



HAL
open science

Caractérisation expérimentale par émission acoustique et modélisation numérique du comportement des structures composites obtenues par enroulement filamentaire

Hajer Boussetta Abid

► **To cite this version:**

Hajer Boussetta Abid. Caractérisation expérimentale par émission acoustique et modélisation numérique du comportement des structures composites obtenues par enroulement filamentaire. Génie mécanique [physics.class-ph]. Université de Technologie de Compiègne; École nationale d'ingénieurs de Sfax (Tunisie), 2019. Français. ⟨NNT: 2019COMP2519⟩. ⟨tel-03207588⟩

HAL Id: tel-03207588

<https://theses.hal.science/tel-03207588v1>

Submitted on 25 Apr 2021

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.

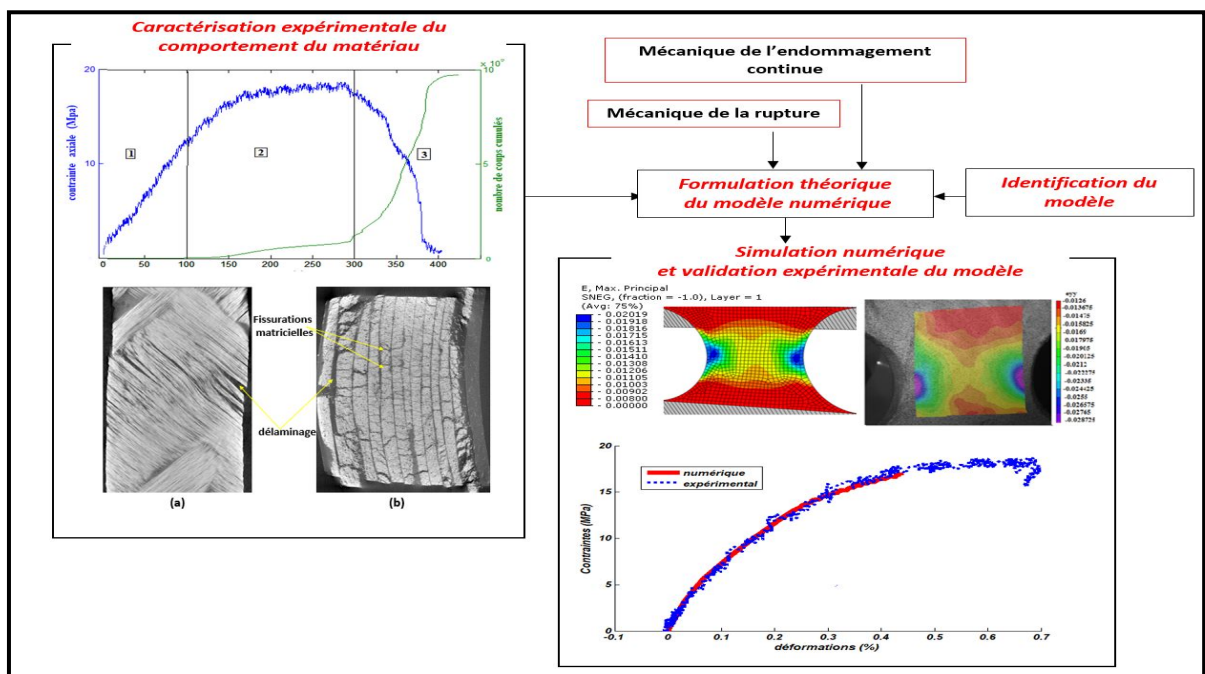


HAL Authorization

Par Hajer BOUSSETTA ABID

Caractérisation expérimentale par émission acoustique et modélisation numérique du comportement des structures composites obtenues par enroulement filamentaire

Thèse présentée en cotutelle
pour l'obtention du grade
de Docteur de l'UTC



Soutenue le 8 octobre 2019

Spécialité : Mécanique et Matériaux : Unité de recherche en Mécanique
- Laboratoire Roberval (FRE UTC - CNRS 2012)

D2519

Caractérisation expérimentale par émission acoustique et modélisation numérique du comportement des structures composites obtenues par enroulement filamentaire

Spécialité : Mécanique et Matériaux

Thèse en cotutelle pour l'obtention du grade de Docteur de l'Université de Technologie de Compiègne et de l'École nationale des ingénieurs de Sfax

*Soutenue publiquement par **Hajer Boussetta Abid** le 8 octobre 2019 devant le jury composé de :*

Examinatrice	Prof. Salima BOUVIER	Université de Technologie de Compiègne, France.
Examinateur	Prof. Moez ABDENNADHER	IPEIS, Tunisie.
Examinatrice	Dr. Mylène LAGARDERE	IMT Ecole Mines–Telecom, France.
Examinateur	Dr. Napo BONFOH	ENIM-Metz, France.
Rapporteur	Prof. Zitouni AZARI	ENIM-Metz, France.
Rapporteur	Prof. Abderrahim El Mahi	Le Mans Université, France.
Directeur	Prof. Abdelouahed LAKSSIMI	Université de Technologie de Compiègne, France.
Directeur	Prof. Lassaad WALHA	Ecole Nationale des Ingénieurs de Sfax, Tunisie.
Invité	Prof. Mohamed HADDAR	Ecole Nationale des Ingénieurs de Sfax, Tunisie.
Invité	Dr. Hocine KEBIR	Université de Technologie de Compiègne, France.

Dédicaces

Je dédie ce travail aux personnes qui me sont les plus chères :

A ma petite fille Eya qui est venue au monde au cours de ma troisième année et qui m'a donnée le vrai sens du temps et m'a appris la pureté de l'amour maternelle.

A mes chers parents pour leurs sacrifices sans prix durant mon cursus académique, pour avoir donné une importance première à mes études et avoir considéré ma réussite l'objectif de leur vie.

A mon mari qui a su être patient, qui a cru en moi et m'a supporté pour aller au bout.

A mon frère et mes sœurs pour leur exemplaire bonté, pour le réconfort qu'ils m'ont procuré et toute l'estime qu'ils m'ont donnée.

A mon beau-père, à ma belle-mère et à mon beau-frère qui ont fait de leur mieux pour me supporter.

Et en fin à mes amies Maroua et Imene sur qui j'ai toujours compté pour m'épauler.

Remerciements

Avant tout, je tiens à exprimer ma profonde reconnaissance à tous ceux qui de près ou de loin ont contribué à la réalisation de ce travail. Je tiens à exprimer toute ma gratitude à monsieur Abdelouahed Lakssimi pour son encadrement, sa disponibilité, son aide précieuse et collaboration, ses conseils utiles et ses critiques parfois sévères mais toujours constructives.

J'adresse mes remerciements chaleureux à Mr Lassaad Walha pour le temps qu'il m'a accordé, ses qualités pédagogiques et scientifiques, sa franchise et sa sympathie.

Je remercie également Mr Moez Beyaoui d'avoir co-encadré cette thèse, de m'avoir encouragée et motivée sans relâche dans des moments qui ont été très difficiles pour moi et de m'avoir fait confiance malgré toutes les difficultés que j'ai rencontrées.

Mes remerciements s'adressent aussi à monsieur Mohamed Haddar, qui a essayé de m'aider à faire face à tout problème j'ai rencontré lors de l'élaboration de mon travail.

Cette thèse n'aurait pas pu voir le jour sans le soutien de Mr Mohamed Gallass le responsable QHSE chez la société tunisienne « GCER » qui m'a fourni tout ce qu'il me faut pour réaliser mes essais expérimentaux.

Un grand merci également à Mr Hocine Kebir, Mr Mondher Zidi et Mr Ated Ben Khalifa avec qui les échanges ont été très enrichissants.

Je remercie aussi toute l'équipe du laboratoire Roberval de l'UTC pour leur accueil, et pour leur aide précieuse, en particulier Walid Harizi, Isabelle Valluet, Khalil Hamdi et Legin Blanche.

Je remercie vivement Messieurs les membres du jury qui font l'honneur de juger ce travail. Veuillez Messieurs, trouver ici l'expression de ma reconnaissance et mon profond respect.

Table des matières

Table des matières	3
Liste des figures	6
Liste des tableaux	11
Nomenclature	12
Introduction générale :	15
Chapitre 1 : Etude bibliographique	19
1.1. Introduction	19
1.2. Généralités sur les matériaux composites :.....	19
1.2.1. Définition, applications et procédés de mise en œuvre :.....	19
1.2.2. Comportement mécanique :	26
1.3. Dégradation des matériaux composites	29
1.4. Techniques de caractérisation du comportement endommageable des matériaux composites :.....	31
1.4.1. Emission acoustique	31
1.4.2. Corrélation d'images numériques	39
1.4.3. Observations microscopiques par microscopie électronique à balayage :	47
1.4.4. Tomographie à rayons X :.....	49
1.5. Approches de l'analyse et de la modélisation de la fissuration des matériaux composites :.....	51
1.5.1. Critères de rupture	52
1.5.2. Modèles d'endommagement continu des matériaux composites :.....	53
1.6. Conclusion :.....	61
Chapitre 2 : Caractérisation expérimentale du comportement du matériau	62
2.1. Introduction :	62
2.2. Caractérisation mécanique du comportement du matériau :	62

2.2.1.	Matériau de l'étude.....	62
2.2.2.	Protocole expérimental :.....	64
2.2.3.	Caractérisation du comportement du matériau par émission acoustique :.....	67
2.2.4.	Observations microscopiques :.....	88
2.3.	Conclusion :.....	90
Chapitre 3 : Formulation théorique et identification expérimentale du modèle numérique.....		92
3.1	Introduction :	92
3.2	Formulation théorique du modèle :	92
3.2.1	Échelle de la modélisation :	92
3.2.2	Motif de l'enroulement filamentaire :	93
3.2.3	Concept de la contrainte effective :.....	96
3.2.4	Formulation thermodynamique du modèle du pli :	98
3.3	Identification du modèle du pli :.....	105
3.3.1	Identification des coefficients du modèle du pli :	105
3.3.2	Détermination des propriétés mécaniques du matériau :.....	110
3.3.3	Détermination des coefficients du modèle du pli :.....	119
3.4	Modèle de l'interface :.....	122
3.4.1	Critères de l'initiation de l'endommagement à l'interface :	124
3.4.2	Loi de propagation de l'endommagement à l'interface :	125
3.5	Identification du modèle de l'interface :.....	126
3.5.1	Méthode de l'intégrale du contour J :.....	126
3.5.2	Modèle éléments finis utilisé pour identifier les paramètres de l'interface par la méthode de l'intégrale J :	128
3.6	Conclusion :.....	131
Chapitre 4 : modélisation numérique du comportement du matériau et validation expérimentale :		132
4.1	Introduction :	132
4.2	Simulation numérique des éprouvettes représentatives :.....	133

4.2.1	Simulation de l'éprouvette longitudinale :	133
4.2.2	Simulation de l'éprouvette cylindrique :	136
4.3	Validation expérimentale du modèle numérique	138
4.3.1	Chargement des éprouvettes longitudinales :	138
4.3.2	Chargement des anneaux :	139
4.4	Application industrielle : Simulation numérique par la méthode des éléments finis du comportement d'un tube sous pression :	146
4.4.1	Description de l'essai de mise sous pression d'un tube :	146
4.4.2	Description de la simulation de l'essai de mise sous pression du tube :	147
4.4.3	Résultats de la simulation de l'essai de mise sous pression et comparaison avec l'expérience :	149
4.5	Conclusion	150
	Conclusion générale	152

Liste des figures

Figure 1 : Différents types de plis dans un stratifié : (a) tissu, (b) mat (c) unidirectionnel (image de Lionel GENDRE [1])	21
Figure 2: Moulage au contact [2]	21
Figure 3 : Moulage sous vide (photo SSI Composites [3])	22
Figure 4 : Principe de l'infusion sous vide [4].....	22
Figure 5: Structure sandwich du composite [6]	23
Figure 6 : Principe de l'enroulement filamentaire	24
Figure 7: Types d'enroulement filamentaire.....	25
Figure 8 : Réservoirs de stockage d'hydrogène	25
Figure 9 : Pipelines	25
Figure 10: Quelques exemples d'application du procédé d'enroulement filamentaire dans le domaine de l'aéronautique : (a) Arbre de transmission d'un hélicoptère, (b) Structure de fusée, (c) Fuselage.....	26
Figure 11: Matériau orthotrope	28
Figure 12: Système d'axes d'un composite stratifié.....	28
Figure 13: Types d'endommagements observés dans un stratifié composite sollicité [13] 30	
Figure 14: Effets de Kaiser et de Felicity [119]	33
Figure 15: Schéma typique du protocole expérimental de l'émission acoustique.....	33
Figure 16: Présentation d'un signal d'émission acoustique.	34
Figure 17: Principe de corrélation d'images numériques : (a) position de l'imagette dans l'image de référence, (b) position de l'imagette dans l'image de déformée à l'instant t (Sutton et al.,[42]).....	40
Figure 18: Application du mouchetis dans la zone d'étude de l'éprouvette (Jean-Loup PENSIER – François HILD,2004 [45])	41
Figure 19: Principe de stéréovision par utilisation d'une paire de caméras CCD (Garcia, 2001 [46]).....	42
Figure 20: Exemple de mire de calibration des caméras. [47]	42
Figure 21: Principe de calibration d'une caméra [48]	43
Figure 22: Exemple de validation par CIN d'un modèle numérique simulant le comportement de cisaillement interlaminaire d'un matériau composite à matrice polymère [52]	45

Figure 23: Organigramme de la procédure d'identification des propriétés mécaniques d'un modèle numérique par la méthode de recalage de modèles éléments finis (FEMU).....	46
Figure 24: Exemple de suivi de la dégradation d'un matériau composite à des niveaux différents de chargement par mesure de déformations longitudinales en utilisant la méthode de CIN [57].....	47
Figure 25: Principe de la microscopie à balayage électronique	48
Figure 26: Principe de la tomographie par les rayons X	50
Figure 27: Méso-constituants d'un stratifié composite.....	53
Figure 28: Modes de délaminage des stratifiés composites	55
Figure 29: Principe de la technique VCCT	59
Figure 30: Principe des modèles des zones cohésives	60
Figure 31 : Exemple d'une loi de traction- séparation [117]	61
Figure 32 : Tube découpé par jet d'eau pour obtenir des éprouvettes longitudinales.....	63
Figure 33: Géométrie de l'éprouvette longitudinale	64
Figure 34: Dispositif expérimental de l'émission acoustique : (a) disposition des capteurs et de la jauge de déformations (b) préamplificateurs utilisés ayant un gain de 40 dB (c) acquisition des signaux d'émission acoustique (d) acquisition des déformations.....	65
Figure 35: Dispositif du vidéo microscope HIROX.....	66
Figure 36: Morceau de l'éprouvette endommagée découpée au niveau de la zone utile, métallisé pour l'observation par MEB	67
Figure 37: (a) Dispositif de tomographie du laboratoire (Phoenix X-ray), (b) détails du système : une platine de rotation, une source et un détecteur	67
Figure 38: Corrélacion entre l'activité acoustique et l'évolution de la résistance du matériau en fonction du temps	68
Figure 39: Distribution des amplitudes des événements acoustiques durant tout l'essai de traction.....	71
Figure 40: Distribution des fréquences des événements acoustiques durant tout l'essai de traction.....	71
Figure 41: Signal acoustique	76
Figure 42: Dendrogramme de corrélation des caractéristiques des signaux EA	77
Figure 43: Détermination du nombre de classes optimal.....	79
Figure 44: Exemple simplifié de classification par la méthode K-moyennes.....	80
Figure 45: Evolution dans le temps du nombre d'évènements acoustiques pour chaque classe	81

Figure 46: Distribution et classification des signaux en fonction des valeurs de leurs caractéristiques	82
Figure 47: Identification des formes d'ondes des signaux pour chaque classe	83
Figure 48: Histogramme 3D de la distribution de l'énergie et de la durée en fonction de l'amplitude	84
Figure 49: Principe de classification par la carte auto-organisatrice de Kohonen	85
Figure 50: Représentation de la carte auto-organisatrice de KOHONEN	86
Figure 51: Projection des valeurs des caractéristiques des signaux sur la matrice U	87
Figure 52: Observations microscopiques (en face et en épaisseur), de la partie utile d'une éprouvette longitudinale ± 55 chargée en traction, par un vidéo microscope numérique vertical.....	89
Figure 53: Observations microscopiques (dans l'épaisseur) par MEB de la zone de rupture des éprouvettes longitudinales ± 55 chargées en traction	89
Figure 54: Observations microscopiques par Tomographie X : (a) dans le plan XZ, (b) dans l'épaisseur (plan XY).....	90
Figure 55: Meso- constituants du modèle	93
Figure 56 : Formes de losanges produites par enroulement filamentaire hélicoïdal ([106])	93
Figure 57 : Les quatre premiers passages d'un Processus d'enroulement filamentaire d'un tube avec des fibres orientés à $\pm \alpha$ [107].....	94
Figure 58: Observation par Tomographie X d'une éprouvette non chargée par un balayage à travers l'épaisseur.....	95
Figure 59: Cellule unitaire des structures composites obtenues par enroulement filamentaire [106]	95
Figure 60: Simulation du premier circuit du processus de l'enroulement filamentaire d'un tube et de la découpe aléatoire d'une éprouvette	96
Figure 61 : Principe de la contrainte effective : (a) configuration vierge (b) configuration endommagée (c) configuration effective [99].....	97
Figure 62 : Algorithme d'intégration numérique.....	105
Figure 63: Géométrie des éprouvettes cylindriques (anneaux) à 90° d'orientation de fibres	112
Figure 64: Essai de traction sur anneaux bobinés à 90° et testés suivant la direction des fibres : dispositif expérimental, et réponse contraintes vs déformations	113
Figure 65: Rosette collée sur l'anneau pour mesurer les déformations dans les deux directions longitudinale et transversale.....	113

