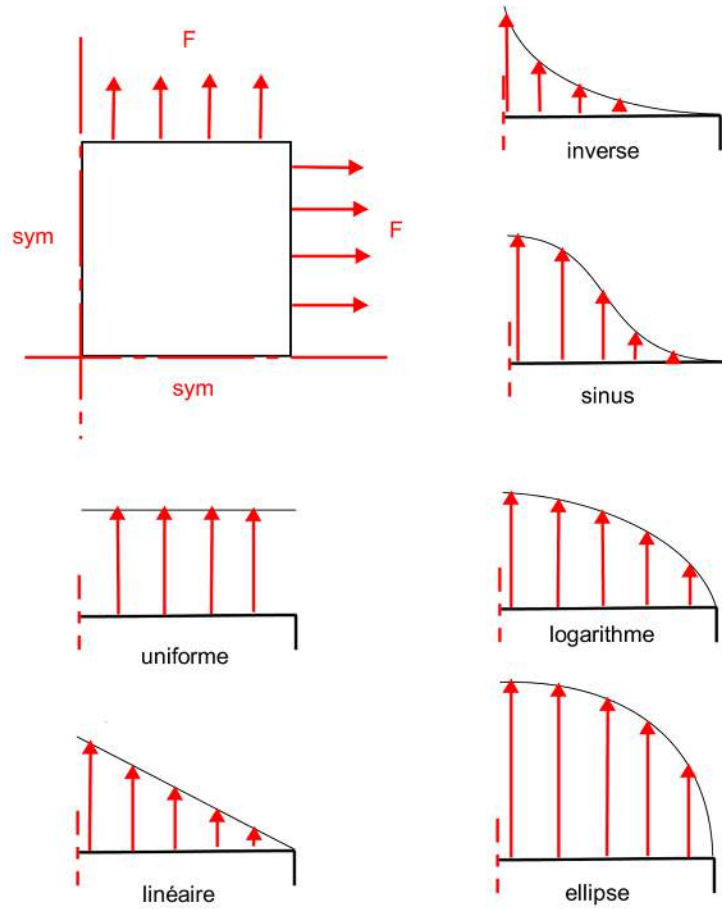


FIGURE 5.25 – Conditions aux limites appliquées pour les simulations

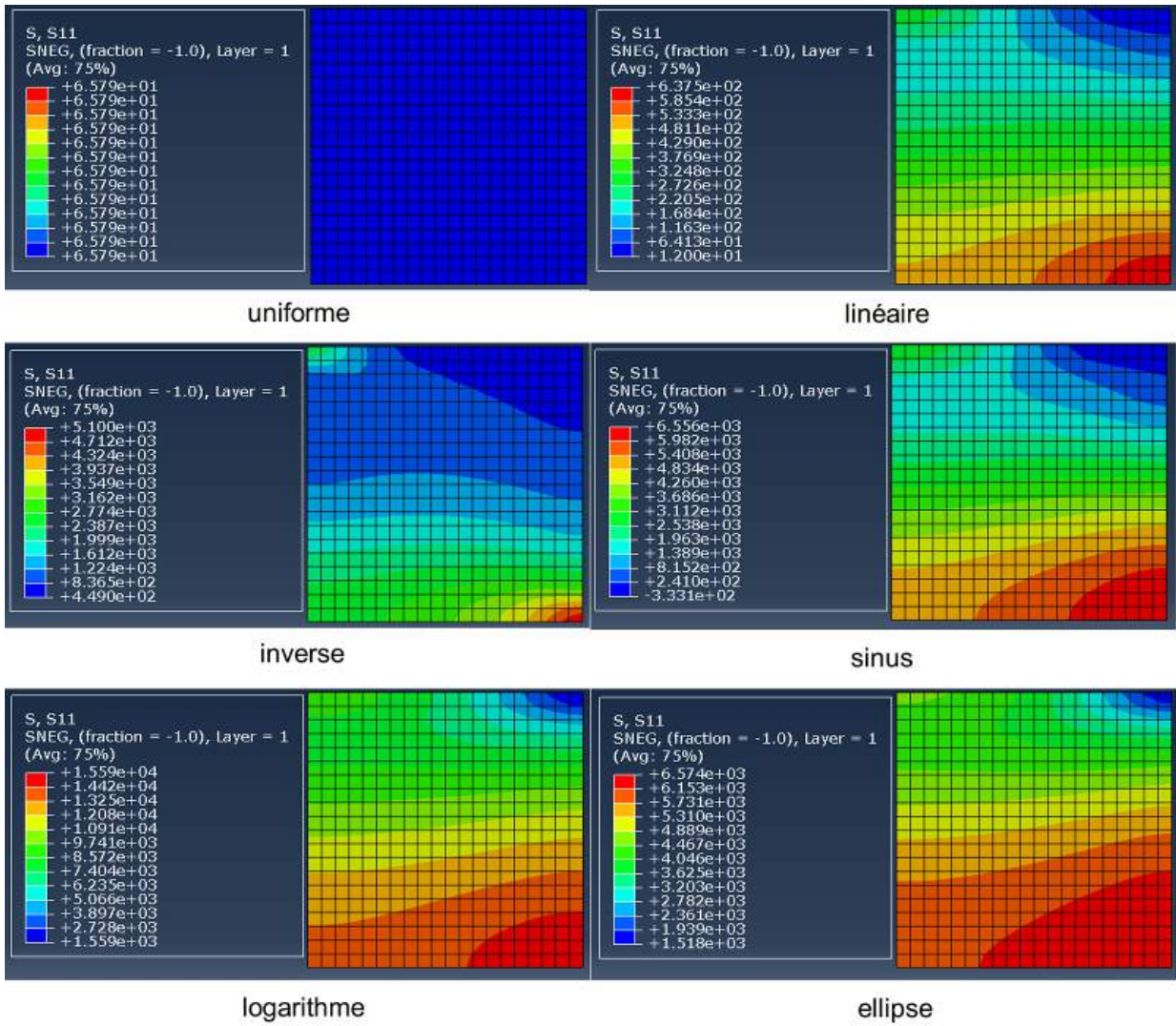


FIGURE 5.26 – Répartition des contraintes suivant l'axe X pour différents chargements (MPa)