Figure 66 : Relation entre les déformations longitudinales et transversales pour les anneaux bobinés à 90° chargés en traction.	114
Figure 67: Essai de compression sur anneaux bobinés à 90° : dispositif expérimental, et réponse contraintes vs déformations	115
Figure 68: Essai de traction sur éprouvette longitudinale de 90° d'orientation de fibres : dispositif expérimental, et réponse contraintes vs déformations.....	116
Figure 69: Relation entre les déformations longitudinales et transversales pour les éprouvettes longitudinales orientées à 90° chargées en traction.	116
Figure 70: Essai de compression sur éprouvette longitudinale de 90° d'orientation de fibres : dispositif expérimental et réponse contraintes vs déformations	117
Figure 71 : Réponse contraintes vs déformations d'un essai de traction cyclique sur une éprouvette longitudinale de $\pm 45^\circ$ d'orientation de fibres	118
Figure 72: Contraintes de cisaillement σ_6 (Mpa) vs déformations plastiques de cisaillement ϵ_{6p} (%).....	122
Figure 73: Contraintes de cisaillement σ_6 (Mpa) vs variable d'intégrité $\Omega_{12} = \sqrt{1-d_2}$...	122
Figure 74: Loi de traction/séparation typique [118].....	124
Figure 75 : Contour de l'intégration	126
Figure 76 : Modélisation de la fissure	129
Figure 77: Maillage raffiné au niveau de la fissure.....	130
Figure 78: Géométrie de l'éprouvette longitudinale	134
Figure 79: Conditions aux limites d'une éprouvette longitudinale chargée en traction....	134
Figure 80: Conditions aux limites d'une éprouvette longitudinale chargée en compression	135
Figure 81: Vue du maillage dans l'épaisseur du modèle 3D de l'éprouvette longitudinale	135
Figure 82: Géométrie de l'éprouvette cylindrique (anneau)	136
Figure 83: Conditions aux limites des anneaux en traction (gauche) et en compression (droite).....	137
Figure 84: Vue du maillage du modèle coque de l'éprouvette cylindrique	137
Figure 85: La réponse contraintes axiales – déformations axiales mesurée par extensométrie lors de la traction d'une éprouvette longitudinale GRP ± 55 et la simulation correspondante	139
Figure 86: Dispositif expérimental de la stéréo-correlation d'images numériques lors d'un essai de traction	141

Figure 87: Dispositif expérimental de la stéréo-correlation d'images numériques lors d'un essai de compression	141
Figure 88: Anneau moucheté	142
Figure 89: Réponse « contraintes circonférentielles vs déformations circonférentielles » des anneaux GRP ± 55 lors d'un essai de traction, et la simulation numérique correspondante.	142
Figure 90: Réponse « contraintes circonférentielles vs déformations circonférentielles » des anneaux GRP ± 55 lors d'un essai de compression et la simulation numérique correspondante	143
Figure 91: Champ de déformations axiales numérique (gauche) et expérimental (droite) juste avant la défaillance de l'anneau soumis à un essai de traction	144
Figure 92: Champ de déformations axiales numérique (gauche) et expérimental (droite) juste avant la défaillance de l'anneau soumis à un essai de compression	144
Figure 93: Distribution des variables d'endommagement juste avant la rupture de l'anneau chargé en traction : SDV2=d ₁ à gauche et SDV3=d ₂ à droite.....	145
Figure 94: Distribution des variables d'endommagement juste avant la rupture de l'anneau chargé en compression : SDV2=d ₁ à gauche et SDV3=d ₂ à droite.....	145
Figure 95: Dispositif expérimental de l'essai de mise sous pression du tube (a) tube maintenu sous pression, (b) affichage de la variation de la pression	147
Figure 96: Distribution en fonction du temps de la pression hydraulique exercée lors de l'essai expérimental.....	148
Figure 97: Conditions aux limites du tube mis sous pression interne.....	148
Figure 98: Maillage du modèle coque du tube	149
Figure 99: La réponse contraintes circonférentielles/temps d'un essai de mise sous pression d'un tube GRP ± 55 et la simulation numérique correspondante.....	150

Liste des tableaux

Tableau 1 : Propriétés mécaniques de quelques renforts fibreux.....	20
Tableau 2: Propriétés mécaniques de quelques matrices organiques.....	20
Tableau 3 : Synthèse bibliographique des valeurs d'amplitudes des signaux EA relatifs aux différents mécanismes d'endommagement pour différents types de composites.	35
Tableau 4: Synthèse bibliographique des valeurs de fréquences des signaux EA relatifs aux différents mécanismes d'endommagement pour différents types de composites.	36
Tableau 5: Synthèse des valeurs des amplitudes des signaux EA relatifs aux différents mécanismes d'endommagement obtenus pour différents types de composites	70
Tableau 6: Synthèse des valeurs des fréquences des signaux EA relatifs aux différents mécanismes d'endommagement obtenus pour différents types de composites	70
Tableau 7: Formes des signaux identifiées par Huguet et al. [36] relativement aux différents types d'endommagement.....	73
Tableau 8: Définition des caractéristiques du signal acoustique.....	75
Tableau 9: Matrice de corrélation des caractéristiques des signaux EA	76
Tableau 10: Valeurs des caractéristiques des centres de classes.....	82
Tableau 11: Variables d'état et leurs forces thermodynamiques correspondantes	99
Tableau 12: Paramètres du modèle d'endommagement du pli	106
Tableau 13: Propriétés physiques et mécaniques du matériau et les dispositifs expérimentaux utilisés pour leur détermination.....	111
Tableau 14 : Propriétés mécaniques du matériau.....	120
Tableau 15 : Coefficients du modèle numérique	121
Tableau 16: Modules de l'ingénieur du composite.....	130
Tableau 17: Paramètres du modèle de l'interface.....	130
Tableau 18: Taille du problème de simulation de l'éprouvette longitudinale	135

Nomenclature

RISE	Temps de montée d'un signal acoustique (μs)
AMPL	Amplitude d'un signal acoustique (dB)
ENER	Energie d'un signal acoustique (aj)
DURA	Durée d'un signal acoustique (μs)
CNTS	Nombre de coups d'un signal acoustique
PCNTS	Nombre de coups au pic d'un signal acoustique
SSTR	Intensité du signal acoustique (aj)
ABEN	Energie absolue d'un signal acoustique (aj)
ASL	Niveau moyen du signal acoustique (dB)
RMS16	Moyenne quadratique du signal acoustique (V)
AFRQ	Fréquence moyenne d'un signal acoustique (khz)
RFRQ	Fréquence de réverbération d'un signal acoustique (khz)
IFRQ	Fréquence d'initiation d'un signal acoustique (khz)
DB	Indice de validité de classification de Davies Bouldin
TOU	Indice de validité de classification de TOU
SILHOUETTE	Indice de validité de classification de Silhouette
H_1, H_2, H_3	Coefficients de cisaillement de la surface d'endommagement
J_1, J_2, J_3	Coefficients normaux de la surface d'endommagement
c_{1d}, c_{2d}, γ_0	Coefficients de durcissement relatif à l'endommagement
c_{1p}, c_{2p}, R_0	Coefficients de durcissement relatif à la plasticité
$f_1, f_2, f_3, f_{11}, f_{22}, f_{66}, f_{12}, f_{13}, f_{23}$	Coefficients de la surface de la déformation plastique
E_m (Gpa)	Module de résistance à la traction de la matrice
E_f (Gpa)	Module de résistance à la traction des fibres
V_f	Fraction du volume en fibres de verre
V_m	Fraction du volume en matrice
E_{11} (Gpa)	Module de rigidité longitudinal
E_{22} (Gpa)	Module de rigidité transverse plan

G_{12} (Gpa)	Module de cisaillement plan
E_{33} (Gpa)	Module de rigidité transverse hors plan
G_{13} (Gpa)	Module de cisaillement axial hors plan
G_{23} (Gpa)	Module de cisaillement transverse
ν_{12}	Coefficient de Poisson axial plan
ν_{13}	Coefficient de Poisson axial hors-plan
ν_{23}	Coefficient de Poisson transverse
F_{t11} (Mpa)	Limite ultime en tension dans la direction longitudinale
F_{t22} (Mpa)	Limite ultime en tension dans la direction transversale
F_{t12} (Mpa)	Limite ultime de cisaillement plan
F_{c11} (Mpa)	Limite ultime en compression dans la direction longitudinale
F_{c22} (Mpa)	Limite ultime en compression dans la direction transversale
E_{11}^* (Gpa)	Module de rigidité longitudinal plan juste avant la rupture
E_{22}^* (Gpa)	Module de rigidité transverse plan juste avant la rupture
G_{12}^* (Gpa)	Module de cisaillement plan endommagé
σ_{12}, σ_6 (Mpa)	Contraintes de cisaillement plan
Ω_{12}	Variable d'intégrité
k_f	Module de compression hydrostatique de la fibre
k_m	Module de compression hydrostatique de la matrice
F_{12}	Contrainte ultime de cisaillement plan
$\varepsilon_{12}, \varepsilon_6$	Déformation mesurée en cisaillement plan
ε_{11}	Déformation axiale mesurée en traction
ε_{22}	Déformation transverse mesurée en traction
D	Tenseur d'endommagement
d_1, d_2, d_3	Variation d'endommagement
$\bar{\sigma}$	Contrainte effective
$\bar{\varepsilon}$	Déformation effective
ε^p	Variable de déformation plastique
ε	Variable de déformation totale
p	Variable d'écrouissage plastique
\mathcal{D}	Variable de durcissement lié à l'endommagement
C	Matrice de rigidité
\bar{C}	Matrice de rigidité effective
S	Matrice de souplesse
\bar{S}	Matrice de souplesse effective
C^{epd}	Tenseur de la loi constitutive elastoplastique endommageable

ψ	Energie libre de Helmotz
φ	Energie de déformation
π	Energie de dissipation
g^p	Fonction de la surface de la déformation plastique
g^d	Fonction de la surface de l'endommagement
Y	Force thermodynamique associée à l'endommagement
λ^p	Multiplicateur plastique
λ^d	Multiplicateur d'endommagement
σ_n	Contrainte cohésive normale de contact
σ_s, σ_t	Contraintes cohésives de contact en cisaillement
δ_n	Déplacement normal de l'élément cohésif
δ_s, δ_t	Déplacements en cisaillement de l'élément cohésif
J	Intégrale de Rice
G^c	Energie totale de restitution
G_I^c, G_{II}^c et G_{III}^c	Energies de restitution des trois modes de ruptures
K_I, K_{II} et K_{III}	Facteurs d'intensité de contraintes des trois modes de ruptures
ρ_f	Masse volumique du renfort
ρ_m	Masse volumique de la matrice
G_f	Module de cisaillement du renfort
G_m	Module de cisaillement de la matrice

Introduction générale

De nos jours, les tubes obtenus par enroulement filamenteux PRV (Polyester renforcé par des fibres de verre) sont largement utilisés dans plusieurs environnements particulièrement dans le transport des fluides d'une façon enterrée ou aérienne.

En effet, dans ce domaine, ce matériau composite est très compétitif comparé à d'autres matériaux conventionnels.

Cette compétitivité est basée sur ses bonnes propriétés mécaniques comme la rigidité et la résistance à la fatigue mais aussi chimiques comme la résistance à la corrosion en plus de sa légèreté.

Cependant, pour le concepteur, ces nouveaux matériaux représentent un changement important, qui impacte profondément la conception, et la réalisation des produits industriels. Pour bien prendre la mesure de ce changement, il est essentiel de bien appréhender les particularités mécaniques de ce matériau.

En effet, plusieurs recherches sont effectuées, ces dernières années, pour caractériser le comportement des structures composites afin de contrôler l'évolution de leur dégradation pendant le chargement.

Cependant, cela reste toujours un problème important du point de vue de l'ingénierie à cause de la complexité du phénomène d'endommagement des composites, en plus de l'architecture, spécifique de ce type de structures, créée pendant le processus d'enroulement filamenteux pour supporter les contraintes imposées.

Ainsi, la solution du problème est toujours ouverte et les essais expérimentaux restent le facteur clé pour caractériser convenablement le comportement réel du matériau et donc pouvoir réaliser le modèle numérique le plus efficace pouvant prédire le comportement des structures conçues.

Dans ce contexte, plusieurs techniques expérimentales de caractérisation peuvent être utilisées et se complètent pour recueillir autant d'informations que possible permettant de bien appréhender tous les phénomènes d'endommagement pouvant se produire dans le matériau d'étude.

En effet, une étude expérimentale de caractérisation d'un matériau est toujours complétée par des observations microscopiques des structures chargées permettant de comprendre les différents types d'endommagement.

Dans la littérature, l'observation microscopique est réalisée par plusieurs techniques classiques comme la microscopie optique ou photonique et plus développées comme la microscopie électronique à balayage, la microscopie électronique à transmission, la tomographie X, et la radiographie par rayons X.

Dans cette thèse, les observations microscopiques ont été réalisées grâce à la tomographie X et le microscope électronique à balayage. Le plan détaillé de ce manuscrit est présenté par la suite.

Dans le premier chapitre, on abordera les notions de bases propres à notre étude. Les matériaux composites seront donc présentés d'une façon générale en insistant sur les structures composites obtenues par enroulement filamentaire.

En effet, un bref rappel sur les domaines d'application de ces structures, ainsi que sur leur procédé de mise en œuvre sera réalisé.

On présentera dans ce même chapitre, les mécanismes d'endommagement pouvant apparaître dans un matériau composite ainsi que les techniques expérimentales pouvant être utilisées pour les caractériser.

Les concepts généralement utilisés dans l'analyse de la fissuration ainsi que quelques modèles d'endommagement des matériaux composites utilisés dans la littérature seront aussi présentés dans ce chapitre d'étude bibliographique.

Le deuxième chapitre a pour but la caractérisation expérimentale du comportement du matériau composite obtenu par enroulement filamentaire.

Il s'agit donc de présenter les dispositifs expérimentaux ainsi que les techniques utilisées pour appréhender les phénomènes de dégradation se produisant dans le matériau d'étude lors de son chargement.

Distinguer et localiser les mécanismes d'endommagement n'est pas suffisant lorsqu'il s'agit d'une étude de caractérisation ayant pour but la modélisation du comportement du matériau. En effet, l'analyse de l'évolution de ces mécanismes durant la vie du matériau est primordiale.

Dans ce propos, l'émission acoustique est l'outil le plus utilisé, grâce à sa puissance et sa capacité à localiser les fissures d'une part, et à appréhender et contrôler en temps réel le comportement du matériau en question d'une autre part.

Et c'est dans ce cadre que s'inscrit la majorité de l'étude expérimentale de caractérisation faisant l'objet du deuxième chapitre.

Cette technique a été appliquée dans des études précédentes avec succès pour tester les structures composites obtenues par enroulement filamentaire.

Dans ces études la méthode la plus utilisée pour analyser les données d'émission acoustique est une méthode classique qui consiste à l'exploitation des histogrammes des amplitudes et des fréquences. Cependant, plusieurs autres paramètres caractérisent un signal acoustique.

Dans ce contexte, une analyse statistique plus poussée a été réalisée.

Cette analyse consiste en la composition de groupes de signaux qui ont des signatures acoustiques similaires, de façon à pouvoir identifier les différents modes d'endommagement origines de ces signaux.

En effet, une approche quantitative basée sur l'analyse par reconnaissance de forme non supervisée des signaux acoustiques enregistrés lors du chargement du matériau d'étude est proposée en utilisant deux des méthodes de classification non supervisées les plus utilisées : la méthode des K-moyennes et la carte auto-organisatrice de Kohonen .

Le troisième chapitre de cette thèse sera dédié à la formulation théorique du modèle numérique développé de façon à reproduire le comportement du matériau d'étude caractérisé expérimentalement dans le premier chapitre.

L'échelle adopté dans la modélisation numérique est l'échelle méso qui est très favorable à l'étude de la ruine du composite.

Cette échelle se base sur l'hypothèse que toute structure composite stratifiée peut être modélisée à partir de deux méso-constituants, le pli élémentaire et l'interface.

On fera donc l'hypothèse qu'une structure composite obtenue par enroulement filamentaire est considérée comme stratifié.

On se servira de la mécanique de l'endommagement ainsi que de la thermodynamique des processus irréversibles dans notre démarche de formulation mathématique du modèle de pli.

On présentera donc la construction du potentiel thermodynamique à partir duquel seront obtenus les contraintes, les forces thermodynamiques ainsi que les variables d'endommagement.

Dans ce même chapitre on détaillera l'identification de l'ensemble des paramètres propres au modèle de pli ainsi que ceux des éléments cohésifs ayant servi pour modéliser l'interface.

Une fois formulé, le modèle sera implémenté dans une subroutine UMAT pour pouvoir l'appliquer à la simulation numérique avec le code de calcul par éléments finis Abaqus, ce qui fera l'objet du quatrième chapitre.

Parallèlement au développement du modèle, une campagne d'essais expérimentaux multi instrumentés (corrélation d'images numériques, jauges de déformations) est menée sur des éprouvettes représentatives des tubes composites PRV pour valider les capacités du modèle

numérique à reproduire correctement le comportement mécanique macroscopique de ces structures.

Une fois le modèle est validé sur les éprouvettes représentatives, on testera ses capacités dans une application industrielle : la mise sous pression d'un tube entier.

Chapitre 1 : Etude bibliographique

1.1. Introduction

Dans ce chapitre, nous abordons les concepts de base nécessaires à notre étude.

Par-là, nous discernons la présentation des matériaux composites d'une façon générale en insistant sur les structures composites obtenues par enroulement filamentaire (ou encore appelées matériaux composites bobinés). Un bref rappel sur les domaines d'applications ainsi que le procédé de fabrication de ce type de structures sera donc fait.

Plus d'intérêt sera ensuite accordé à la présentation des différents types d'endommagements pouvant apparaître dans les matériaux composites bobinés chargés. Partant de là, nous présentons les techniques les plus utilisées dans la littérature dans le but de détecter et de caractériser ces fissurations.

Comme le but primordial de cette thèse est de modéliser le comportement endommageable du matériau d'étude, une compréhension des concepts de l'analyse de fissuration d'une façon générale quel que soit le matériau est obligatoire ; ce qui fait l'objet de la dernière partie de ce chapitre.

1.2. Généralités sur les matériaux composites :

1.2.1. Définition, applications et procédés de mise en œuvre :

Un matériau composite est constitué d'au moins deux matériaux non miscibles qui s'associent pour former un matériau hétérogène ayant des performances mécaniques meilleures que ceux de ses constituants seuls.

Selon cette définition, plusieurs matériaux peuvent être considérés comme un composite (le bois, les tissus naturels, les os, le béton, les plaques de plâtre, etc. ...).

Pourtant, cette appellation, généralement, s'adresse plus aux pièces constituées des d'éléments discontinus de type fibreux appelés renforts, noyés dans une phase continue appelée matrice de type polymère organique (thermodurcissable ou thermoplastique).

Le renfort est l'élément qui constitue la tenue mécanique (rigidité et résistance) du composite, tandis que la matrice maintient les renforts en position et transfère les efforts entre eux.

On présente dans le tableau (1) et le tableau (2) respectivement les types de renforts et de matrices les plus utilisés surtout dans le domaine de la tuyauterie dans lequel s’inscrit cette thèse, ainsi que leurs performances techniques :

Tableau 1 : Propriétés mécaniques de quelques renforts fibreux

Renfort fibreux	Propriétés			
	Résistance à la traction (Mpa)	Module de traction(Gpa)	Allongement à la rupture (%)	Masse volumique (g/cm ³)
Fibres de Carbone	5407	294	1.75	1.79
Fibres d’aramide	2400 - 3300	45 -160	1.9 - 4.5	1.44 -1.47
Fibres de verre E	3400	73	4	2.6
Fibres de verre S	4500	86	5.3	2.49

Tableau 2: Propriétés mécaniques de quelques matrices organiques

Matrice organique		Propriétés		
		Résistance à la traction (Mpa)	Module de traction(Gpa)	Masse volumique (g/cm ³)
Thermodurcissable	Polyester	50-80	2.8-3.5	1.2
	Epoxy	100-150	3-5	1.1-1.5
Thermoplastique	Polypropylène	20-35	1.1-1.4	0.9
	Polyamide	60-80	1.2-2.5	1.14

La classification des matériaux composites peut se faire non seulement en fonction des types de composants et de leurs différentes combinaisons, mais également en se basant sur le procédé d’élaboration.

On peut citer donc :

- **Les structures composites obtenues par moulage :**

- ✓ *Les composites stratifiés* : Les stratifiés sont constitués de couches élémentaires appelées plis déposées successivement les unes sur les autres selon des différentes directions d’orientation de fibres de façon à répondre aux besoins mécaniques et donc aboutir à la meilleure réponse possible.

La figure 1 permet de distinguer 3 types de plis définis par la forme du renfort : à fibres longues (pli unidirectionnel), à fibres courtes (mat) ou à fibres tissées (tissu).

Les plis sont empilés ou superposés selon différentes orientations de façon à répondre aux besoins mécaniques et donc aboutir à la meilleure résistance possible.

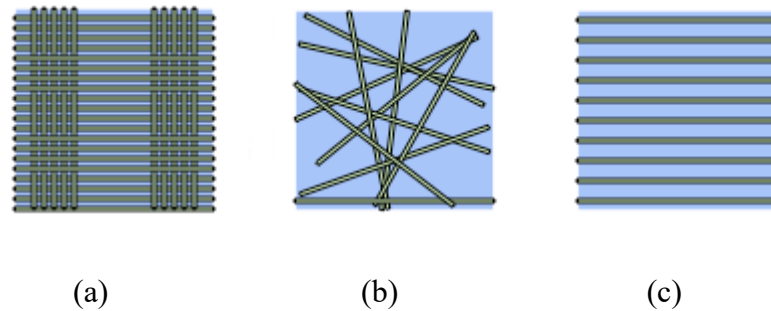


Figure 1 : Différents types de plis dans un stratifié : (a) tissu, (b) mat (c) unidirectionnel (image de Lionel GENDRE [1])

Ce type de structures peut être élaboré manuellement en utilisant un moule ouvert ayant la forme souhaitée, dans lequel on dépose alternativement, des couches de résine liquide et des couches de tissu qui sont ensuite comprimées de façon à imprégner le tissu dans la résine (figure 2).

En effet, on parle du moulage au contact qui est un procédé de petites séries, peu coûteux, permettant la fabrication des grandes pièces. Cependant, l'inconvénient de ce procédé est que la qualité des produits dépend fortement du savoir-faire de l'opérateur.

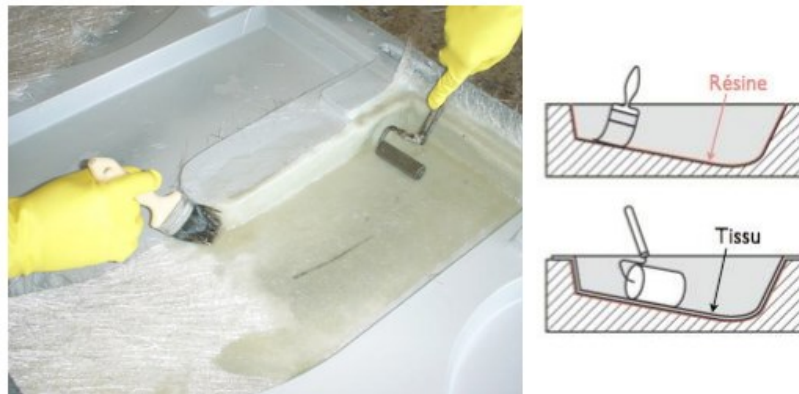


Figure 2: Moulage au contact [2]

Le moulage sous vide présenté dans la figure3 est un autre procédé de fabrication manuelle des pièces composites stratifiées très utilisé, permettant d'avoir des produits d'une qualité meilleure grâce à l'utilisation d'une bache à vide permettant l'aspiration de l'excès de résine et de l'air.

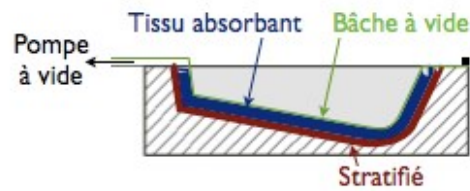
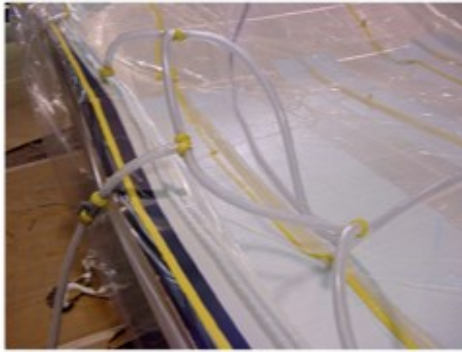


Figure 3 : Moulage sous vide (photo SSI Composites [3])

On cite aussi l'infusion (figure 4), qui est une technique plus couteuse mais assure une qualité meilleure des pièces en plus de la garantie de la sécurité de l'opérateur. En effet, la particularité de cette technique est que l'opérateur n'intervient que pour positionner les plis unidirectionnels ou les tissus, il n'est donc pas obligé de s'exposer aux conditions difficiles du travail propres au moulage au contact (gestes et postures pénibles, odeurs nocives...). L'alimentation de la résine se fait grâce à des canaux reliés à la bâche à vide à partir de plusieurs pots.

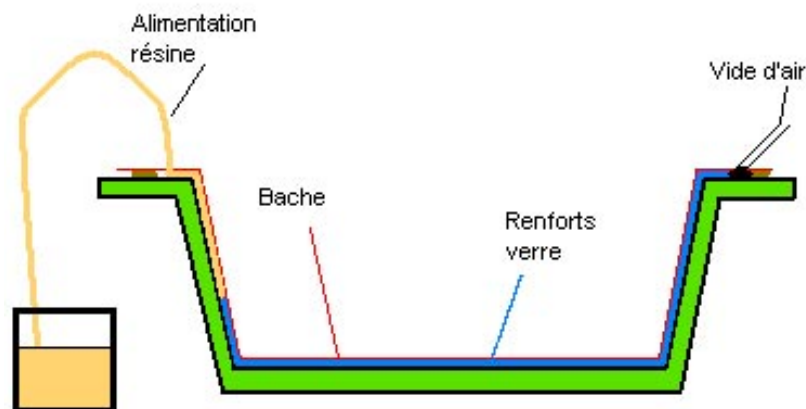


Figure 4 : Principe de l'infusion sous vide [4]

✓ *Les composites sandwichs* : Les pièces composites tissées ou stratifiées sont généralement minces. Ce qui pose un problème si on veut avoir des pièces qui résistent bien hors plan (en flexion et en torsion).

Pour remédier à ce problème, on pense couramment aux composites sandwichs qui permettent de rigidifier la pièce en gardant sa légèreté.

En effet, comme le montre la figure 5, une structure composite sandwich est composée de deux peaux (généralement stratifiées) éloignées l'une de l'autre par une âme épaisse mais légère (généralement nids d'abeilles ou mousses) qui maintient leur écartement.

Ainsi, pour fabriquer une structure composite sandwich il suffit d'assembler les peaux et l'âme en veillant à assurer une adhésion optimale ce qui fait appel généralement au moulage par ses différentes techniques (au contact, sous vide, par injection de résine, à la presse...) permettant l'intégration d'une âme dans l'épaisseur de la structure fabriquée [5].

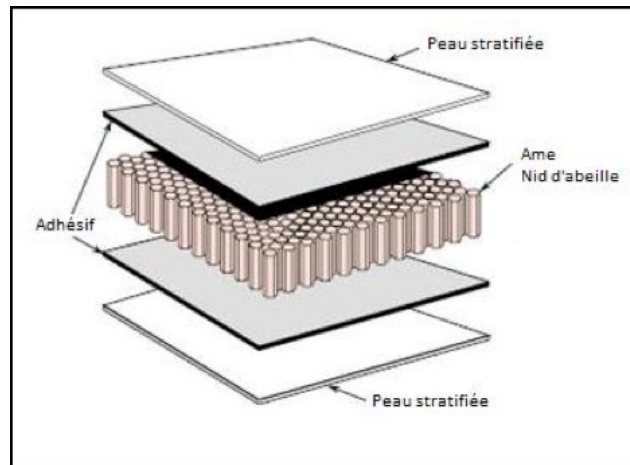


Figure 5: Structure sandwich du composite [6]

- **Les structures composites obtenues par enroulement filamentaire :**

Dans le cas des pièces possédant une symétrie de révolution (tubes, réservoirs...), le procédé de fabrication couramment utilisé est l'enroulement filamentaire présenté dans la figure 6.

Ce procédé consiste à enrouler des filaments imbibés de résine autour d'un mandrin considéré comme un moule intérieur en suivant un angle choisi de façon à obtenir le motif désiré aboutissant à une tenue mécanique optimale .

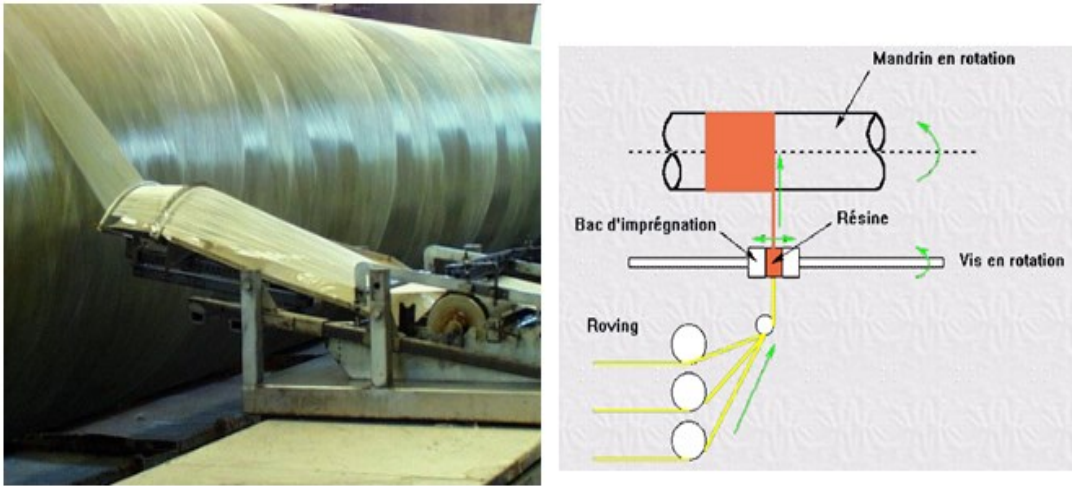


Figure 6 : Principe de l'enroulement filamentaire

On distingue trois types d'enroulement [7] choisis selon le besoin en termes de géométrie ainsi que de caractéristiques mécaniques de la structure à fabriquer :

- l'enroulement circonférentiel : les fibres font un angle droit avec l'axe de rotation du mandrin ;
- l'enroulement hélicoïdal croisé : l'angle des fibres par rapport à l'axe de rotation du mandrin est ajusté en fonction des caractéristiques mécaniques désirées. En effet, cet angle est calculé préalablement en adéquation avec le chargement de façon à assurer une tenue mécanique optimale. C'est ce type d'enroulement qu'on a réalisé pour l'obtention de nos tubes d'étude, dont l'angle suivi lors du bobinage des fibres est égale à 55° jugé comme l'angle optimal du point de vue résistance mécanique aux pressions exercées lors du fonctionnement.
- l'enroulement polaire : utilisé pour l'obtention des sphères et des réservoirs vu que le bobinage lors de ce type d'enroulement est continu même aux extrémités grâce à un mandrin ayant trois degrés de rotation permettant de réaliser des structures à extrémités fermées.

Ces trois types d'enroulement sont montrés dans la figure 7.

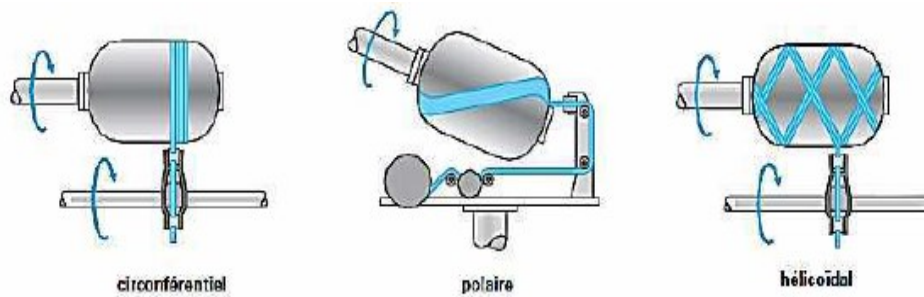


Figure 7: Types d'enroulement filamentaire

Grâce à leur bonne résistance mécanique, les structures composites obtenues par enroulement filamentaire sont très utilisées pour le stockage des gaz sous très haute pression : réservoirs d'hydrogène en phase gazeuse (figure 8).



Figure 8 : Réservoirs de stockage d'hydrogène

Les pipelines construits par enroulement filamentaire (figure 9) ont montré aussi une compétitivité dans l'industrie pétrolière ainsi que l'industrie chimique de transport ou de stockage des solutions acides ou basiques grâce à une haute résistance à l'oxydation et à la corrosion.



Figure 9 : Pipelines

Le procédé d'enroulement filamentaire est également adapté pour la fabrication des pièces utilisées dans l'aéronautique (figure 10) : moteurs de fusée, pales d'hélicoptères, arbres de

transmission ; dans la construction nautique : mats de bateaux ; dans la construction électrique : poteaux de distribution ; et finalement pour les sports et loisirs : cadres de vélos, cannes à pêche.