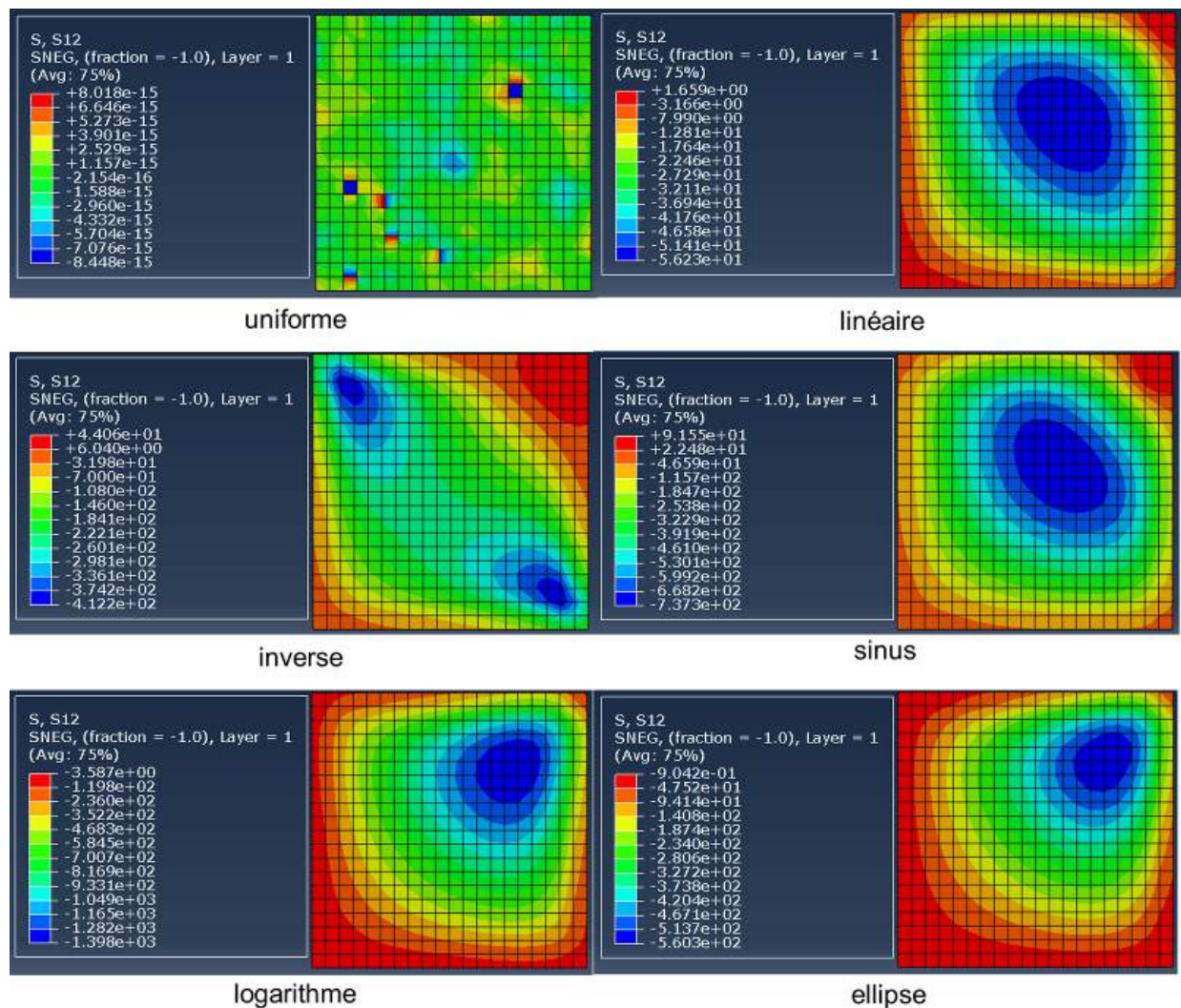


FIGURE 5.27 – Répartition des contraintes de cisaillement pour différents chargements (MPa)

Nous constatons que seul le chargement uniforme permet d'assurer une quasi-parfaite homogénéité des contraintes dans la zone centrale. Cependant, ce cas est un cas idéal car les bords sur lesquels sont appliqués les efforts sont complètement libres en déplacement, ce qui n'est pas réalisable lorsque l'on ajoute des bras autour de la zone centrale pour transmettre les efforts. Dans tous les autres cas, on observe qu'il est difficile de concentrer les contraintes au centre de la zone. Les cas de charges qui donnent les meilleurs résultats sont l'ellipse et le logarithme. D'une manière générale, on constate que le chargement optimal sera relativement uniforme sur tout le long du bord de la zone, et sera légèrement réduit dans les angles.

En parallèle de ce constat, on remarque que l'hétérogénéité du chargement sur les bords de l'éprouvette induit la présence de cisaillement, localisé généralement vers les zones où les gradients d'efforts sont les plus importants sur les bords de la zone.

La figure 5.28 montre une cartographie du critère de Hill dans le cas d'un chargement en ellipse. En faisant le parallèle avec les cartographies de contraintes suivant l'axe X et des contraintes de cisaillement, on

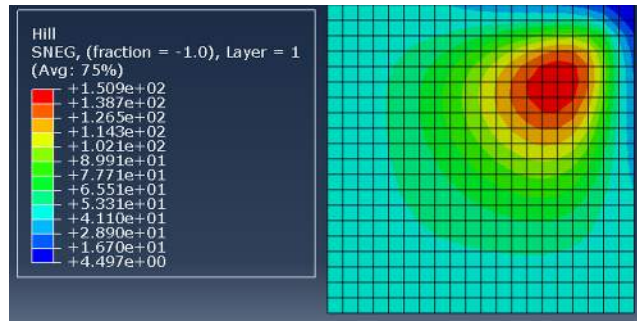


FIGURE 5.28 – Critère de Hill pour le cas du chargement en ellipse

constate que la rupture par cisaillement intervient bien avant la rupture des fibres.

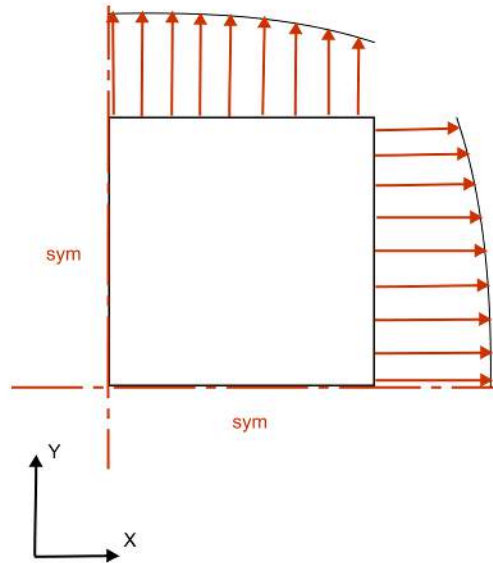


FIGURE 5.29 – Chargement optimal

A la suite de ces observations, nous en déduisons que le chargement optimal doit se rapprocher au maximum d'un chargement homogène sur tout le bord de la zone. Il doit être légèrement plus important au centre de l'éprouvette pour favoriser une rupture au centre de la zone, et présenter des gradients d'efforts le long des bords de la zone les plus faibles possibles. Le chargement choisi est indiqué sur la figure 5.29. Ce chargement appliqué sur le modèle éléments finis donne bien les résultats attendus. La figure 5.30 montre les champs de contraintes suivant l'axe X, des contraintes de cisaillement, et du critère de Hill. On note que le critère de Hill affiche une rupture en plein centre de l'éprouvette. Cette rupture arrive en mode rupture de fibres, alors que les contraintes de cisaillement restent faibles et ne causent pas de rupture. On note une très bonne homogénéité des contraintes dans toute la zone.