Figure 10: Quelques exemples d'application du procédé d'enroulement filamentaire dans le domaine de l'aéronautique : (a) Arbre de transmission d'un hélicoptère, (b) Structure de fusée, (c) Fuselage

1.2.2. Comportement mécanique :

Etant constitué de deux ou plusieurs mélanges de produits ayant des propriétés différentes, le matériau composite possède une caractéristique d'anisotropie très importante qui est à prendre en compte lors de la conception et du dimensionnement.

En effet, une structure est dite anisotrope lorsque ses propriétés varient d'une direction à une autre. Par exemple, dans le cas d'un composite unidirectionnel, la rigidité de celui-ci est beaucoup plus grande dans le sens des fibres que dans les autres directions.

Cette caractéristique rend la caractérisation de la loi de comportement des matériaux composites plus difficile qu'une structure isotrope.

En effet, si pour un matériau parfaitement isotrope, les propriétés nécessaires pour définir son comportement sont seulement deux (le module d'élasticité longitudinale E et le coefficient de poisson) pouvant être déterminés par un essai simple de traction ; pour une structure composite anisotrope, généralement, il s'agit de déterminer 21 constantes de l'ingénieur. La connaissance de toutes ces constantes nécessite plusieurs essais des fois coûteux et compliqués.

Cependant, certaines simplifications peuvent être réalisées selon l'architecture des différentes structures composites.

Pour un unidirectionnel le nombre des constantes nécessaire pour l'étude baisse à 5 (2 modules d'élasticité : E11, E33 ; 1 module de cisaillement hors plan G13 ; et deux coefficients de poisson : ν_{13} et ν_{23}).

Pour un tissu équilibré, seulement 6 constantes sont à déterminer (2 modules d'élasticité : E11, E33 ; 2 modules de cisaillement : G12, G13 ; et 2 coefficients de poisson : ν_{12} et ν_{13}).

Et pour un tissu orthotrope le nombre des constantes à déterminer est égale à 9 (les 3 modules d'élasticité : E11, E22, E33 ; les 3 modules de cisaillement : G12, G13, G23, et les 3 coefficients de poisson : ν_{12} , ν_{13} et ν_{23}).

C'est le cas de notre matériau d'étude orthotrope possédant 3 plans de symétrie orthogonaux deux à deux (figure 11) et dont la loi de comportement élastique, de chacune de ses couches, dans les axes d'orthotropie est définie par la matrice de rigidité qui s'écrit sous la forme suivante :

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \varepsilon_4 \\ \varepsilon_5 \\ \varepsilon_6 \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1} & \frac{-\nu_{12}}{E_1} & \frac{-\nu_{13}}{E_1} & 0 & 0 & 0 \\ \frac{-\nu_{12}}{E_1} & \frac{1}{E_2} & \frac{-\nu_{23}}{E_2} & 0 & 0 & 0 \\ \frac{-\nu_{13}}{E_1} & \frac{-\nu_{23}}{E_2} & \frac{1}{E_3} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{23}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{13}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{Bmatrix} \quad (1.1)$$

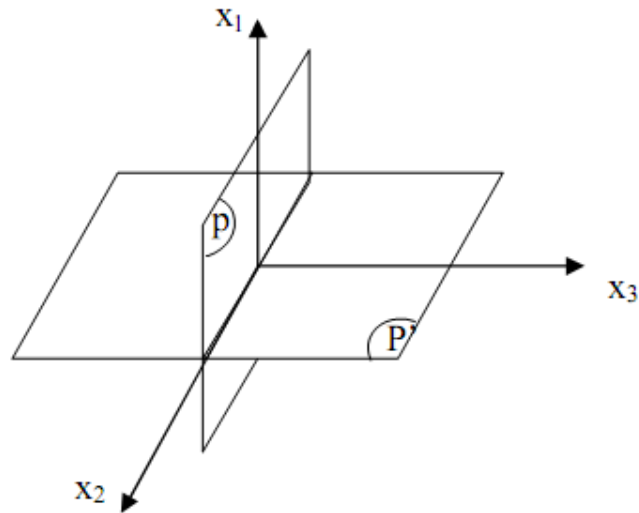


Figure 11: Matériau orthotrope

Etant donné qu'un composite stratifié peut être formé d'un empilement de couches de directions de fibres différentes, l'étude du comportement élastique d'une telle structure doit être faite en considérant le repère orthotrope (1, 2,3) associé à un repère géométrique hors axes (1',2',3') décalé d'un angle téta (figure 12).

Le plan 1-2 est celui du pli ayant pour direction des fibres l'axe 1 et pour directions transversales l'axe 2. Le comportement mécanique de chaque pli est rapporté à ce système de référence [8].

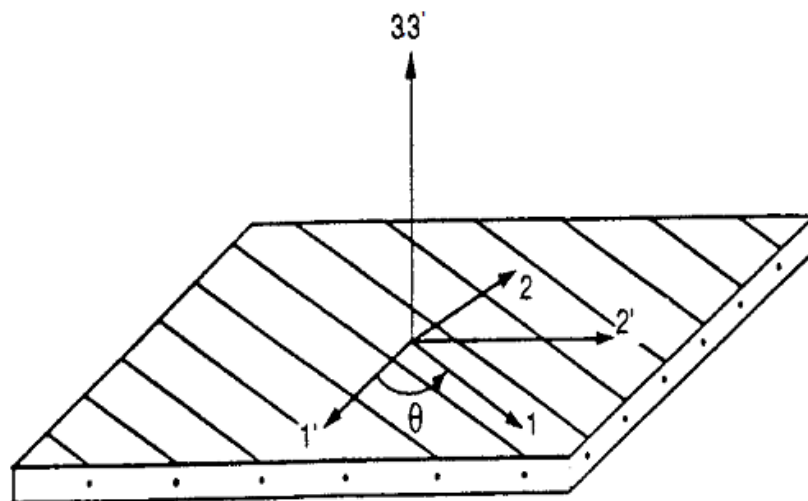


Figure 12: Système d'axes d'un composite stratifié

Ainsi pour obtenir la matrice de rigidité C' de chaque pli dans le système d'axes (1',2',3'), un changement de repère est indispensable. On applique donc à la matrice de rigidité C exprimée dans le repère (1,2, 3) la relation de translation suivante :

$$C' = TCT^{-1} \quad (1.2)$$

Avec T est la matrice de translation présentée ainsi :

$$T = \begin{bmatrix} \cos^2 \theta & \sin^2 \theta & 0 & 0 & 0 & 2 \sin \theta \cos \theta \\ \sin^2 \theta & \cos^2 \theta & 0 & 0 & 0 & -2 \sin \theta \cos \theta \\ 0 & 0 & 1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \cos \theta & -\sin \theta & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \sin \theta & \cos \theta & 0 \\ -2 \sin \theta \cos \theta & 2 \sin \theta \cos \theta & 0 & 0 & 0 & \cos^2 \theta - \sin^2 \theta \end{bmatrix} \quad (1.3)$$

En plus de la détermination coûteuse des propriétés élastiques, l'étude du comportement mécanique d'une structure composite nécessite une compréhension approfondie du phénomène d'endommagement qui est considérablement complexe dans ce type de matériau.

Les différents types d'endommagement pouvant apparaître lors du chargement d'un matériau composite seront donc définis dans le paragraphe suivant.

1.3. Dégradation des matériaux composites

En plus de l'anisotropie, l'hétérogénéité est une caractéristique propre aux matériaux composites qui rend l'étude de son comportement plus complexe.

En effet, cette caractéristique augmente la possibilité d'avoir des défauts, généralement sous forme de porosités, lors de la fabrication en particulier dans le cycle de polymérisation de la résine.

Lors du chargement du matériau, une concentration de contraintes est créée au niveau de ces défauts, ce qui conduit à l'initiation des endommagements microscopiques. En effet, plusieurs chercheurs ont montré que ces porosités sont principalement à l'origine de la dégradation des propriétés mécaniques du matériau, notamment en ce qui concerne la résistance au cisaillement interlaminaire (Bowles et al, 1992; Costa et al, 2005; Liu et al, 2006, Ledru 2009) [9,10,11,12] ainsi que la compression (Costa et al, 2005)[10].

Ce problème est de plus en plus pris en compte lors de la mise en œuvre des différentes structures composites.

Plusieurs recherches d'optimisation ont été donc conduites pour faire face à ce problème, notamment dans l'aéronautique qui exige une très haute qualité (taux de porosité diminué jusqu'à 2%).

Ainsi, la polymérisation de la résine se fait grâce à une vessie permettant la mise sous vide de la structure par un système d'aspiration de l'air, ce qui empêche la formation de bulles de gaz et par conséquent réduit fortement les porosités.

Cependant, ce moyen de fabrication ne peut pas être utilisé pour l'obtention des structures composites bobinées par enroulement filamentaire.

Le nombre de porosités dans les tubes et les réservoirs est donc, toujours considérable.

Par conséquent, les fissures dans ce type de structures chargées sont toujours présentes et de natures différentes. Il est donc indispensable de bien les identifier et de suivre leur évolution afin de pouvoir caractériser le comportement du matériau et donc le modéliser, ce qui est l'objectif de cette thèse.

Ces fissures sont définies dans la littérature à l'échelle mésoscopique par quatre mécanismes différents mais qui peuvent apparaître en même temps :

- Au niveau du pli : la décohésion entre les fibres et la matrice, la fissuration matricielle et la rupture des fibres
- Au niveau de l'interface des plis : le délaminage.

La figure 13 résume les différents types d'endommagement pouvant apparaître dans un stratifié composite sollicité.

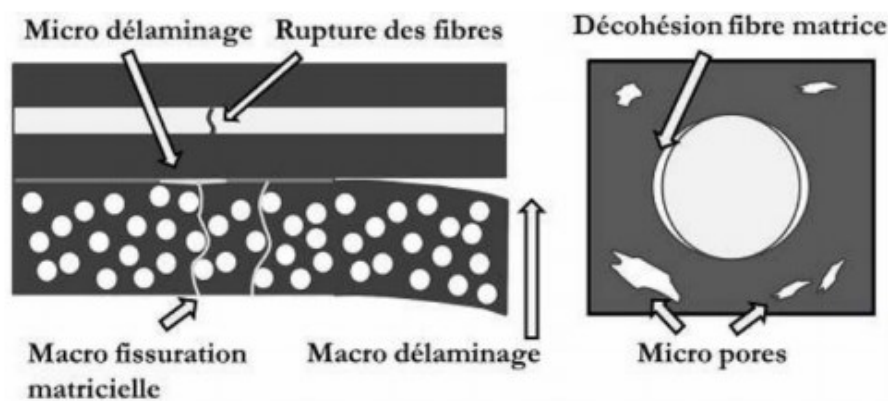


Figure 13: Types d'endommagements observés dans un stratifié composite sollicité [13]

Ces phénomènes évoluent et dégradent les propriétés macroscopiques du matériau jusqu'à sa défaillance totale.

L'évolution de ce phénomène suit généralement la chronologie suivante :

Au niveau des défauts de fabrication de la matrice, des microfissures apparaissent et se propagent pour former par coalescence des fissures macroscopiques au sein de l'interface des plis ou bien au niveau de l'interface fibres/matrice et qui continuent à se propager le long des fibres jusqu'à leur rupture conduisant à la ruine du matériau.

Ceci doit être représenté par des lois de comportement à développer puis à simuler en l'implémentant dans un logiciel d'éléments finis.

Pour pouvoir développer le modèle le plus fiable, une caractérisation expérimentale approfondie des différents phénomènes d'endommagement propres au matériau d'étude est obligatoire.

Dans la section suivante de ce chapitre, on détaillera les différentes techniques pouvant être utilisées lors de la caractérisation expérimentale du comportement endommageable d'un matériau composite.

La complexité de l'évolution des mécanismes d'endommagement rend le développement des critères de rupture difficile et donc la modélisation du comportement du matériau composite assez complexe. En effet, celle-ci n'est pas faisable par une simple introduction des propriétés du matériau dans un logiciel commercial de calcul par éléments finis.

C'est pourquoi généralement dans la littérature, et en particulier dans cette thèse, pour décrire le comportement d'un tel matériau chargé partant de son état sain jusqu'à sa dégradation, un algorithme est développé grâce à l'outil 'Visual basic'. Cet algorithme est appelé subroutine UMAT pouvant être intégré dans le logiciel de calcul par éléments finis.

1.4. Techniques de caractérisation du comportement endommageable des matériaux composites :

Dans la littérature, plusieurs techniques expérimentales ont été utilisées pour étudier le comportement d'un matériau composite ainsi que pour bien appréhender les différents mécanismes intervenant lors de son chargement.

Ces techniques peuvent être classées en deux groupes : des techniques permettant d'observer et d'analyser directement les endommagements (microscope optique, le microscope électronique à balayage (MEB), la radiographie par rayons X, la tomographie X) ; et d'autres techniques qui se basent sur la mesure et le suivi de l'évolution d'un ou de plusieurs paramètres physiques relatifs aux endommagements (la Thermographie, l'émission acoustique, la vibration, la corrélation d'images numériques...)

Dans ce paragraphe on présentera les techniques expérimentales de caractérisation utilisées dans cette thèse.

1.4.1. Emission acoustique

Ces dernières années plusieurs chercheurs se sont basés sur la technique d'émission acoustique dans leurs études de caractérisation des endommagements des matériaux

composites [14,15, 16, 17, 18] et en particulier des structures composites obtenues par enroulement filamentaire. [19,20, 21]

En effet, dans ces études, il a été montré grâce à cette technique, qu'un mécanisme d'endommagement peut être détecté et identifié par sa signature acoustique dont le principe est décrit ci-dessous.

1.4.1.1. *Principe :*

L'émission acoustique (EA) est une libération d'énergie sous forme d'ondes élastiques transitoires qui accompagne un processus d'endommagement évolutif. Cette technique peut être utilisée pour détecter un grand nombre de dégradations affectant les matériaux. Elle est parfaitement applicable à ce type de matériau dont l'endommagement est fortement émissif.

Ainsi ; détecter, suivre en temps réel et analyser les événements acoustiques d'une structure chargée permet de bien identifier, localiser et appréhender les mécanismes d'endommagement sources.

Il faut noter que lors de l'excitation d'une structure déjà sollicitée auparavant, aucun signal acoustique ne peut être détecté que si on dépasse le niveau de contraintes atteint précédemment (figure 14 ABC). Ce phénomène est appelé « l'effet Kaiser » [22].

En effet, ceci s'explique par le fait que l'émission acoustique est liée à la libération irréversible de l'énergie élastique suite à la dégradation du matériau.

Cependant, l'effet Kaiser est plus respecté par les matériaux métalliques que par les matériaux composites qui sont de nature viscoélastique dont les déformations peuvent se reproduire en gardant une contrainte constante. Une structure composite déjà sollicitée, peut donc émettre un événement acoustique avant de dépasser sa charge maximale (figure 14 : DEF). On parle alors de « l'effet de Felicity ».

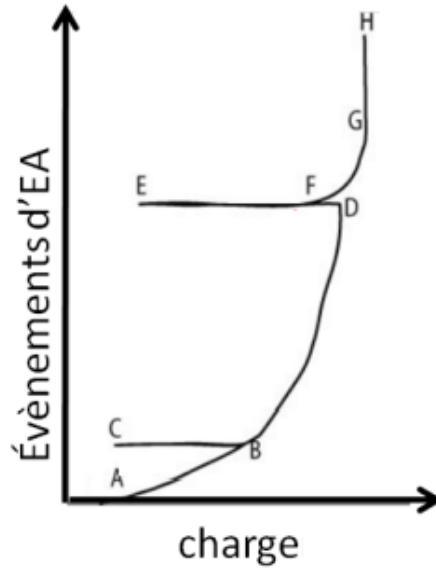


Figure 14: Effets de Kaiser et de Felicity [119]

1.4.1.2. Protocole expérimental :

Pour pouvoir analyser les évènements acoustiques, l'énergie mécanique libérée du matériau est convertie en signaux électriques grâce à un ou plusieurs capteurs piézoélectriques placés sur la structure en utilisant un gel couplant assurant la transmission des ondes entre le matériau et les capteurs.

L'enregistrement des signaux se fait grâce à un système d'acquisition qui est dans notre cas le système PCI_2 développé par Physical Acoustics Corporation (PAC).

Avant d'arriver à la chaîne d'acquisition, le signal détecté par le capteur est d'abord amplifié et filtré grâce à un préamplificateur.

Une fois collectées, les données sont traitées généralement via le logiciel 'AEWin'.

Ce protocole expérimental est illustré par un schéma typique dans la figure 15.

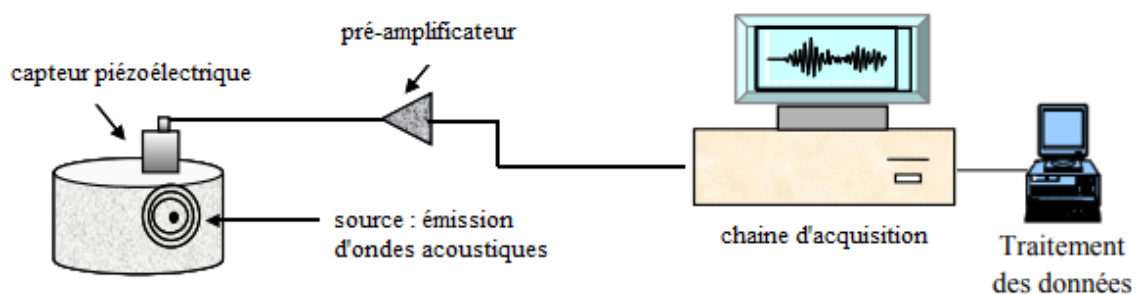


Figure 15: Schéma typique du protocole expérimental de l'émission acoustique

1.4.1.3. Paramètres descripteurs d'un signal acoustique :

L'identification des endommagements par émission acoustique repose sur l'hypothèse que la forme de tout signal acoustique détecté dépend des caractéristiques du mécanisme source. C'est à-dire pour identifier les types d'endommagements ayant lieu dans un matériau il suffit d'analyser les propriétés du signal acoustique résultant.

On présente donc les paramètres descripteurs d'un signal acoustique dans la figure 16 décrite ci-dessous.

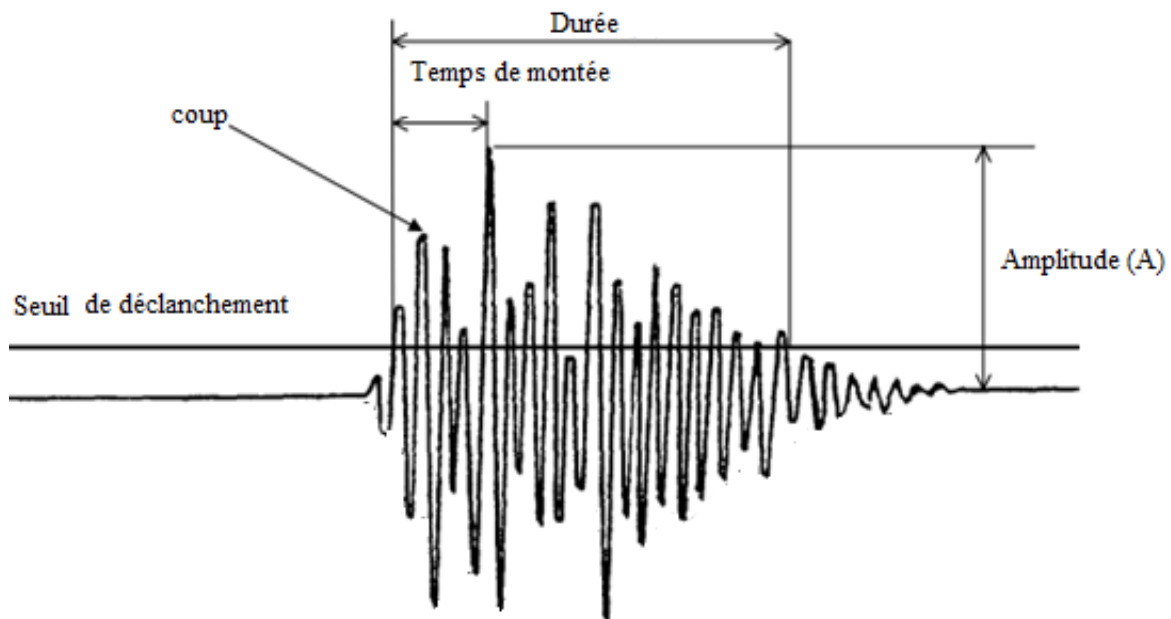


Figure 16: Présentation d'un signal d'émission acoustique.

Un signal acoustique est appelé aussi salve (burst) et constitué d'un ou plusieurs coups.

Le nombre de coups correspond au nombre de fois où l'amplitude a dépassé un seuil appelé seuil de déclenchement. Ce dernier est fixé par l'opérateur pour permettre à l'appareil d'éliminer le bruit de fond ayant une amplitude inférieure à une certaine valeur.

L'amplitude A est la valeur maximale atteinte par le signal exprimée en dB.

La **durée** d'un signal est le temps entre le premier et le dernier coup de toute la salve, tandis que **le temps de montée**, correspond au temps écoulé entre le déclenchement du signal et le coup d'amplitude maximale. Ces deux paramètres sont exprimés en μs .

D'autres paramètres sont enregistrés lors de l'acquisition des signaux et qui font partie des descripteurs généralement utilisés pour la reconnaissance et la distinction des signaux : Le **nombre de coups au pic** qui correspond au nombre de dépassements du seuil, **l'énergie** exprimée en attojoule (ajoule) et **la fréquence moyenne** exprimée en Hz qui est égale au nombre de coups d'un signal divisé par sa durée.

1.4.1.4. *Méthodologie de l'identification des endommagements dans les matériaux composites par émission acoustique :*

Plusieurs chercheurs se sont limités dans leurs études d'identification des mécanismes d'endommagement par émission acoustique à une analyse classique qui consiste en l'exploitation des histogrammes de fréquences ou d'amplitudes relatifs aux signaux collectés lors du chargement statique d'une éprouvette type du matériau à caractériser (23 , 24 , 25 , 26, 27). Ce type d'analyse est nommé analyse mono-paramétrique.

Le tableau 1 rassemble les résultats de quelques études de classification de signaux acoustiques basées sur la distribution de l'amplitude pour les matériaux composites les plus utilisés dans l'industrie. Ces résultats, comparés à des observations micrographiques à différents stades de chargement, ont permis d'identifier les différents mécanismes d'endommagement entre deux et trois zones d'amplitudes :

Tableau 3 : Synthèse bibliographique des valeurs d'amplitudes des signaux EA relatifs aux différents mécanismes d'endommagement pour différents types de composites.

<i>Auteurs</i>	<i>Benzeggagh</i>	<i>Chen</i>	<i>Kim</i>	<i>Kotsikos</i>	<i>Ceysson</i>
<i>Composites</i>	<i>Verre/ Polypropylène</i>	<i>Carbone /verre</i>	<i>Carbone /époxy</i>	<i>Verre / polyester</i>	<i>Carbone /époxy</i>
<i>Essai</i>	Traction statique et fatigue	Flexion et traction	Mises en charge successives	Fatigue	Flexion
<i>Fissurations matricielles</i>	40-55dB	60-80dB	40-70dB	40-55dB	50dB
<i>Décohésions</i>	60-65dB	_____	_____	_____	_____
<i>Délaminages</i>	_____	_____	_____	55-70dB	62dB
<i>Ruptures de fibres</i>	85-95dB	70-90dB	60-100dB	>80dB	_____

D'autres études se sont basées sur la distribution des fréquences dans la classification et l'identification des phénomènes origines des signaux acoustiques. Le tableau 4 rassemble les résultats de quelques-unes de ces études.

Tableau 4: Synthèse bibliographique des valeurs de fréquences des signaux EA relatifs aux différents mécanismes d'endommagement pour différents types de composites.

<i>Auteurs</i>	<i>De Groot et al</i>	<i>Ramirez Jimenez et al</i>	<i>Russel and Henneke</i>	<i>Suzuki et al</i>	<i>Komal et al</i>
<i>Composites</i>	<i>Carbone/ époxy</i>	<i>Carbone/ polyprop</i>	<i>Graphite / Epoxy</i>	<i>Verre / polyester</i>	<i>Carbone/ époxy</i>
<i>Fissurations matricielles</i>	90-180KHz	60-80dB	50-150KHz	30-150KHz	<300KHz
<i>Décohésions</i>	240-310KHz	100KHz	—	—	<300KHz
<i>Délaminaages</i>	90-180KHz	—	—	—	—
<i>Ruptures de fibres</i>	>350KHz	420-500KHz	140-180dB	300-400KHz	>500KHz

Bien que ce type d'analyse soit simple et très utilisé, ses résultats ne sont pas toujours satisfaisants.

En effet, de nombreux paramètres caractérisent un signal acoustique, ce qui rend la reconnaissance de forme des signaux basée sur la distribution des amplitudes ou des fréquences incomplète.

En outre, ces analyses classiques ne séparent pas clairement les événements, ainsi, il n'est donc pas possible de suivre l'évolution des différents mécanismes d'endommagement associés au cours du temps.

Actuellement, la plupart des études font appel à une analyse statistique multi paramétrique permettant une formation de groupes de signaux ayant des formes similaires en se basant sur les différents paramètres caractérisant un signal acoustique.

Cependant l'utilisation de tous les paramètres du signal acoustique peut causer une redondance des résultats vu que la même information peut être donnée par plusieurs d'entre eux, d'où l'importance du choix des paramètres d'analyse par une évaluation de leur taux de corrélation.

Il existe deux types de classification des signaux multi paramétriques, supervisée ou non supervisée.

En effet, si la reconnaissance des différents mécanismes d'endommagement par une caractérisation micrographique a été possible, on se contente d'imposer le nombre de groupes de signaux lors de la classification ; il s'agit donc d'une analyse supervisée.

Par contre, si le nombre de mécanismes d'endommagement origines des signaux n'est pas reconnu a priori, le nombre de classes correspondants ne l'est pas non plus. Dans ce cas, celui-ci peut être décidé en s'appuyant sur l'approche de Davies D.L. et Bouldin D.W. [28]; Tou JT. DYNOC [29], et Rousseeuw PJ. Silhouettes [30] qui ont défini un indice appelé

« indice de validité de classification » permettant de calculer le nombre optimal de classes avant de les former.

On présentera dans la section suivante les notions de base essentielles à la compréhension de ces deux types d'analyses.

a. Classification supervisée des signaux acoustiques :

La classification supervisée implique un processus d'apprentissage tel que chaque nouvel ensemble de données (inconnu) est traité et classé dans l'un des groupes prédéfinis et connus antérieurement en comparant ses caractéristiques à une base de données.

L'application de la classification supervisée des signaux acoustiques implique la connaissance préalable du nombre de classes, ainsi qu'un ensemble d'exemples connus provenant de différentes sources des signaux appelés « ensemble d'entraînement » ; à utiliser dans la formation des classes.

Différents algorithmes supervisés peuvent être utilisés, en fonction de la complexité du problème ainsi que des performances de vitesse de calcul envisagées.

Les algorithmes les plus utilisés pour la classification des données d'émission acoustique ou encore appelés « classifieurs » sont le classifieur à distance minimum (*méthode des k plus proches voisins*), le classifieur linéaire (*méthode de classification par machine linéaire*) et les réseaux de neurones complexes (*méthode de rétro propagation neuronale*) [31,32,33].

– Méthode des k plus proches voisins :

La classification par cette méthode se fait par la mesure directe de la distance euclidienne entre les signaux considérés comme des vecteurs dont les composants sont les paramètres descripteurs.

La distance euclidienne D_{ij} entre un vecteur de test X représentant le j ème vecteur d'apprentissage de la i ème classe et le reste des vecteurs sert à évaluer la similarité entre les formes des signaux (où $X(i)$, $i = 1, \dots, N$, désigne un ensemble de N échantillons d'apprentissage répartis dans les classes C, C_1, \dots, C_C).

L'algorithme des k plus proches voisins classifie le vecteur de configuration inconnu X en lui attribuant l'étiquette de classe la plus fréquente parmi les k échantillons les plus proches.

– Méthode de classification par machine linéaire

L'algorithme de cette méthode attribue pour chaque classe des fonctions linéaires discriminantes. Le vecteur test inconnu X est affecté à la classe obtenant la valeur la plus

élevée parmi ces fonctions. Les poids impliqués dans les fonctions discriminantes linéaires sont estimés au cours du processus d'apprentissage à l'aide des exemples connus auparavant.

– ***Méthode de rétro propagation neuronale***

Le réseau neuronal RP ou système neuronal artificiel (SNA) se caractérise par sa topologie multicouche de Perceptron, dans laquelle les pondérations de connexion sont modifiées à l'aide de la règle de delta généralisée.

Le processus d'apprentissage (ou d'encodage) dans ce cas est un processus itératif qui doit être répété jusqu'à l'obtention d'un résultat satisfaisant.

Une fois l'entraînement achevé, la classification est effectuée simplement en introduisant le nouveau vecteur d'entrée dans la couche d'entrée du SNA et en calculant les valeurs en direction de la couche de sortie du SNA. Une description complète du modèle BP «simple» utilisé ici est donnée par Simpson [34].

b. **Classification non supervisée**

Ce type de classification ne nécessite aucune connaissance préalable ni base de données. Les objets sont classés en groupes en comparant leurs caractéristiques et en décidant en suite leur similarité.

Dans de tels cas, le nombre de classes doit être estimé ainsi qu'un regroupement significatif des données pour une utilisation ultérieure en tant qu'ensemble d'apprentissage. Généralement c'est cette approche qui est utilisée pour classifier les signaux acoustiques vus que la connaissance préalable des phénomènes origines n'est pas possible.

Plusieurs algorithmes de classification ont été proposés pour ce type de problèmes (reconnaissance des signatures des données acoustiques et classification des signaux), tels que les plus utilisés : « Cluster Seeking », « Maximum distance », « K-Means », et l'« Isodata ».

Tous les algorithmes mentionnés ci-dessus utilisent la distance euclidienne pour mesurer la dissimilitude entre les classes des signaux.

Les deux premiers algorithmes sont heuristiques et sont basés sur la sélection d'un seuil de distance représentative selon lequel la borne de chaque classe est définie dans l'espace multidimensionnel. Les deux algorithmes restants visent à minimiser l'erreur quadratique pour un nombre donné de classes en se basant sur une procédure itérative.

Des algorithmes de réseaux de neurones ont été également adoptés avec succès pour séparer des classes de données différentes sur le plan numérique, entre autres la carte auto-organisatrice de Kohonen (SOM) [35].

La carte auto-organisatrice est un réseau artificiel permettant d'étudier la répartition de données dans un espace à grande dimension afin de les discrétiser ou les classer par le biais d'un processus d'apprentissage non supervisé.

La spécificité principale de l'algorithme de Kohonen est sa capacité à développer des cartes de caractéristiques correspondantes aux distributions des données à classer dans l'ensemble d'entrée et à organiser ces cartes d'une manière topologiquement cohérente [36,37].

Ainsi, étant donné un ensemble de données, l'algorithme de Kohonen devrait organiser « la couche de sortie » sous forme de carte, sur laquelle les données de formes similaires sont détectées par des classes de neurones proches les unes des autres.

La combinaison d'une analyse émission acoustique multiparamétrique et de réseaux de neurones, sous la forme d'une carte auto-organisatrice de Kohonen, a été utilisée avec succès pour discriminer les signaux provenant des différents types d'endommagement dans les études d'Oliveira et Marques [38].

Pour finir, on devrait mettre en relief les limitations de ces techniques de reconnaissance et de classification des données.

En effet, avoir de très bons résultats en appliquant ces techniques est parfois difficile puisqu'il peut exister une grande variabilité des entrées qui semble appartenir à la même classe, par rapport aux différences entre les configurations de différentes classes ; c'est-à-dire quelques données peuvent être parfois non séparables. Par exemple, deux mécanismes d'endommagement peuvent aboutir à des signatures EA similaires, ou un mécanisme d'endommagement peut entraîner deux classes de signaux.

Il est donc indispensable d'évaluer l'efficacité de la méthodologie de classification suivie ainsi que de valider les résultats obtenus.

Ceci se fait généralement avec une comparaison avec les méthodes CND conventionnelles et / ou une analyse de contraintes ; on parle donc d'une classification supervisée.

Dans le cas d'une classification non supervisée ; plusieurs indicateurs de performance ont été proposés dans la littérature permettant de tester « le recouvrement » entre les classes [39, 40,41].

1.4.2. Corrélation d'images numériques

Créée au début des années 1980 par Sutton et al. [42], la mesure des déplacements et des déformations par corrélation d'images numériques est devenue l'une des méthodes les plus utilisées pour la caractérisation et l'étude du comportement des matériaux composites [43,44].

En effet, cette technique est caractérisée par sa simplicité et la densité d'informations qu'elle offre vu qu'elle permet de visualiser le champ de déplacements sur toute une surface ou même un volume (grâce à une ou plusieurs caméras) contrairement aux jauges de déformations et des extensomètres (qui sont parfois difficile à maintenir), ne donnant que des informations ponctuelles.

Une explication plus approfondie du principe de cette méthode sera présentée dans le paragraphe suivant.

1.4.2.1. Principe :

Le principe de cette technique est de comparer les images numériques capturées successivement au cours du chargement d'une structure, pour obtenir comme résultat, des photos ayant des contrastes différents en fonction de l'intensité des champs de déformations d'une zone à une autre.

Cette comparaison consiste en l'identification d'un détail nommé « imagette » sur une première image dite « de référence » et de chercher sa position dans la seconde image dite « déformée » ; pour attribuer, par la suite, un déplacement \mathbf{u} à cette imagette (figure 17).