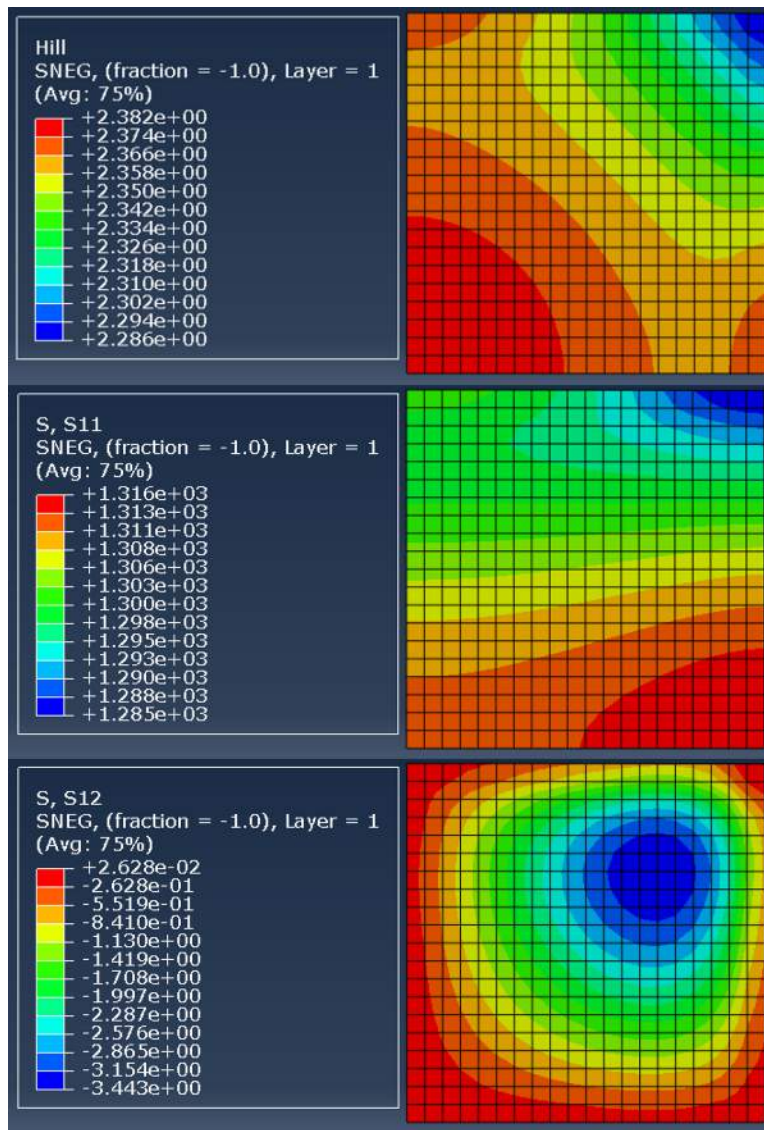


FIGURE 5.30 – Champs de contraintes suivant l'axe X et de cisaillement (MPa), et critère de Hill pour un chargement optimal

5.4.3 Bilan

Le problème de réaliser une éprouvette répondant aux spécifications du cahier des charges possède donc potentiellement une solution. Les conditions aux limites optimales déterminées permettent de répondre théoriquement à tous les points fixés dans le nouveau cahier des charges. Cependant, il ne s'agit encore que d'un chargement théorique et il faut ensuite développer une solution technologique permettant de recréer ces conditions aux limites le plus précisément possible.

5.5 Conclusion

La méthodologie de suivi d'essai a montré son efficacité lors du suivi d'essais de fatigue bi-axiale. Différents modes d'endommagement de l'éprouvette ont pu être identifiés par la corrélation des deux systèmes de mesures, tels que la fissuration matricielle, soit sous forme de rupture directe suite à une reprise de plis, soit sous la forme de rupture du matériau en cisaillement, et le délaminage. Il a été ainsi possible de quantifier l'endommagement de l'éprouvette pour différents cas de chargement, provoquant un endommagement progressif plus ou moins critique du matériau, tout particulièrement au voisinage de la limite d'endurance du matériau.

Nous avons aussi mis en évidence les faiblesses du design de l'éprouvette cruciforme élaborée au chapitre 3. Cette forme d'éprouvette s'est montrée convaincante dans le cas d'un essai statique mais n'est pas adaptée à l'étude du matériau sous un chargement de fatigue bi-axiale. Les modes d'endommagement de l'éprouvette conduisent à une rupture finale de l'éprouvette dans les bras, sous un état de contraintes uni-axial. De plus, le délaminage des plis de renfort entraîne une modification de la transmission des efforts dans la zone centrale, ce qui rend les contraintes difficiles à estimer dans cette zone. Il est ainsi impossible de dire si la variation des déplacements observés dans cette zone est due à un endommagement du matériau ou à une modification de la contrainte appliquée. Nous ne pouvons donc pas estimer l'endommagement du matériau, ni réaliser de comparaison précise avec les données obtenues sur l'endommagement uni-axial.

Suite aux observations réalisées, nous avons étudié les faiblesses de la conception de l'éprouvette. L'endommagement des éprouvettes est apparu majoritairement dans des zones indésirables, ce qui a eu pour effet de causer une rupture du matériau dans une zone inappropriée. La faiblesse majeure constatée est un problème de délaminage qui apparaît entre les plis de renfort et les plis continus. Ce phénomène est dû à l'importance des contraintes inter-laminaires dans cette zone, liée directement à la méthode de reprise de plis utilisée. De plus nous avons aussi constaté une rupture par cisaillement dans les angles de l'éprouvette. Un nouveau cahier des charges a donc été établi pour prendre en compte ces aspects spécifiques.

Enfin, nous avons tenté de déterminer s'il était possible d'obtenir un état de contrainte dans la zone centrale satisfaisant à tous les points du nouveau cahier des charges. En isolant la zone centrale, nous avons pu déterminer des conditions aux limites permettant la rupture sous un état de contrainte bi-axiale, en engendrant un minimum de cisaillement. L'application du critère de Hill a confirmé la localisation de la rupture au centre de la zone. Il reste néanmoins à mettre au point des solutions technologiques permettant de recréer ces conditions aux limites. La problématique du passage des efforts des mors vers la zone centrale reste le point sensible de la conception.

Conclusion et perspectives

Au travers de ce manuscrit, nous avons développé une méthodologie complète pour caractériser le comportement de composites en fatigue bi-axiale. Cette méthodologie s'est déroulée en six phases principales.

Dans un premier temps, le matériau a été caractérisé. Toutes ses constantes élastiques de l'ingénieur ont pu être déterminées suite à l'application d'une méthodologie mixte, combinant des essais de traction destructifs, pour la détermination des constantes élastiques dans le plan du composite, et une mesure de vitesse de propagation des ondes ultrasonores dans le matériau, pour les constantes hors-plan. Les essais de traction ont aussi permis de connaître les valeurs des contraintes admissibles à rupture du matériau. Le procédé utilisé a aussi été validé par une caractérisation physico-chimique du matériau. Cette étude a montré que les paramètres du procédé choisi donnaient des pièces avec un taux de porosité faible (proche de 2%), et une température de transition vitreuse élevée, très proche de celle indiquée dans le fiche technique du matériau.

Dans un second temps, les constantes déterminées ont été utilisées pour la réalisation d'un modèle éléments finis qui a servi de base à la conception d'une éprouvette cruciforme spécifique. Cette éprouvette a été dimensionnée pour répondre aux problématiques liées aux matériaux composites, en particulier au caractère orthotrope de ce type de matériau.

Suite à cela, dans un troisième temps, l'éprouvette a été réalisée en utilisant un procédé d'infusion de résine liquide (LRI). Ce procédé a pu être mis en oeuvre dans le cas de deux composites différents, possédant chacun des problématiques d'infusion spécifiques. A la suite de cela, un seul des deux composites a été conservé pour l'étude, pour des raisons de disponibilité de matière.

Dans un quatrième temps, le design de l'éprouvette a été validé par la réalisation d'un essai de traction bi-axiale statique jusqu'à la rupture, où la ruine finale de l'éprouvette a eu lieu dans la zone centrale, pour un état de contraintes proche de celui déterminé par le calcul éléments finis.

Dans un cinquième temps, le matériau a été caractérisé en fatigue uni-axiale. Une méthodologie spécifique a été développée. Elle a consisté à déterminer en premier lieu la limite d'endurance du matériau, pour des conditions de chargement spécifiques, en utilisant la méthode de Risitano. Ensuite, plusieurs essais de fatigue ont été réalisés sur un million de cycles avec des chargements au voisinage de la limite d'endurance déterminée. Ces essais ont permis d'observer l'évolution de l'endommagement du composite en fonction du nombre de cycles, ainsi que du chargement appliqué.

Enfin, cette méthodologie a été mise en oeuvre dans le cas d'un chargement en fatigue bi-axiale, en utilisant les éprouvettes cruciformes conçues et fabriquées au début de l'étude. Plusieurs niveaux de chargements ont été testés. Dans chacun des cas, il a été possible d'observer l'évolution progressive de l'endommagement de l'éprouvette.