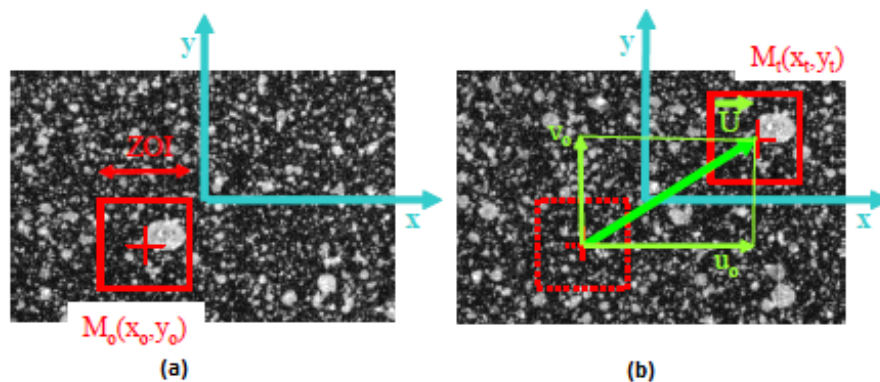


Figure 17: Principe de corrélation d'images numériques : (a) position de l'imagette dans l'image de référence, (b) position de l'imagette dans l'image de déformée à l'instant t (Sutton et al., [42])

Cependant, souvent, plusieurs imagettes ayant la même taille mais occupant des positions différentes dans l'image déformée peuvent être considérées à l'œil nu comme la trace de l'imagette de référence. Pour cela, la mesure de la corrélation est indispensable pour pouvoir retenir la bonne imagette recherchée dans l'image déformée. Cette mesure se fait généralement en utilisant des transformées de Fourier.

1.4.2.2. Mise en œuvre de la corrélation d'images numériques :

Cette technique demande une préparation parfaite des éprouvettes à tester quant à la surface visualisée.

D'après le principe défini ci-dessus. L'identification des champs de déplacements se fait par le suivi des positions des détails de l'image de référence. Ainsi la qualité de l'analyse par cette technique dépend fortement de la texture de la surface de référence à étudier (plus il y a des détails à suivre plus il y a d'informations).

Cependant, la surface de l'éprouvette peut être très homogène. Dans ce cas, on doit appliquer à celle-ci une couche de peinture appelée mouchetis (figure 18) afin de créer plusieurs détails ou imajettes pouvant les identifier d'un état à un autre lors du chargement de l'éprouvette.

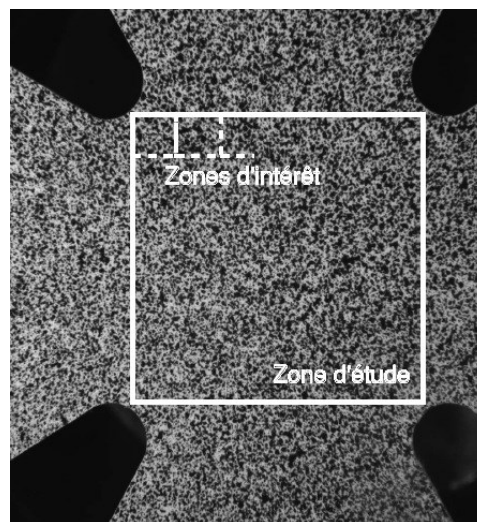


Figure 18: Application du mouchetis dans la zone d'étude de l'éprouvette (Jean-Loup PENSIER – François HILD,2004 [45])

Une fois les éprouvettes prêtes et fixées dans le support relatif à l'essai à conduire, on passe au positionnement de la caméra généralement munie d'un objectif permettant après son réglage de réaliser des analyses à l'échelle microscopique.

S'il s'agit d'une surface non plane, on aura besoin de plus d'une caméra pour pouvoir observer la surface de plus d'un côté et donc pouvoir mesurer les déplacements hors plan.

Cette technique s'appelle la stéréo-corrélation (figure 19).

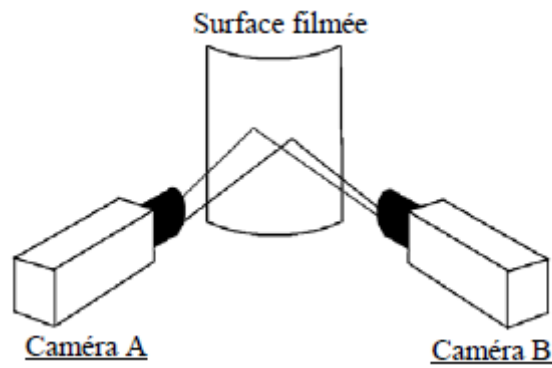


Figure 19: Principe de stéréovision par utilisation d'une paire de caméras CCD (Garcia, 2001 [46])

Pour avoir une meilleure qualité d'images, un éclairage artificiel est indispensable. Ceci est généralement assuré par des projecteurs disposés de part et d'autre de la caméra de façon à obtenir une lumière puissante et diffuse dans la partie utile.

Il est à noter que le positionnement ou encore dit le calibrage de la caméra est un peu complexe, et nécessite l'utilisation d'un objet de calibrage appelé mire (figure 20).

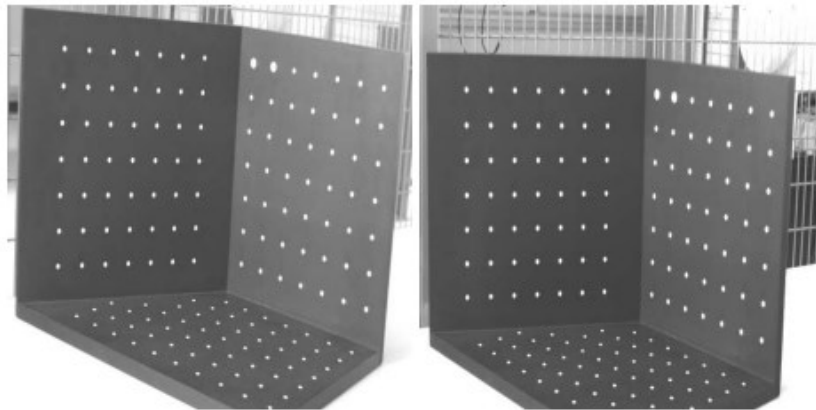


Figure 20: Exemple de mire de calibrage des caméras. [47]

Le principe de calibrage d'une caméra consiste en la détermination de ses paramètres intrinsèques et extrinsèques qui représentent les paramètres du modèle algébrique de la caméra à définir par la suite.

Ce dernier permet de transformer les informations de position de pixels en informations métriques (projection du repère de l'image dans le repère de l'espace absolu) de façon à pouvoir identifier la position réelle en 3D de tout point défini par un pixel dans l'image prise par la caméra ce qui permet de calculer son déplacement au cours du temps.

Alors à partir de l'ensemble de points 3D de la mire de calibrage dont les coordonnées sont connues dans un repère propre, et de leurs projections dans l'image, on peut calculer ces paramètres.

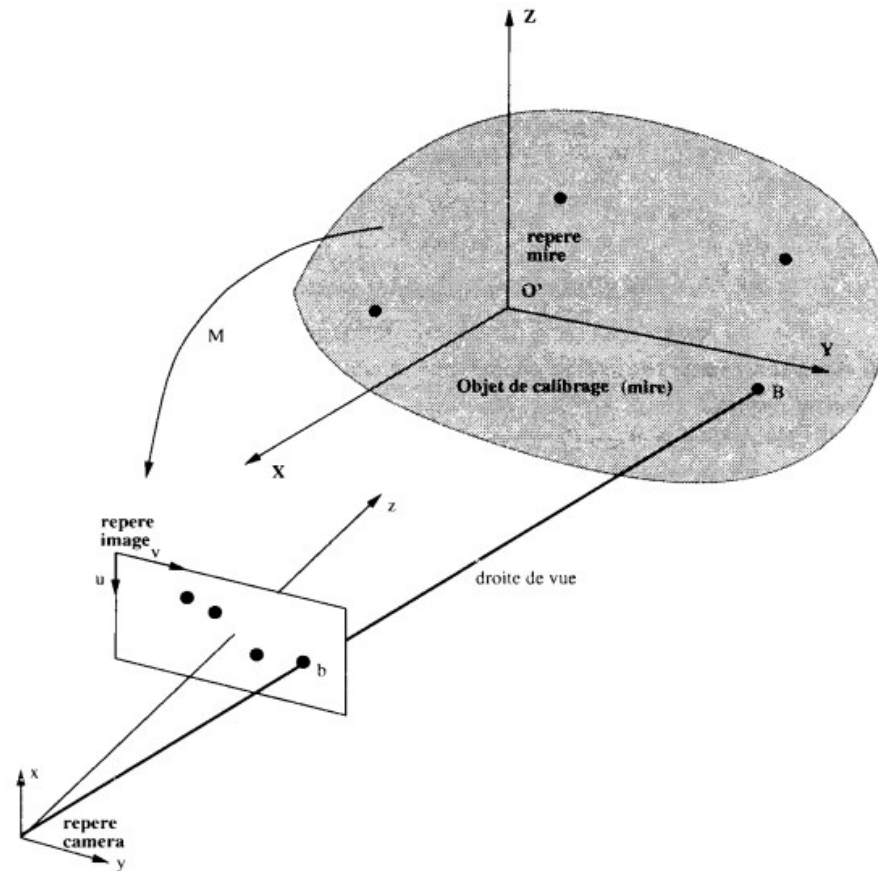


Figure 21: Principe de calibrage d'une caméra [48]

En effet, comme il est présenté dans la figure 21, on a un ensemble de points 3-D avec des coordonnées connues (X, Y, Z) ; et des points image correspondants, dont les coordonnées 2-D (u, v) sont également connues. Pour chacune de ces correspondances, nous pouvons alors établir des équations de transformation ou de projection et tenter de les résoudre pour déterminer les paramètres de caméra inconnus.

Ces équations forment le système suivant qui n'est que le modèle algébrique de la caméra à calibrer [49] :

$$\begin{pmatrix} u \\ v \\ 1 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} k_u & 0 & c_u \\ 0 & k_v & c_v \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} \begin{pmatrix} f & 0 & 0 & 0 \\ 0 & f & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 1 & 0 \end{pmatrix} \begin{pmatrix} R_{11} & R_{12} & R_{13} & t_x \\ R_{21} & R_{22} & R_{23} & t_y \\ R_{31} & R_{32} & R_{33} & t_z \\ 0 & 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} \begin{pmatrix} X \\ Y \\ Z \\ 1 \end{pmatrix} \quad (1.4)$$

Ce modèle regroupe l'ensemble des paramètres *intrinsèques* de la caméra :

- f : distance focale ou distance entre l'optique de la caméra et le plan image ;
- k_u, k_v : facteurs d'agrandissement de l'image ;
- c_u, c_v : coordonnées de la projection du centre optique de la caméra sur le plan image

Ainsi que ceux *extrinsèques* :

- $R_{3 \times 3}$: matrice de rotation permettant de passer du repère de l'espace absolu au repère propre à la caméra ;
- t_x, t_y et t_z : composantes du vecteur de translation permettant de passer du repère de l'espace absolu au repère lié à la caméra.

Ainsi, à partir de ces paramètres, les coordonnées en tout point de l'espace peuvent être calculées dès qu'on sait sur quel pixel de la caméra il se trouve.

Une fois que tout le dispositif expérimental est bien mis en place, on lance le calcul sur le logiciel qui est généralement VIC-2D s'il s'agit d'une mesure de déplacements dans le plan (une seule caméra) ou VIC-3D dans le cas de stéréo-corrélation.

Ces logiciels sont proposés par la société *Correlated Solutions Inc.* [50]

Avant de lancer le calcul, une tâche doit être effectuée par l'utilisateur qui est la définition de la zone d'étude qui n'est pas nécessairement toute la surface observée par la ou les caméras.

1.4.2.3. *Application de la corrélation d'images numériques pour l'étude du comportement des matériaux composites :*

Les résultats et les informations pouvant être fournis par la technique de corrélation numérique permettent de rendre compte de son fort potentiel.

En effet, cette technique peut être utilisée dans un large éventail d'applications allant des analyses microscopiques sur des matériaux microélectroniques ou biomédicaux à des études à grande échelle du comportement des composants aérospatiaux, automobiles, marins et de génie civil.

En mécanique des solides, et en particulier la mécanique des matériaux composites, cette technique s'impose de plus en plus puisqu'elle peut être considérée comme contrepartie des méthodes de simulation numérique.

En effet, grâce à la carte de déformations pouvant être obtenue par la corrélation d'images numériques, cette technique est très utilisée pour la validation des modèles numériques

réalisés pour simuler le comportement des matériaux composites par la méthode des éléments finis [51]. Ce qui fait l'un des objectifs de cette thèse.

La figure 22 présente un exemple de validation d'un modèle numérique simulant le comportement de cisaillement interlaminaire d'un matériau composite à matrice polymère basée sur la comparaison des champs de déformations dans le plan de chargement [52].

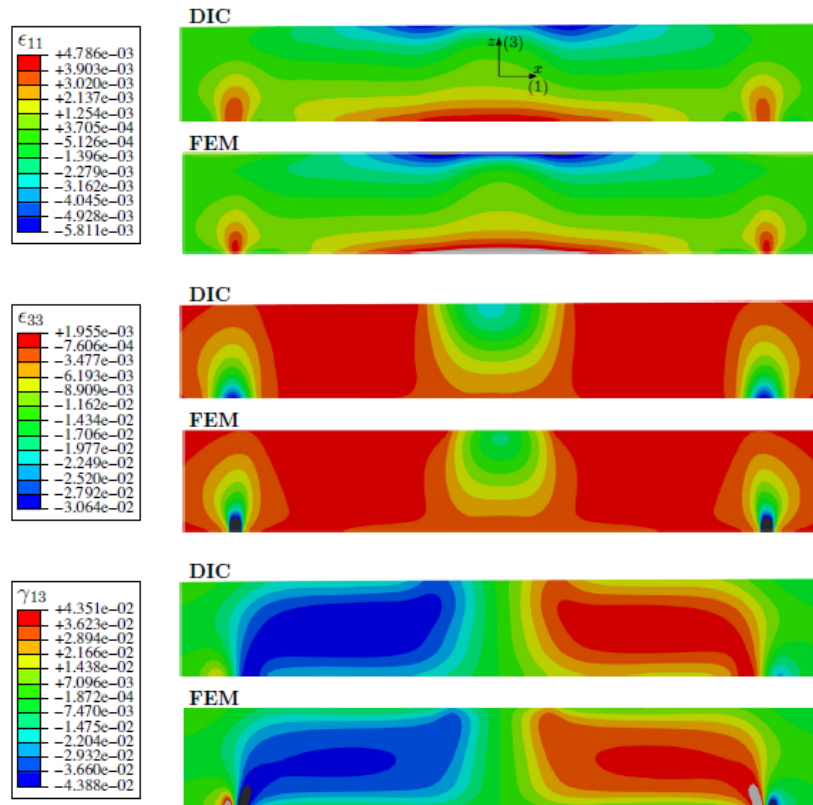


Figure 22: Exemple de validation par CIN d'un modèle numérique simulant le comportement de cisaillement interlaminaire d'un matériau composite à matrice polymère [52]

La comparaison des champs de déformations ou de déplacements mesurés par CIN, avec ceux calculés numériquement permet aussi, d'identifier les paramètres mécaniques du matériau [53, 54,55]. Cette méthode est appelée la méthode de *recalage de modèles Eléments Finis* FEMU « Finite Element Model Updating » [56].

Le principe de cette méthode consiste à recalibrer de façon itérative et en se basant sur la comparaison entre les champs de déformations ou de déplacements calculés et mesurés, les propriétés mécaniques relatives à la loi de comportement du matériau qui sont introduits préalablement dans un logiciel de calcul par EF.

Après chaque calcul, une correction est apportée aux propriétés mécaniques du modèle numérique simulé à partir du calcul de l'écart entre les deux champs mesuré et calculé.

Cette tâche se répète jusqu'à atteindre une bonne correspondance entre les résultats expérimentaux et ceux numériques.

La démarche de cette méthode est résumée dans l'organigramme de la figure 23 présentée ci-dessous.

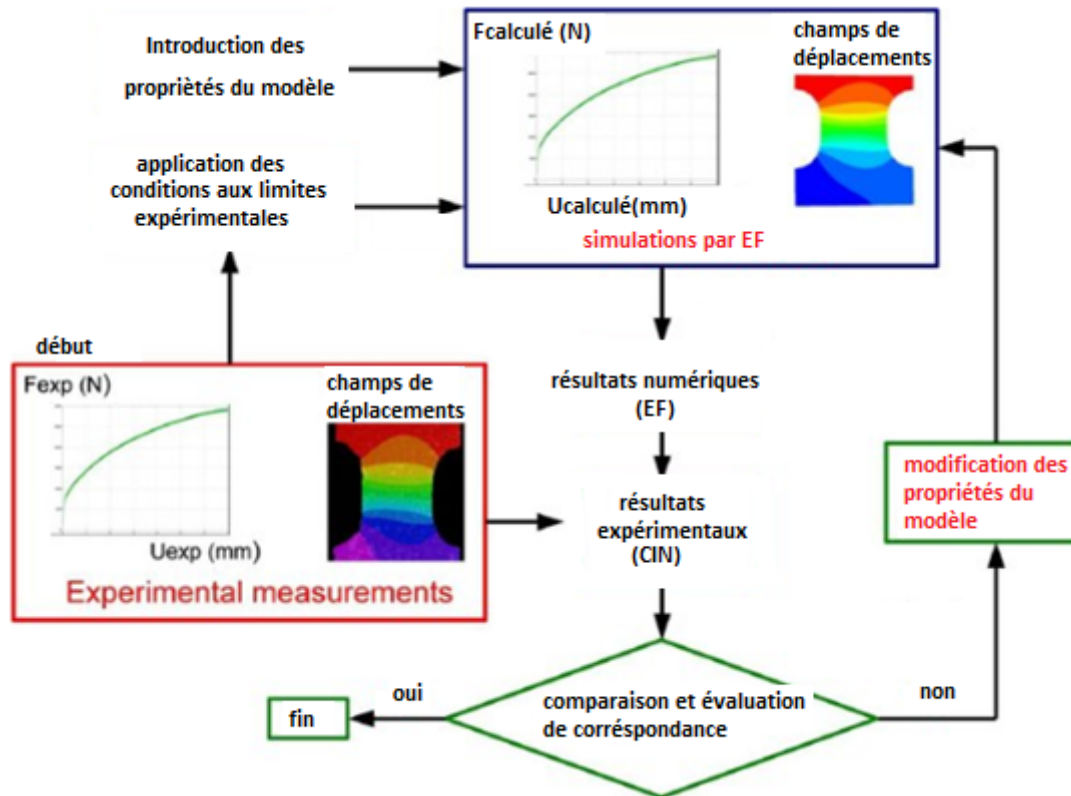


Figure 23: Organigramme de la procédure d'identification des propriétés mécaniques d'un modèle numérique par la méthode de recalage de modèles éléments finis (FEMU)

Le suivi au cours du temps de la dégradation est aussi possible grâce à la technique de corrélation d'images numériques puisque celle-ci permet d'avoir à chaque instant de chargement une description complète des champs de déformations du matériau.