Une méthode de suivi d'essai de fatigue a aussi été mise au point. Elle se base sur l'utilisation de deux systèmes de mesures de champs utilisés en parallèle. Ces moyens sont la corrélation d'images numériques, pour le suivi des déplacements, et la thermographie infrarouge, pour la mesure de l'évolution de la température en surface de la pièce. La corrélation d'images a été mise en oeuvre par l'utilisation de caméras rapides, permettant une acquisition pendant l'essai, même avec des fréquences de sollicitation élevées. Les caméras ont été déclenchées automatiquement par l'utilisation de signaux analogiques provenant de la machine d'essais à différents cycles définis de l'essai.

Cette méthode s'est montrée efficace pour caractériser le comportement en fatigue du matériau. Elle a permis d'observer l'évolution du module d'élasticité en fonction du nombre de cycles dans le cas des essais uni-axiaux. Il a été possible de coupler ces résultats avec les données obtenues par thermographie infrarouge. Cette corrélation a montré une bonne correspondance entre la diminution du module d'élasticité et l'évolution de la température en surface de la pièce.

Enfin, la méthode s'est révélée performante dans le cas des essais bi-axiaux, où elle a permis d'observer les différents mécanismes d'endommagement de l'éprouvette. Ainsi, nous avons pu observer l'apparition progressive de délaminage entre les plis continus et les plis de renfort de l'éprouvette, ainsi que la rupture progressive des plis en cisaillement dans les angles de l'éprouvette. Les mesures de champs se sont montrées à la fois robustes et essentielles pour mettre en évidence des phénomènes localisés, par la réalisation de cartographies de déplacements et de température sur la totalité de la surface de l'éprouvette.

En contrepartie, il n'a finalement pas été possible de réaliser une corrélation entre les données obtenues lors des essais uni-axiaux et bi-axiaux pour évaluer l'influence de la bi-axialité des contraintes sur le comportement du matériau. En effet, il est apparu un endommagement non-désiré sur les éprouvettes cruciformes lors de la sollicitation en fatigue. Cet endommagement entraîne une rupture de l'éprouvette au niveau de ses bras, et non au niveau de la zone centrale. Le design validé en statique n'est plus adapté dans le cas de la fatigue où les phénomènes responsables de la dégradation du matériau sont différents. Ainsi, du délaminage est apparu entre les plis de renfort et les plis continus, ce qui a entraîné un changement de la répartition des contraintes dans l'éprouvette. La modification de la géométrie ainsi induite a conduit à la perte des données de contraintes dans la zone d'intérêt, ce qui empêche d'évaluer l'évolution du module d'élasticité du matériau. Enfin, la rupture a eu lieu dans les bras de l'éprouvette, ce qui signifie que l'état de contrainte qui a causé la rupture était uni-axial, et non bi-axial. Il ressort donc de ces constats que le design réalisé au cours de cette thèse peut être utilisé dans le cas d'essais statiques bi-axiaux, mais ne sera pas adapté pour une évaluation du comportement en fatigue bi-axiale de composites.

Une analyse des faiblesses du design réalisé vis à vis des conditions de chargement en fatigue a donc été réalisée. Elle a mis en évidence le fait que l'utilisation de plis de renforts n'est sans doute pas adaptée pour l'étude en fatigue de composites.

Il apparaît donc que la conception d'éprouvettes cruciformes pour la réalisation d'essais de fatigue bi-axiale sur des matériaux composites reste un enjeu majeur pour les chercheurs. Il semble que les types de designs présents à l'heure actuelle ne permettent pas l'optimisation de tels essais. Il est donc nécessaire de revoir le concept de ces éprouvettes en profondeur, et d'explorer de nouvelles voies de conception pour la mise au

point d'une éprouvette plus robuste. Certaines voies méritent d'être explorées, telles que le rapport de pièces par collage sur l'éprouvette, ou l'utilisation d'un nouveau type de mors.

Il est aussi possible d'améliorer encore le suivi des essais de fatigue. La méthode proposée pour l'exploitation des données thermiques s'est volontairement affranchie de la mesure des effets thermoélastiques. Lors d'une étude plus approfondie, il pourrait être intéressant d'avoir accès à des données de température à différents instants d'un cycle de sollicitation (plusieurs états de contraintes) pour la prise en compte de ces effets. Ils pourraient permettre d'avoir accès localement aux contraintes par l'application de la méthode TSA (Thermoelastic Stress Analysis). Il faudrait alors mettre au point un système de déclenchement des caméras ponctuel et automatisé, comme cela a été le cas pour la corrélation d'images. De plus, même si la méthode proposée a permis de s'affranchir en partie des variations de température liées au milieu environnant, la mesure de température reste encore fortement bruitée. Ce bruit de mesure pourrait être certainement réduit par un cloisonnement complet du lieu d'essai, avec un contrôle précis de la température ainsi qu'une disparition complète des phénomènes de courants d'air. La précision des mesures serait ainsi accrue.

Enfin, il pourrait être intéressant de réaliser les mesures des déplacements à l'aide de deux systèmes de stéréo-corrélation d'images placés de part et d'autre de l'éprouvette. Au cours de l'étude, nous ne disposions que de deux caméras rapides et nous avons préféré utiliser deux systèmes de corrélation d'images plutôt qu'un seul système de stéréo-corrélation d'images. L'utilisation de deux systèmes de stéréo-corrélation pourrait permettre d'avoir accès aux données de déplacements en 3 dimensions sur les deux faces de l'éprouvette, ce qui autoriserait l'observation de phénomènes de flexion, ou une meilleure détection du délaminage.

Bibliographie

- [Abdelhay 09] A. M Abdelhay, O. M. Dawood, M. A. Mustafa, A. Bassuni & E. A. Elhalawany. *a newly developed cruciform specimens geometry for biaxial stress evaluation using NDE*. 13th international conference on aerospace sciences and avion technology, ASAT-13-TE-12, May 26-28, 2009.
- [Adden 06] S. Adden & P. Horst. *damage propagation in non-crimp fabrics under biaxial static and fatigue loading*. Composites science and technology, vol. 66, pages 626–633, 2006.
- [Allen 87a] D.H. Allen, C.E. Harris & S.E. Groves. *A thermomechanical constitutive theory for elastic composites with distributed damage - I. Theoretical development*. International journal of solids and structures, vol. 23(9), pages 1301–1318, 1987.
- [Allen 87b] D.H. Allen, C.E. Harris & S.E. Groves. *A thermomechanical constitutive theory for elastic composites with distributed damage - II. Application to matrix cracking in laminated composites*. International journal of solids and structures, vol. 23(9), pages 1319–1338, 1987.
- [ara 06] Aramis software. gom optical measuring techniques, <http://gom.com/en/index.html>, 2006.
- [Astrosurf] Astrosurf. <http://www.astrosurf.com/trousnoirs/radiations.html>.
- [Béakou 91] A. Béakou. *Homogénéisation et modélisation des coques composites multicouches*. PhD thesis, Ecole Nationale Supérieure d’Arts et Métiers (Paris), 1991.
- [Bay 99] B. K. Bay, T. S. Smith, D. P. Fyhrie & M. Saad. *Digital volume correlation : three-dimensional strain mapping using X-ray tomography*. Experimental mechanics, vol. 39, No. 3, pages 217–226, 1999.
- [Berbain 97] F. Berbain & A. Chevalier. *mise en oeuvre des composites*. Techniques de l’ingénieur, traité Plastiques et Composites, A 3 720, 1997.
- [Bergmann 89] H.W. Bergmann & R. Prinz. *Fatigue life estimation of graphite/epoxy laminates under consideration of delamination growth*. International journal numerical methods in engineering, vol. 27, pages 323–341, 1989.
- [Berthelot 05] J. M. Berthelot. *Matériaux composites : comportement mécanique et analyse des structures*. 2005.
- [Binetruy 06] C. Binetruy. *Physique du moulage des composites avancés : aspects théoriques*. Techniques de l’ingénieur, vol. AM-3718, 2006.

- [Binetruy 08] C. Binetruy. *Structures sandwiches*. Techniques de l'ingénieur : plastiques et composites, pages 2–21, 2008.
- [Boinot 91] F. Boinot & A. Gurliat. *Moulage par injection de résine à basse pression ou procédé RTM*. techniques de l'ingénieur, vol. Plastiques et composites, pages 2–12, 1991.
- [Bornert 09] M. Bornert, F. Brémand, P. Doumalin, J.C. Dupré, M. Fazzini, M. Grédiac, F. Hild, S. Mistou, J. Molimard, J.J. Orteu, L. Robert, Y. Surrel, P. Vacher & B. Wattrisse. *Assessment of digital image correlation software packages*. Experimental mechanics, vol. 49 (3), pages 353–370, 2009.
- [Brault 10] R. Brault, M. Djilali T.and Fazzini & S. Mistou. *Bi-axial fatigue analysis by stereo-correlation measurement*. EPJ Web of Conferences 6, 16005, 2010.
- [Brault 13] R. Brault. *Etude du comportement mécanique de matériaux composites par corrélation volumique : Application à l'analyse des effets du cisaillement transverse*. PhD thesis, Institut National Polytechnique (INP) de Toulouse, 2013.
- [Breitenstein 10] O. Breitenstein, W. Warta & M. Langenkamp. *Lock-in thermography : basics and use for evaluating electronic devices and materials*. Springer, 2010.
- [Brémond 01] P. Brémond & P. Potet. *Lock-in thermography : a tool to analyse and locate thermo-mechanical mechanisms in materials and structures*. Thermosense XXIII, Orlando, Florida, USA, 16-20 avril 2001.
- [Castenado 05] C.I. Castenado. *Quantitative subsurface defect evaluation by pulsed phase thermography : depth retrieval with the phase*. PhD thesis, Université de Laval, 2005.
- [Celle 06] P. Celle. *Couplage fluide/milieu poreux en grandes déformations pour la modélisation des procédés d'élaboration par infusion*. PhD thesis, Ecole Nationale Supérieure des Mines de St Etienne, 2006.
- [Chambon 03] S. Chambon & A. Crouzil. *Dense matching using correlation : new measures that are robust near occlusions*. In Proceedings of british machine vision conference (BMVC'2003), East Aglia, Norwich, UK pages 143-152, 2003.
- [Chatain 01] M. Chatain. *Matériaux composites : présentation générale*. Techniques de l'ingénieur, traité plastiques et composites, vol. AM-5000, 2001.
- [Cherdoud-Chihani 97] A. Cherdoud-Chihani, M. Mouzali & M.J.M. Abadie. *Etude par dsc de la reticulation de systemes DGEBA/polyacides*. European Polymer, vol. 33, pages 969–975, 1997.
- [Chrysochoos 89] A. Chrysochoos, J.C. Chezeaux & H. Caumon. *Analyse thermomécanique des lois de comportement par thermographie infrarouge*. revue de physique appliquée, vol. 24, pages 215–225, 1989.
- [Chrysochoos 10] A. Chrysochoos, V. Huon, F. Jourdan, J.M. Muracciole, R. Peyroux & B. Wattrisse. *Use of full-field digital image correlation and Infrared thermography measurements for the thermomechanical analysis of material behaviour*. Strain, vol. 46, pages 117–130, 2010.

- [Chu 85] T.C. Chu, W.F. Ranson, M.A. Sutton & W.H. Peters. *Applications of digital image correlation techniques to experimental mechanics*. Experimental mechanics, vol. 25, pages 232–244, 1985.
- [Dahlen 94] C. Dahlen & G.S Springer. *Delamination growth in composites under cyclic loads*. Journal of composite materials, vol. 28(8), pages 732–781, 1994.
- [Dattoma 13] V. Dattoma & S. Giancane. *Evaluation of energy of fatigue damage into GFRC trough digital image correlation and thermography*. Composites : Part B, vol. 47, pages 283–289, 2013.
- [Degrieck 01] J. Degrieck & W. Van Paepegem. *Fatigue damage modelling of fibre-reinforced composite materials : review*. Applied mechanics reviews, vol. 54(4), pages 793–808, 2001.
- [Dharan 75] C.K.H Dharan. *Fatigue failure mechanisms in an unidirectionally reinforced composite material*. Fatigue of composite materials, vol. ASTM STP 569, pages 171–188, 1975.
- [Dulieu-Barton 99a] J. M. Dulieu-Barton & P. Stanley. *applications of thermoelastic stress analysis to composite materials*. Strain, vol. 35, issue 2, pages 41–48, 1999.
- [Dulieu-Barton 99b] J.M. Dulieu-Barton. *Introduction to thermoelastic stress analysis*. Strain, vol. 35, 1999.
- [Dulieu-Barton 06] J. M. Dulieu-Barton, T. R. Emery, S. Quinn & P. R. Cunningham. *A temperature correction methodology for quantitative thermoelastic stress analysis and damage assessment*. Measurement science and technology, vol. 17, pages 1627–1637, 2006.
- [Duplessis Kergomard 11] Y. Duplessis Kergomard, F. Dau & S. Heimbs. *Choc mou basse énergie sur composite interlock 3X : approche expérimentale et numérique*. 17èmes Journées Nationales sur les Composites - Poitiers, 2011.
- [El-Hajjar 03] R. El-Hajjar & R. Haj-Ali. *A quantitative thermoelastic stress analysis method for pultruded composites*. Composites science and technology, vol. 63, pages 967–978, 2003.
- [Ellyin 90] F. Ellyin & H. El-Kadi. *A fatigue criterion for fibre reinforced composite laminates*. Composite structures, vol. 15, pages 61–74, 1990.
- [Emery 09] T.R. Emery, J.M. Dulieu-Barton, J.S. Earl & P.R. Cunningham. *A generalised approach to the calibration of orthotropic materials for thermoelastic stress*. Composites science and technology, vol. 68, pages 743–52, 2009.
- [Emery 10] T. R. Emery & J.M. Dulieu-Barton. *Thermoelastic stress analysis of damage mechanisms in composite materials*. Composites : part A, vol. 41, pages 1729–1742, 2010.
- [EN2564] EN2564. *Détermination de la teneur en fibres et du taux de porosité*. AFNOR.
- [Enderby 98] M.D. Enderby, A.R. Clarke, M. Patel, P. Ogden & A.A. Johnson. *An automated ultrasonic immersion technique for the determination of three-dimensional elastic constants of polymer composites*. Ultrasonics, vol. 36, pages 245–249, 1998.