En plus de la détection et la localisation des fissures (là où les déformations sont importantes), l'identification du type de chargement responsable de la fissuration est possible suite à la reconnaissance du champ de déformations le plus important.

La figure 24 présente un exemple de localisation et de suivi de l'endommagement d'un matériau composite unidirectionnel soumis à un essai de traction, par l'analyse des cartographies de déformations obtenues par CIN.

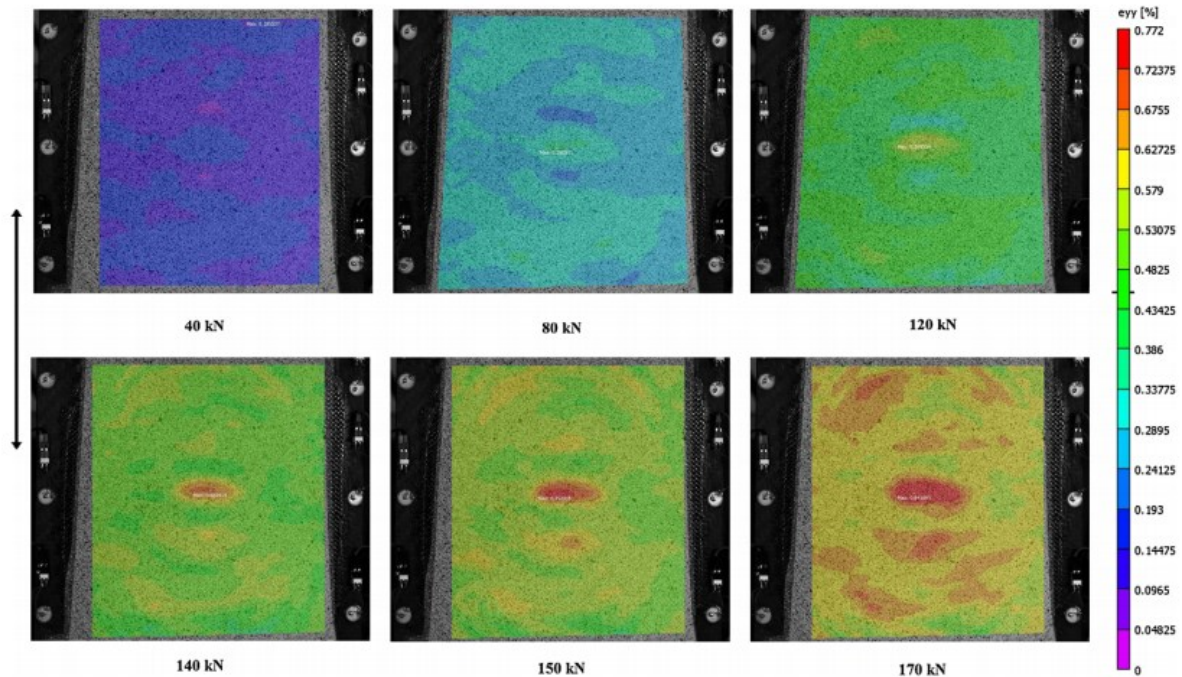


Figure 24: Exemple de suivi de la dégradation d'un matériau composite à des niveaux différents de chargement par mesure de déformations longitudinales en utilisant la méthode de CIN [57]

1.4.3. Observations microscopiques par microscopie électronique à balayage :

Grâce aux images de haute résolution qu'elle peut produire ; la microscopie électronique à balayage (MEB) est considérée comme l'un des outils d'analyse microscopique les plus utilisés permettant de recueillir des informations sur la topographie, la morphologie, ainsi que sur la nature chimique du matériau.

Cette technique diffère de la microscopie optique (MO) classique par la possibilité d'observer des objets de très petites dimensions grâce au fort niveau de grossissement (allant jusqu'au $\times 10^6$).

L'origine de cette différence est la source du rayonnement émis par l'outil qui est la lumière naturelle dans le cas du (MO), et les électrons dans le cas du MEB.

On introduit donc le principe de la microscopie électronique à balayage qui sera présenté dans le paragraphe suivant.

1.4.3.1. Principe :

Comme son nom l'indique, la microscopie électronique à balayage est une technique de microscopie électronique basée sur le principe des interactions électrons-matière.

En effet, un canon à électrons, situé en haut de l'appareil, projette un faisceau d'électrons hautement concentrés appelé faisceau incident balayant la surface de l'échantillon à observer qui, en réponse, réémet des rayons X et trois types d'électrons : des électrons rétrodiffusés primaires, des électrons secondaires et des électrons Auger.

Un enregistreur d'électrons capte les électrons rebondissants (seulement les électrons rétrodiffusés primaires, et secondaires) et enregistre leur empreinte. Cette information est traduite sur un écran permettant de représenter clairement les images tridimensionnelles.

La figure 25 illustre bien ce principe.

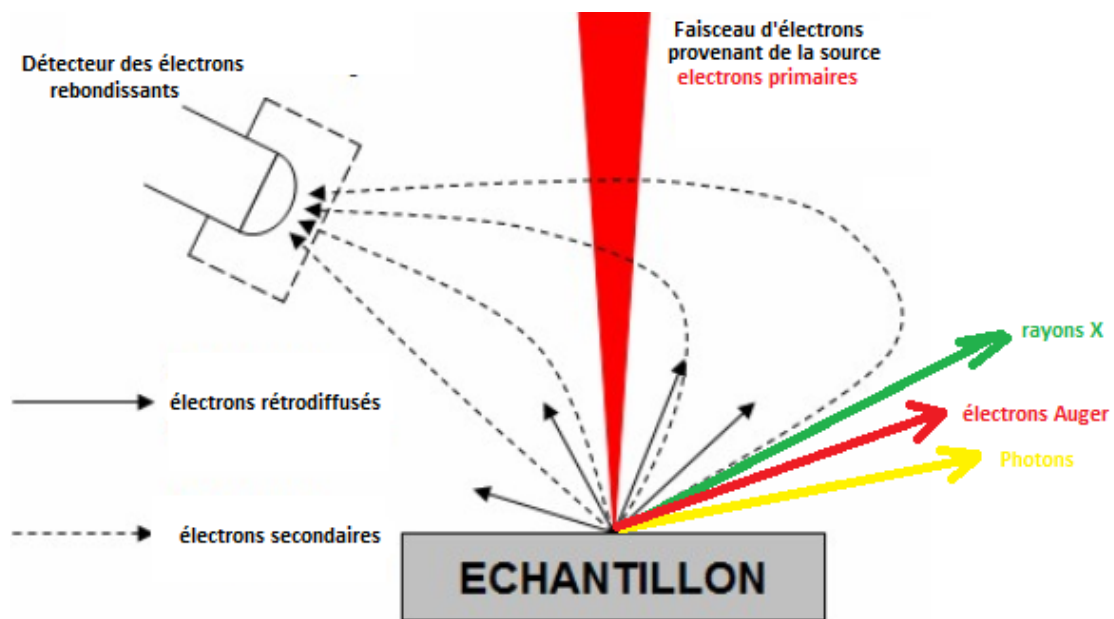


Figure 25: Principe de la microscopie à balayage électronique

1.4.3.2. Mise en œuvre :

Le processus de l'analyse par microscopie électronique à balayage ne peut fonctionner que si l'échantillon est correctement préparé.

La préparation des échantillons commence toujours par le traitement de surface (Polissage et nettoyage de la surface à observer).

Une deuxième étape appelée métallisation s'impose s'il s'agit d'un échantillon de matériau non métallique. En effet, un échantillon en métal ne nécessite aucune préparation, puisqu'il est un bon conducteur d'électricité. Celui-ci peut donc répondre favorablement lors de son bombardement d'électrons. Par contre, les non-métaux doivent être revêtis d'un produit ou matériau conducteur, qui est généralement de l'or, à l'aide d'un pulvérisateur cathodique.

L'or est obtenu grâce à l'utilisation d'un champ électrique et d'un gaz argon.

Le champ électrique déloge un électron de l'argon, produisant des ions chargés positivement.

Ces ions positifs sont ensuite attirés vers une feuille d'or chargée négativement.

En se déposant sur l'or, les ions argon expulsent les atomes d'or qui tombent sur l'échantillon, pour le recouvrir d'un mince revêtement conducteur.

Une fois préparé, l'échantillon doit être bien fixé avant de l'introduire dans la chambre à vide du MEB. La fixation se fait généralement sur un platine porte objet afin de limiter au maximum les vibrations et permettre son positionnement dans diverses géométries et assurer la continuité électrique.

1.4.3.3. Applications de la microscopie électronique à balayage :

Les MEB ont ouvert plusieurs portes dans une large gamme de domaines, allant de la chimie à l'ingénierie, permettant aux scientifiques de pouvoir accéder à de nouvelles informations utiles sur les processus microscopiques ayant des implications macroscopiques.

En particulier dans le domaine des matériaux composites, cette technique a montré une bonne efficacité dans la caractérisation des phénomènes mécaniques parfois complexes pouvant apparaître dans ce type de matériaux lors de son chargement. [58, 59, 60]

Bien que le MEB soit surpassé en puissance par des microscopes plus récents, il reste l'un des plus utiles sur le marché, car peu d'autres appareils peuvent opérer avec un large éventail d'échantillons.

Aujourd'hui, les chercheurs du monde entier s'appuient sur les MEB pour obtenir des informations visuelles précises.

1.4.4. Tomographie à rayons X :

La tomographie par rayons X est une technique de contrôle non destructive qui permet de visualiser les caractéristiques intérieures des objets solides.

Ceci est possible grâce à une génération d'une représentation volumétrique 3D à partir de l'empilement de l'ensemble des tranches d'images 'slices' radiographiques bidimensionnelles prises à travers toute l'épaisseur en suivant toutes les directions.

Et c'est ce qui distingue cette technique de la radiographie. En effet, la radiographie ne permet d'avoir comme résultat qu'une image 2D de tout l'objet 3D. Ainsi, celle-ci perd des informations de "profondeur".

Le principe ainsi que la mise en œuvre de l'imagerie 3D par la tomographie à rayons X est expliqué dans le paragraphe suivant.

1.4.4.1. Principe et mise en œuvre de la tomographie X :

L'imagerie par rayons X est basée sur la diffusion d'une source de rayons X et l'absorption de ces rayons en fonction de la densité de matière pour révéler les particularités internes d'une structure ou d'un échantillon.

En effet, l'interaction entre les rayons X et les matériaux traversés permet une visualisation en niveaux de gris des différents constituants de l'échantillon dont l'intensité diffère d'un constituant à un autre selon la capacité d'absorption des différents matériaux, ce qui provoque des variations de niveaux de gris permettant la détection des défauts et des hétérogénéités.

Ceci se fait dans les différents plans de l'objet de façon à balayer tout le volume.

En effet, comme il est illustré dans la figure 26 l'objet à visualiser est mis en rotation en étant placé sur un plateau tournant, entre le détecteur et la source de rayonnement.

L'émission des rayons se fait donc suivant des orientations multiples et en conséquent, des centaines d'images bidimensionnelles sont enregistrées de façon à exploiter un grand nombre de vues et donc reconstruire, grâce à un algorithme spécifique, une représentation volumique de tout l'objet pouvant être examiné en défilant à l'écran les coupes 2D.

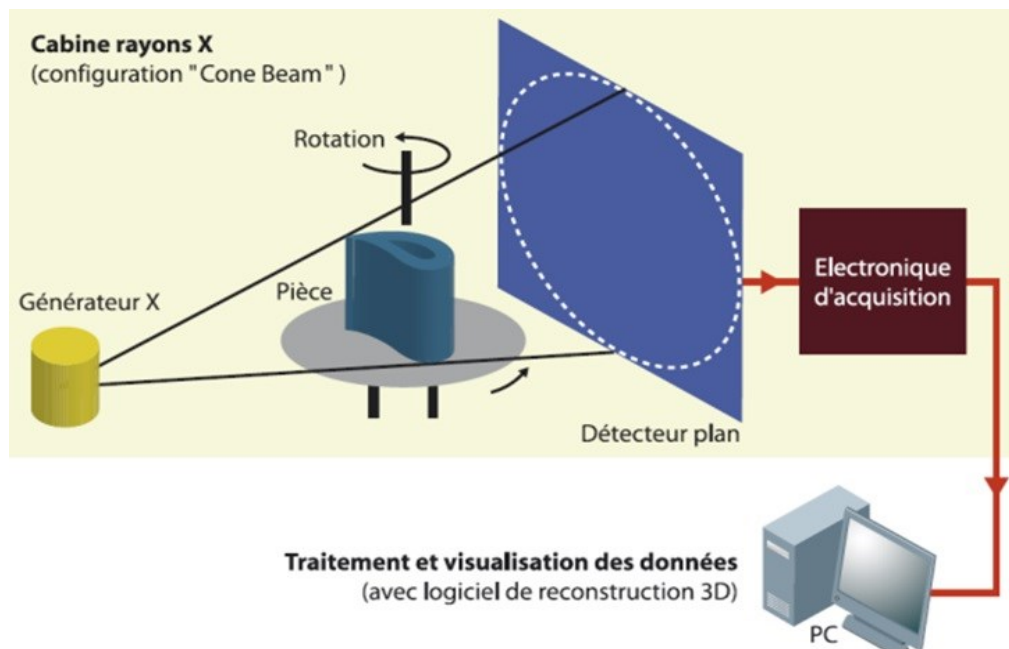


Figure 26: Principe de la tomographie par les rayons X

1.4.4.2. *Applications de la tomographie à rayons X :*

Issue de la radiographie médicale [61], la tomographie a montré une bonne efficacité dans le domaine de la médecine. Notamment dans le domaine de contrôle non destructif des différents matériaux en particulier des matériaux composites.

En effet, plusieurs recherches effectuées pour l'étude du comportement et la caractérisation des matériaux composites, ont démontré l'efficacité de cette technique dans ce propos [62, 63, 64, 65].

Bien que la capacité de la tomographie à rayons X, et donc son application à l'étude des composites ait considérablement augmenté au cours de la dernière décennie, celle-ci présente des limitations.

En effet, naturellement, les structures composites ne présentent pas systématiquement un contraste suffisant pour des mesures effectuées avec des équipements classiques de laboratoire.

Ceci s'explique par le volume important qu'ils présentent généralement par rapport à celui pouvant être imagé par la tomographie par rayons X.

Les images obtenues peuvent être donc médiocres de très mauvais contraste avec de longues périodes d'acquisition.

Toutefois, il existe des stratégies pour surmonter ces limitations [66].

1.5. *Approches de l'analyse et de la modélisation de la fissuration des matériaux composites :*

Depuis la fin de la dernière décennie, les chercheurs s'intéressent beaucoup à la modélisation du comportement endommageable des matériaux composites renforcés (CFRP), notamment à la prédiction de l'amorçage et la progression des détériorations.

De différentes approches ont été donc proposées et suivies pour atteindre ce but.

Les premiers essais de modélisation des endommagements de ces structures ont été basés sur des critères de rupture dont certains permettent juste de prévoir la ruine totale du matériau et d'autres permettent d'identifier les différents types de dégradations ayant lieu dans le matériau composite endommagé.

L'inconvénient de ces critères est qu'ils ne permettent pas de modéliser l'évolution des endommagements au cours du fonctionnement d'une structure composite ce qui réduit la fiabilité de la simulation numérique de son comportement.

Une approche alternative est donc développée pour remédier à ce problème. Cette approche est dénommée « la Mécanique de l'endommagement continu » qui consiste à la modélisation

des effets des phénomènes d'endommagements en se basant sur les caractéristiques thermomécaniques du matériau et par conséquent, sur son comportement à l'échelle macroscopique. Ces phénomènes sont représentés par des variables internes définissant l'état du matériau à chaque instant.

De cette façon, une reproduction avec une bonne finesse du comportement observé expérimentalement est possible.

On présente dans ce qui suit l'historique et l'évolution de l'emploi de ces deux approches.

1.5.1. Critères de rupture

Les critères de rupture peuvent être considérés comme les conditions permettant de prévoir l'apparition de l'endommagement des matériaux.