- [Epaarachchi 00] J.A. Epaarachchi & P.D. Glausen. *A new approach to a fatigue damage model for glass fibre reinforced composites*. Proceedings of 7th ICCE, Denver, Colorado, USA, pages 211–212, 2-8 juillet 2000.
- [Escárpita 10a] A. Escárpita, H. Elizalde & H. Garza. *Metodologia para caracterizar la resistencia a tension biaxial de compuestos textiles*. Memorias del XVI congreso internacional anual de la SOMIM 22 al 24 de septiembre, 2010 Montberrey, nuevo Leon, Mexico, 2010.
- [Escárpita 10b] A. Escárpita, H. Elizalde, R.A. Ramírez, E. Ledezma & S.T. Pinho. *modified cruciform specimen for bi-axial testing of fibre reinforced composites*. 40° congreso de investigacion y desarrollo Mexico,, pages 232–232, 2010.
- [Fargione 02] G. Fargione, A. Geraci, G. La Rosa & A. Risitano. *Rapid determination of the fatigue curve by the thermographic method*. International journal of fatigue, vol. 24, pages 11–19, 2002.
- [Fawaz 94] Z. Fawaz & F. Ellyin. *Fatigue failure model for fibre reinforced materials under general loading conditions*. Journal of composite materials, vol. 28(15), pages 1432–1451, 1994.
- [Fazzini 07a] M. Fazzini, S. Mistou, M. Karama, B. Desmars & P. Peres. *Identification of elastomers by digital images correlation*. In 5th European Conference On Constitutive Models for Rubber (ECCMR), 2007.
- [Fazzini 07b] M. Fazzini, T. Wehbe, G. Dessein, L. Arnaud & S. Seguy. *Stéréo-corrélation d'images : application aux vibrations d'une paroi mince en usinage*. In Colloque méthodes et techniques optiques pour l'industrie (CMOI), 2007.
- [Fazzini 09] M. Fazzini. *Développement de méthodes d'intégration de mesures de champs*. PhD thesis, INP Toulouse, 2009.
- [Fazzini 10] M. Fazzini, S. Mistou, M. Karama & B. Desmars. *Digital image stereo-correlation applied to the identification of elastomers*. Advanced materials research, vol. 112, pages 103–112, 2010.
- [Françon 86] M. Françon. *L'optique moderne et ses développements depuis l'apparition du laser*. Hachette, 1986.
- [Garcia 01] D. Garcia. *Mesure de formes et de champs de déplacements tridimensionnels par stéréo-corrélation d'images*. PhD thesis, Institut national polytechnique de Toulouse, 2001.
- [Garnier 11] C. Garnier. *Etude du comportement dynamique des structures composites réalisées par LRI : application à l'impact et à la fatigue*. PhD thesis, INP Toulouse, 2011.
- [Gay 89] D. Gay. *Matériaux composites*. 1989.
- [Geramin 83] P. Geramin, Q.S Nguyen & P. Suquet. *Continuum thermodynamics*. Journal of applied mechanics, vol. 50, pages 1010–20, 1983.
- [Germaneau 07] A. Germaneau, P. Doumalin & J.C. Dupré. *Corrélation volumique par Tomographie optique et photoélasticimétrie 3D pour l'étude des effets mécaniques tridimensionnels*. In 18e congrès français de la mécanique, Grenoble, 27-31 aout 2007.

- [Goidescu 11] C. Goidescu. *Caractérisation et modélisation de l'endommagement par microfissuration des composites stratifiés - apport des mesures de champ et de l'homogénéisation*. PhD thesis, Institut national polytechnique de Toulouse (INP Toulouse), 2011.
- [Gommers 97a] B. Gommers, I. Verpoest & P. Van Houtte. *Determination of the mechanical properties of composite materials by tensile tests. Part1 : Elastic properties*. Journal of composite materials, vol. 32 (4), pages 310–334, 1997.
- [Gommers 97b] B. Gommers, I. Verpoest & P. Van Houtte. *Determination of the mechanical properties of composite materials by tensile tests. Part1 : Strength properties*. journal of composite materials, vol. 32 (2), pages 102–122, 1997.
- [Goupillaud 98] I. Goupillaud. *Comparaison des endommagements matriciels par fatigue mécanique et par cyclage thermique de composites structuraux : caractérisation et modélisation*. PhD thesis, ENSAM Poitiers, 1998.
- [Haj-Ali 08] R. Haj-Ali, B.-S. Wei, S. Johnson & R. El-Hajjar. *Thermoelastic and infrared-thermography methods for surface strains in cracked orthotropic composite materials*. Engineering Fracture Mechanics, vol. 75, pages 58–75, 2008.
- [Halpin 73] J.C. Halpin, K.L. Jerina & T.A. Johnson. *Characterization of composites for the purpose of reliability evaluation*. ASTM STP 521, pages 5–64, 1973.
- [Hashin 73] Z. Hashin & A. Rotem. *A fatigue criterion for fibre reinforced composite materials*. Journal of composite materials, vol. 7, pages 449–464, 1973.
- [Henaff-Gardin 97] C. Henaff-Gardin, M.C Lafarie-Frenot & I. Goupillaud. *Prediction of cracking evolution under uniaxial fatigue loading in cross-ply composite laminates*. International conference on fatigue of composites, Paris, France - La société française de métallurgie et de matériaux, pages 189–196, 3-5 juin 1997.
- [Horn 81] B. Horn & B. Schunk. *Determining optical flow*. Artificial intelligence, vol. 17, pages 185–202, 1981.
- [Huth 02] S.T. Huth, O. Breitenstein, A. Huber, D. Dantz, U. Lambert & F. Altmann. *Lock-in thermography - A novel tool for material and device characterisation*. Solid State Phenomena, vol. 82-84, pages 741–746, 2002.
- [Hwang 86] W. Hwang & K.S. Han. *Cumulative damage models and multi-stress fatigue life prediction*. Journal of composite materials, vol. 20, pages 125–153, 1986.
- [ISO13003 03] ISO13003. *détermination des propriétés en fatigue en conditions de chargement cycliques*. AFNOR, 2003.
- [ISO527] NF EN ISO527. *détermination des propriétés en traction AFNOR*.
- [Jones 85] D.L. Jones, P.K. Poulou & H. Liebowitz. *Effect of biaxial loads on the static and fatigue properties of composite materials*. Multiaxial Fatigue ASTM STP 853, pages 4413–427, 1985.
- [Karama 11] M. Karama. *Determination of the fatigue limit of a carbon/epoxy composite using thermographic analysis*. Structural control and health monitoring, vol. 18, pages 781–789, 2011.

- [Khemiri 99] N. Khemiri. *Etude expérimentale et numérique de l'effet de la température sur l'endommagement par fissuration transverse du T300/914*. PhD thesis, Institut national des sciences appliquées de Toulouse, 1999.
- [Kim 95] Y. S. Kim & S. Van Hoa. *bi-axial buckling behaviour of composite rectangular plates*. Composite structures, vol. 31, pages 247–252, 1995.
- [Kumazawa 09] H. Kumazawa & T. Takatoya. *bi-axial strength investigation of CFRP composite laminates by using cruciform specimens*. ICCM17, Edinburgh, UK, July 2009, 2009.
- [La Rosa 00] G. La Rosa & A. Risitano. *Thermographic methodology for rapid determination of the fatigue limit of materials and mechanical components*. International journal of fatigue, vol. 22, pages 65–73, 2000.
- [Ladeveze 92] P. Ladeveze. *A damage computational method for composite structures*. Computational structures, vol. 44(1/2), pages 79–87, 1992.
- [Latourte 09] F. Latourte, A. Chrysochoos, B. Berthel, A. Galtier, S. Pagano & B. Wattrisse. *Local energy analysis of high-cycle fatigue using field measurements*. Proceedings of SEM annual conference, Albuquerque, New Mexico, USA, 1-4 juin 2009.
- [Ledru 09] Y. Ledru. *Etude de la porosité dans les matériaux composites stratifiés aéronautiques*. PhD thesis, Institut National Polytechnique de Toulouse, 2009.
- [Leendertz 73] J.A. Leendertz & J.N. Butters. *An image-shearing speckle-pattern interferometer for measuring bending moments*. Journal of Physics E : Scientific Instruments, vol. 6, pages 1107–1110, 1973.
- [Lemaître 90] J. Lemaître & J.L. Chaboche. *Mechanics of solid materials*. Cambridge university press, 1990.
- [Li 13] L. Li, J.M. Muracciole, L. Sabatier, Waltz ; L. & B. Wattrisse. *Analysis of the thermoelastical behavior of coarse-grained polycrystalline aluminium under tensile conditions*. Photomechanics, vol. Montpellier, France, 1-20 juin 2013.
- [Luao 09] Y. Luao & H. Hu. *Mechanical properties of PVC coated bi-axial warp knitted fabric with and without initial cracks under multi-axial tensile load*. Composite structures, vol. 89, pages 536–542, 2009.
- [Makris 07] A. Makris, C. Ramault, D. Van Hemelrijck, E. Lamkanfi & W. Van Paepegem. *biaxial mechanical fatigue using cruciform composite specimens*. post 2007.
- [Makris 09] A. Makris, C. Ramault, D. VanHemelrijck, E. Lamkanfi & W. Van Paepegem. *bi-axial failure envelopes for glass-fibre reinforced composite laminates*. SEM 2009 Annual Conference Exposition on Experimental Applied Mechanics, Albuquerque, New Mexico, USA, 2009.
- [Makris 10] A. Makris, C. Ramault, D. Van Hemelrijck, E. Lamkanfi & W. Van Paepegem. *An investigation of the mechanical behaviour of carbon/epoxy cross-ply cruciform specimens under biaxial loading*. polymer composites, vol. 31, pages 1554–1561, 2010.

- [Marinetti 99] S. Marinetti, Y.A. Plotnikov, W.P. Winfree & A. Braggiotti. *Pulse phase thermography for defect detection and visualization*. Nasa techdocs, 1999.
- [Maurel-Pantel 13] A. Maurel-Pantel, E. Baquet, J. Bikard & N. Billon. *Synchronised digital image correlation and IR measurements on a polymer to validate a coupled thermomechanical model*. In Photomechanics, pp. 77-80, 2013.
- [McGee 01] J.D. McGee & S. Nemat-Nasser. *dynamic bi-axial testing of woven composites*. Materials science & engineering., vol. A 317, pages 135–139, 2001.
- [Mistou 00] S. Mistou. *Développement d'un élément fini de coque composite à double courbure pour l'implémentation d'une application orientée objet*. PhD thesis, Université Bordeaux I, 2000.
- [Montesano 13] J. Montesano, Z. Fawaz & H. Bougherara. *Use of infrared thermography to investigate the fatigue behavior of a carbon fiber reinforced polymer composite*. Composite structures, vol. 97, pages 76–83, 2013.
- [Mota Soares 93] C.M. Mota Soares, M. Moreira de Freitas, A.L. Araujo & P. Pedersen. *Identification of material properties of composite plate specimens*. Composite structures, vol. 25, pages 277–285, 1993.
- [Nayroles 81] B. Nayroles, R. Bouc, H. Caumon & J.C Chezeaux. *Téléthermographie infrarouge et mécanique des structures*. International journal of engineering science, vol. 19, pages 397–304, 1981.
- [Neighbours 67] J.R. Neighbours & G.E. Schacher. *Determination of elastic constants from sound velocity measurements in crystals of general symmetry*. Journal of applied physics 38, 5366 (1967) ; doi :10.1063/1.1709328, 1967.
- [Ooi 00] S. K. Ooi, G. P. Cook vand Simon & C.H. Such. *DSC studies of the curing mechanisms and kinetics of DGEBA using imidazole curing agents*. Polymer, vol. 41, pages 3639–3649, 2000.
- [Orteu 09] J.J. Orteu. *3-D computer vision in experimental mechanics*. Optics and lasers in engineering, vol. 47, pages 282–291, 2009.
- [Peirs 11] J. Peirs, P. Verleysen, W. Van Paeppegem & J. Degrieck. *the use of DIC for high strain rate material testing*. Photomechanics 2011, 2011.
- [Perret 11] A. Perret. *Etude du comportement en post-flambement d'un panneau de fuselage composite infusé avec structures intégrées*. PhD thesis, Institut National Polytechnique Toulouse, 2011.
- [Perret 12] A. Perret, S. Mistou, M. Fazzini & R. Brault. *Global behaviour of a composite stiffened panel in buckling. Part 2 : experimental investigation*. Composite structures, vol. 94, pages 376–385, 2012.
- [Pierron 91] F. Pierron. *L'essai de cisaillement plan d'Iosipescu : modélisation et méthodologie expérimentale pour les composites*. PhD thesis, Université Claude Bernard Lyon I, 1991.

- [Post 10] N.L. Post, J.J. Lesko & S.W. Case. *Residual strength fatigue theories for composite materials*. Fatigue life prediction of composites and composite structures, pages 79–101, 2010.
- [PREN6032] PREN6032. *Determination of the glass transition temperature, AECMA*.
- [Qi 99] B. Qi, J. Raju, T. Kruckenberg & R. Stanning. *A resin film infusion process for manufacture of advanced composite structures*. In Composite structures, 47 (1-4) : 471-476. 10th international conference on composite structures, 1999.
- [Quaresimin 03] M. Quaresimin & M. Ricotta. *Damage evolution in woven composite laminates under fatigue loading*. International conference on fatigue crack paths, Parma, Italy, 18-20 Septembre 2003.
- [Radon 85] J.C. Radon & C.R. Wachnicki. *Bi-axial fatigue of glass-fiber reinforced polyester resin*. ASTM STP 853, pages 396–412, 1985.
- [Ramault 10] C. Ramault, A. Makris, E. Van Hemelrijck vand Lamkanfi & W. Van Paepegem. *comparison of different techniques for strain monitoring of a biaxially loaded cruciform specimen*. Strain (suppl. 2), vol. 47, pages 210–217, 2010.
- [Rastogi 00] P.K. Rastogi. *principles of holographic interferometry and speckle metrology*. In Photomechanics, p 103-150, 2000.
- [Reifsnider 80] K.L. Reifsnider & A. Talug. *Analysis of fatigue damage in composite laminates*. International journal of fatigue, vol. 2, issue 1, pages 3–11, janvier 1980.
- [Reifsnider 83] K.L. Reifsnider, J. Lesko & S. Case. *Damage mechanics and NDE of composite laminates*. IUTAM - Symposium on mechanics of composite materials, pages 399–420, 1983.
- [Renard 10] J. Renard. *fatigue des matériaux composites renforcés de fibres continues*. techniques de l'ingénieur, 2010.
- [Roche 13] J.M. Roche, D. Balageas, P. Lapeyronnie, F. Passiliy & A. Mavel. *Use of infrared thermography for in situ damage monitoring in woven composites*. In Photomechanics, pp.133-136, 2013.
- [Royer 96] D. Royer & E. Dieulesaint. *Ondes élastiques dans les solides*. 2e édition, 1996.
- [Rupil 09] J. Rupil, N. Malesys, L. Vincent & F. Hild. *Mesure et suivi d'endommagement en fatigue mécanique par corrélation d'images*. 19e congrès français de la mécanique, 2009.
- [Sak 97] Macroscopic evaluation of localised damage in metal by infrared thermography, 1997.
- [Samborsky 08] D. D. Samborsky, T. J. Wilson, P. Agastra & J. F. Mandell. *delamination at thick ply drops in carbon and glass fiber lamintaes under fatigue loading*. Journal of solar energy engineering, vol. 130 no. 3, pages 1–22, 2008.
- [Sawadogo 09] C. A. H. Sawadogo. *comportement en fatigue des composites monolithiques et sandwiches : détection et suivi de l'endommagement par des techniques non-destructives*. PhD thesis, Université de Lille I, 2009.

- [Schaff 97] J.R. Schaff & B.D. Davidson. *Life prediction methodology for composite structures. Part I : Constant amplitude and two-stress level fatigue*. Journal of composite materials, vol. 31, pages 128–157, 1997.
- [Schmidt 11] F. Schmidt & P. Horst. *fatigue of composite materials under bi-axial loading : simulation and models*. New trends in mechanics of materials, RFBR-DFG-CNRS Trilateral Scientific Seminar, Moscow, Russia, 26-29 september, 2011.
- [Schreier 02] H. Schreier & M. Sutton. *Systematic errors in digital image correlation due to undermatched subset shape functions*. Experimental mechanics, vol. 42 n°3, pages 303–310, 2002.
- [Sidoroff 87] F. Sidoroff & B. Subagio. *fatigue damage modelling of composite materials from bending tests*. Second european conference on composite materials, London, UK, pages 4.32–4.39, 20-24 juillet 1987.
- [Smith 89] E.W. Smith & K.J. Pascoe. *Bi-axial fatigue of a glass-fibre reinforced composite. Part1 : fatigue and fracture behaviour*. EGF3, Mechanical engineering publications, London, pages 367–396, 1989.
- [Smits 06] A. Smits, D. Van Hemelrijck, T.P. Philippidis & A. Cardon. *design of a cruciform specimen for biaxial testing of fiber reinforced composite laminates*. Composites science and technology, vol. 66, pages 964–975, 2006.
- [Sol 97] H. Sol, H. Hua, J. De Visscher, J. Vantomme & W.P. De Wilde. *A mixed numerical experimental technique for the non-destructive identification of the stiffness properties of fibre-reinforced composite materials*. NDT & E international, vol. 30, No. 2, pages 85–91, 1997.
- [Stanley 84] P. Stanley & WK. Chan. *Quantitative stress analysis by the means of thermoelastic effect*. Strain, vol. 20, pages 129–137, 1984.
- [Steinberger 06] R. Steinberger, T. I. Valadas Leitao, E. Ladstätter, G. Pinter, W. Billinger & R.W. Lang. *Infrared thermography techniques for non- destructive damage characterisation of carbon-fiber reinforced polymers during tensile fatigue testing*. International journal of fatigue, vol. 28, pages 1340–1347, 2006.
- [Stijnman 95] P.W.A Stijnman. *Determination of the elastic constants of some composites by using ultrasonic velocity measurements*. Composites, vol. 26, pages 597–604, 1995.
- [Surrel 04] Y. Surrel & Y. Berthaud. *Les techniques optiques de mesure de champ : essai de classification*. In Colloque photomécanique 2004, ISBN : 2-9511591-3-7 pp.9-16, 2004.
- [Sutton 00] M. A. Sutton, S. R. McNeill, J. D. Helm & Y. J. Chao. *Advances in two-dimensional and three-dimensional computer vision*. Photomechanics, pages 323–372, 2000.
- [Talreja 81] R. Talreja. *Fatigue of composite materials : damage mechanisms and fatigue life diagrams*. Proc Roy Soc Lond, vol. 64, pages A378–461, 1981.
- [Talreja 85] R. Talreja. *Fatigue of composite materials*. PhD thesis, technical university of Denmark Lyngby, 1985.

- [Talreja 86] R. Talreja. *Stiffness properties of composite laminates with matrix cracking and interior delamination*. Engineering fracture mechanics, vol. 25(5/6), pages 751–762, 1986.
- [Talreja 08] R. Talreja. *Damage and fatigue in composites - a personal account*. Composites science and technology, vol. 68, pages 2585–2591, 2008.
- [Teyssedre 97] G. Teyssedre & C. Lacabanne. *Caractérisation des polymères par analyse thermique*. Techniques de l'ingénieur, 1997.
- [Toubal 04] L. Toubal. *approches analytique et expérimentale de l'endommagement par fatigue d'un composite carbone/epoxy*. PhD thesis, Université Toulouse 3, Paul Sabatier, 2004.
- [Van Paeppegem 10] W. Van Paeppegem. *Fatigue damage modelling of composite materials with the phenomenological residual stiffness approach*. Fatigue life prediction of composites and composite structures, vol. -Woodhead publishing in materials, 2010.
- [Vassilopoulos 10a] A.P. Vassilopoulos, B.D. Manshadi & T. Keller. *Influence of the constant life diagram formulation on the fatigue life prediction of composite materials*. International journal of fatigue, vol. 32, pages 659–669, 2010.
- [Vassilopoulos 10b] A.P. Vassilopoulos, B.D. Manshadi & T. Keller. *Piecewise non-linear constant life diagram formulation for FRP composite materials*. International journal of fatigue, vol. 32, pages 1731–1738, 2010.
- [Vieilleveigne 97] S. Vieilleveigne, D. Jeulin, L. Renard & N. Sicot. *modelling of the fatigue behaviour of a unidirectional glass-epoxy composite submitted to fatigue loadings*. International conference on fatigue of composites, Paris, France, vol. La société française de métallurgie et de matériaux, pages 424–430, 3-5 juin 1997.
- [Wang 84] A.S.D. Wang. *Fracture mechanics of sublaminar cracks in composite materials*. Comp. Tech. review, vol. 6(2), pages 45–62, 1984.
- [Welsh 02] J.S. Welsh & D.F. Adams. *An experimental investigation of the bi-axial strength of IM6/3501-6 carbon/epoxy cross-ply laminates using cruciform specimens*. Composites Part A, vol. 33, pages 829–839, 2002.
- [Wöhler 70] A. Wöhler. *Über die Festigkeitsversuche mit Eisen and Stahl*. Zeitschrift für Bauwesen, vol. 20, pages 73–106, 1870.
- [Xu 96] L.Y. Xu. *On the law of transverse matrix crack growth in brittle polymeric matrix composite laminate under static loadings*. Journal of composite materials, vol. 30(3), pages 384–405, 1996.

Résumé

La connaissance du comportement de composites sous un état de contraintes multi-axial reste un enjeu majeur pour l'optimisation du dimensionnement des structures. La machine de fatigue bi-axiale présente au LGP permet de générer un état de contrainte bi-axial par l'utilisation d'éprouvettes cruciformes. La conception des éprouvettes reste un enjeu majeur pour les chercheurs pour répondre aux problèmes spécifiques liés aux matériaux composites. Un nouveau type d'éprouvette cruciforme en composite sera conçu en lien avec les problématiques liées au procédé d'infusion de résine liquide (LRI). Il sera ensuite fabriqué avec ce procédé et utilisé pour caractériser le comportement de composites en fatigue bi-axiale. Le suivi des essais sera réalisé en utilisant simultanément un système de corrélation d'images numériques et un système de thermographie infrarouge. La corrélation d'images est une technique optique de mesure de champs qui permet d'obtenir la cartographie des déplacements sur la totalité de la surface de l'éprouvette testée. La thermographie infrarouge permet d'avoir accès à la cartographie de température sur cette surface. Une corrélation entre les données provenant des deux systèmes sera effectuée pour tenter de remonter aux mécanismes d'endommagement des composites lors d'une sollicitation en fatigue bi-axiale. Une corrélation entre des données uni-axiales et bi-axiales sera effectuée.

Abstract

Knowledge of the behavior of composite materials under multi-axial stress state remains a major objective for structure sizing and optimization. The bi-axial fatigue machine owned by the LGP allows generating a bi-axial stress state, using cruciform specimens. The design of such specimens is a real challenge for researchers to face the specific problems linked to composite materials. A new kind of cruciform specimen will be designed specifically for composite materials manufactured using the liquid resin infusion (LRI) process. It will be manufactured with this process and used to characterize the behavior of composite materials under bi-axial loading. The monitoring of the experiments will be achieved using simultaneously digital image correlation (DIC) to measure the displacements and infrared thermography to measure the temperature variations. DIC is a full field measuring technique which allows obtaining the full cartography of the displacements all over the surface of the specimen. Infrared thermography is also a full field measuring technique used to obtain the cartography of temperature on the whole surface of the specimen. A correlation between the data obtained with both systems will be attempted to identify the damage mechanisms of composites under bi-axial fatigue. A correlation between uni-axial and bi-axial data will also be attempted.