En effet, le terme «critère de rupture» fait référence aux équations mathématiques qui prédisent les états de contraintes et de déformations au stade initial des dégradations.

Dans la conception conventionnelle, la structure est considérée comme sûre, si la contrainte ou la déformation maximale est inférieure à la limite correspondante, on parle donc des critères de rupture basés sur la résistance.

Ces critères sont des conditions d'inégalité simples reliant les contraintes ou les déformations internes aux mesures expérimentales de la résistance des matériaux.

Ayant une seule composante de contrainte ou de déformation dans chaque équation, ce type de critères est simple à utiliser et indique également le mode de rupture.

Cependant, ces critères ne fournissent aucune interaction entre les composants tenseurs individuels des contraintes ou des déformations, leur précision est donc limitée.

Par exemple, la prédiction de la rupture en traction transversale n'est pas influencée par la présence d'un cisaillement longitudinal.

Des critères dits interactifs ont été donc développés pour surmonter cette limitation. Tels que les critères proposés par Tsai-Wu (1971) [67], de Hashin (1973[68], 1980[69]), de Sun et al. (1996)[71]. et de Puck et Schürmann (2002)[70].

Ces critères prédisent une variété de modes d'endommagement tels que la rupture des fibres en traction, la rupture des fibres en compression, la rupture de la matrice en traction et la rupture de la matrice en compression.

Ces critères ont été progressivement modifiés pour inclure de nouvelles considérations.

En effet, Chang et al. [72] ont modifié le critère proposé par Yamada et Sun [73] pour incorporer le comportement de cisaillement plan non linéaire dans les prédictions des endommagements.

Chang et Lessard [74] ont modifié le critère de Hashin [75] pour inclure non seulement la résistance dans l'épaisseur mais aussi une formulation de cisaillement non linéaire.

De nombreuses études ont montré qu'une compression transversale modérée augmentait la résistance apparente au cisaillement d'un pli. Ainsi, Dávila et Camanho [76] ont proposé un nouvel ensemble de critères pour la rupture de la matrice sous compression transversale.

1.5.2. Modèles d'endommagement continu des matériaux composites :

Depuis le travail fondateur de KACHANOV [77], la mécanique de l'endommagement continu qui s'inscrit dans le cadre de la thermodynamique des processus irréversibles a beaucoup évolué (Lemaître et Chaboche, [78]), pour ouvrir une nouvelle voie de recherche pour la description de la dégradation progressive de multiples matériaux (roches, métaux , composites...).

On présente ci-dessous les modèles les plus utilisés pour décrire le comportement endommageable des matériaux composites en se basant sur cette approche.

Pour modéliser l'amorçage et la progression de l'endommagement des matériaux composites, de nombreux modèles d'endommagement ont été écrits ces dernières années. Certains ont été développés à l'échelle microscopique.

Ce type de modèles, envisage l'échelle de la fibre et de la matrice et prend en compte leurs comportements ; puis par la technique d'homogénéisation, le comportement de toute la structure est déduit.

D'autres modèles ont été construits à l'échelle mésoscopique dont l'hypothèse principale est que le comportement de toute structure stratifiée peut être reconstruit à partir du comportement de ses deux constituants élémentaires qui sont le pli et l'interface (figure 27).

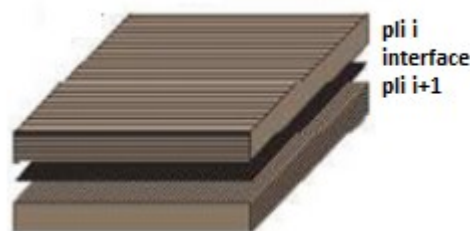


Figure 27: Méso-constituants d'un stratifié composite

La majorité des études ont adopté cette échelle dans leurs modélisations grâce à sa simplicité et la possibilité qu'il offre de modéliser les structures de grandes dimensions.

Plusieurs modèles très satisfaisants ont été construits et utilisés dans les simulations numériques pour des multiples applications.

On peut citer ceux les plus connus et utilisés récemment : le méso- modèle de Cachan développé par Ladevèze et al. [79] ou le modèle de l'ONERA (Laurin et al. [80]) dont le principe est de modéliser séparément chaque méso constituant comme un matériau orthotrope inélastique endommageable.

Les mécanismes d'endommagement de chaque constituant sont d'abord identifiés expérimentalement puis représentés dans le modèle par des variables internes dites «variables d'endommagement ».

On traitera dans ce qui suit la modélisation de chaque constituant séparément.

1.5.2.1. Modélisation du pli :

On commence par présenter les différents mécanismes d'endommagement susceptibles d'apparaître dans les plis d'un stratifié composite ainsi que les variables qui les représentent :

- La dégradation intralaminare diffuse liée à des phénomènes à l'échelle de la fibre, tels que les décohésions fibres / matrice ou la fissuration de la matrice entre les fibres ; représentée par les variables d , d' et d_{23} ;
- La fissuration transversale de la matrice causée par la percolation de dommages diffus dans des fissures parallèles aux fibres qui s'étendent sur toute l'épaisseur du pli ; représentée par \bar{d}_{12} , \bar{d}_{22} et \bar{d}_{23}
- La rupture des fibres représentée par d_f

Ces variables sont introduites dans la loi de comportement du pli pour la compléter en représentant les effets de la progression continue de chaque mécanisme d'endommagement séparément.

On présente donc les équations constitutives de cette loi par la définition de l'énergie de déformation du pli s'écrivant sous la forme suivante :

$$2e_d = \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \end{bmatrix}^T \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1^0(1-d_f)} & -\frac{\nu_{12}^0}{E_1^0} & -\frac{\nu_{13}^0}{E_1^0} \\ -\frac{\nu_{12}^0}{E_1^0} & \frac{1}{E_2^0(1-[\sigma_{22}]^+ \bar{d}_{22})(1-[\sigma_{22}]^+ d')} & -\frac{\nu_{23}^0}{E_2^0(1-[\sigma_{22}]^+ \bar{d}_{22})} \\ -\frac{\nu_{13}^0}{E_1^0} & -\frac{\nu_{23}^0}{E_2^0(1-[\sigma_{22}]^+ \bar{d}_{22})} & \frac{1}{E_3^0(1-[\sigma_{33}]^+ d')} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \end{bmatrix} + \frac{\sigma_{12}^2}{G_{12}^0(1-\bar{d}_{12})(1-d)} + \frac{\sigma_{13}^2}{G_{13}^0(1-d)} + \frac{\sigma_{23}^2}{G_{23}^0(1-\bar{d}_{23})(1-d_{23})} \quad (1.5)$$

Le caractère unilatérale de l'endommagement est introduit grâce à la fonction de Heaviside désignée par le symbole $[\]^+$.

Les lois d'évolution des phénomènes de dégradation sont basées sur les forces thermodynamiques dérivées de l'énergie de déformation du pli et associées à chaque variable d'endommagement d_n . Elles sont donc définies par l'écriture suivante :

$$Y_{d_n} = \frac{\partial \langle \langle e_d \rangle \rangle}{\partial d_n} \quad (1.6)$$

Où le symbole $\langle \langle \cdot \rangle \rangle$ représente la valeur moyenne sur l'épaisseur du pli.

On peut constater que l'utilisation de ce type de modèles est coûteuse vue qu'il implique un nombre important de variables d'endommagement ainsi que de paramètres à déterminer expérimentalement.

Ceci a dévié notre choix vers un autre modèle impliquant que 3 variables d'endommagement associés à la diminution de la rigidité dans les trois directions du matériau.

L'approche de la contrainte effective est donc suivie lors de notre modélisation. Ceci sera plus détaillé dans le chapitre 3.

1.5.2.2. Modélisation de l'interface :

Les trois modes de délaminage entre les plis, représentés par les variables d'endommagement d_I , d_{II} et d_{III} , sont définis dans la figure 28.

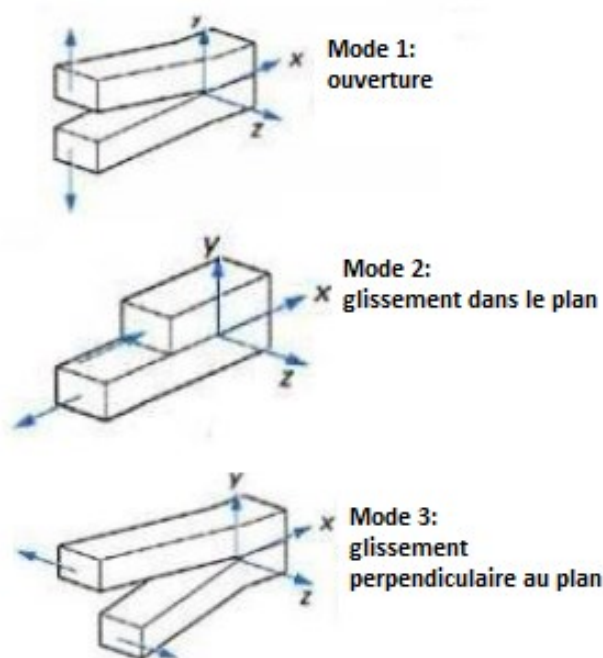


Figure 28: Modes de délaminage des stratifiés composites

L'énergie de déformation associée à l'interface est définie comme suit :

$$2e_d = \frac{\sigma_{33}^2}{K_3^0(1-[\sigma_3]^+ d_I)} + \frac{\sigma_{13}^2}{K_1^0(1-d_{II})} + \frac{\sigma_{23}^2}{K_2^0(1-d_{III})} \quad (1.7)$$

K_1^0, K_2^0 et K_3^0 sont les propriétés élastiques de l'interface généralement identifiées à partir des propriétés élastiques de la matrice sous l'hypothèse que l'épaisseur de l'interface est négligeable devant celle du pli.

De la même manière que pour le pli, trois forces thermodynamiques dérivées de l'énergie de déformation sont associées à chaque variable d'endommagement.

La force thermodynamique globale qui rend compte de l'interaction des trois modes de délaminage est :

$$Y_{\text{int}} = Y_{d_I} + \gamma_{II,\text{int}} Y_{d_{II}} + \gamma_{III,\text{int}} Y_{d_{III}} \quad (1.8)$$

Avec $\gamma_{II,\text{int}}$ et $\gamma_{III,\text{int}}$ sont les propriétés du matériau.

Les lois d'évolution associées aux variables d'endommagement d_I , d_{II} et d_{III} sont définies selon la cause de dégradation de l'interface à identifier expérimentalement.

En effet, le délaminage peut être soit à l'origine d'un chargement en mode mixte sur l'interface ou bien conséquence d'une concentration de contraintes créée par coalescence des fissures depuis les plis adjacents au niveau de l'interface.

On présente donc les lois d'évolution qui permettent de prendre en compte le délaminage diffus dû au chargement hors-plan de l'interface (d_I), ainsi que le délaminage localisé ayant lieu par interaction pli/interface d_{II} et d_{III} .

Le couplage pli/interface est introduit dans ces équations par la variable $\bar{\rho}$ qui est la densité moyenne de fissures dans les deux couches adjacentes. En effet si celle-ci atteint une certaine valeur de saturation ρ_s l'interface est complètement dégradée :

$$\bullet \text{ Si } \bar{\rho} < \begin{cases} d_I = \left(\frac{1}{3} \frac{\langle \bar{Y}_{\text{int}} - Y_{0,\text{int}} \rangle_+}{Y_{c,\text{int}} - Y_{0,\text{int}}} \right)^{1/2} \\ d_{II} = d_I + (1-d_I) 2 a_i \bar{\rho} \sin^2\left(\frac{\theta}{2}\right) \\ d_{III} = d_I + (1-d_I) 2 a_i \bar{\rho} \cos^2\left(\frac{\theta}{2}\right) \end{cases} \quad (1.9)$$

$$\bullet \text{ Si } \bar{\rho} = \rho_s \quad d_I = d_{II} = d_{III} = 1 \quad (1.10)$$

Avec : $\bar{Y}_{int} = \sup(Y_{int})$, a_i est un paramètre du matériau et θ est l'angle entre les directions des fibres dans les deux plis adjacents.

Tout comme le modèle du pli présenté ci-dessus, l'utilisation du modèle de l'interface de Ladevèze [79] est en quelque sorte assez complexe vue qu'une caractérisation expérimentale pour identifier la source de délaminage à modéliser est obligatoire, en plus du nombre important de paramètres à identifier pour les alimenter dans le modèle. Ceci limite l'emploi de ce modèle.

Cependant, plusieurs autres méthodes basées sur la mécanique de la rupture sont disponibles pour simuler la croissance d'une fissure le long des interfaces.

En effet, la technique de fermeture de fissure virtuelle « VCCT » est devenue une technique largement utilisée pour la simulation du délaminage d'interface d'un composite stratifié.

Une autre alternative de modélisation du délaminage de l'interface très répandue grâce à sa simplicité en terme d'identification expérimentale de paramètres est l'utilisation des modèles de zone cohésives.

Cette approche introduit les mécanismes d'endommagement en utilisant les relations de durcissement-adoucissement entre les séparations et en incorporant les tractions correspondantes à travers l'interface.

La simulation du délaminage est réalisée avec des éléments d'interface ou de contact créés entre les deux plis.

❖ Technique de fermeture virtuelle des fissures « VCCT » :

La technique de fermeture virtuelle des fissures « VCCT » est une méthode de modélisation du délaminage par une analyse éléments finis basée sur les approches de la mécanique élastique linéaire de la rupture (MELR) qui considère que la propagation d'une fissure est assurée lorsque l'énergie dissipée lors de la dégradation devient supérieure au taux de restitution d'énergie critique de l'interface G_C [81].

La croissance du délaminage est donc gouvernée par la condition suivante : $G \geq G_c$.

Concernant la condition de sa stabilité, celle-ci s'exprime par l'équation : $\frac{\partial G}{\partial a} <$ avec a est la longueur de la fissure.

Cette technique a été initialement développée pour calculer le taux de libération d'énergie d'un corps fissuré [82]. Depuis, elle a été largement utilisée dans la simulation de l'évolution de la dégradation interfaciale des composites stratifiés [83, 84, 85, 86].

L'utilisation de cette technique de modélisation de fissures implique les hypothèses suivantes :

- Le délaminage suit un chemin prédéfini.
- Le chemin de délaminage est défini par des éléments d'interface.
- L'analyse est quasi statique et ne prend pas en compte les effets transitoires.
- Le matériau est élastique linéaire, isotrope, orthotrope ou anisotrope.

Le principe de la technique VCCT se base sur l'hypothèse d'Irwin [87] qui envisage que l'énergie nécessaire ΔE^e pour faire propager une fissure d'une longueur Δa est égale à l'énergie nécessaire pour la refermer.

ΔE^e est définie par :

$$\Delta E^e = \frac{1}{2} (X_n \Delta u_m + Z_n \Delta w_m) \quad (1.11)$$

Où X_n et Z_n sont les forces de réaction respectivement en mode I au point n et en mode II au point m ; Δu_m et Δw_m représentent les déplacements entre les nœuds m et m* respectivement en mode I et en mode II.

Ce principe est bien illustré à travers la figure 29.

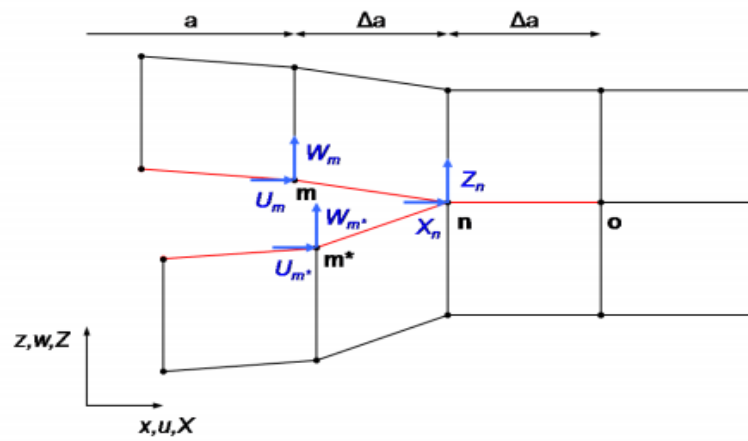


Figure 29: Principe de la technique VCCT

Le taux de restitution d'énergie G est calculé alors par l'équation :

$$G = \frac{\Delta E^e}{\Delta a} \quad (1.12)$$

Bien que l'utilisation de cette technique soit simple, son domaine de validité reste limité aux problèmes de comportement linéaire relativement aux hypothèses de la mécanique élastique linéaire de la rupture.

En plus, celle-ci nécessite de connaître a priori la localisation du défaut et ne permet donc pas de représenter l'état d'initiation de l'endommagement mais permet juste d'estimer la criticité d'une fissure déjà présente. Cependant, Les modèles des zones cohésives (MZC) permettent de prendre en compte à la fois les deux phases du délaminage (amorçage et propagation).

Une présentation du principe ainsi que de la démarche d'utilisation de cette méthode fera l'objet du paragraphe suivant.

❖ Modèles des zones cohésives

Les modèles des zones cohésives particulièrement adaptés à la simulation numérique de type éléments finis ont été proposés initialement par les travaux de Dugdale [88] et de Barenblatt [89] ; pour représenter les processus non linéaires d'amorçage et d'évolution des fissures.

Ces modèles impliquent des critères locaux en contraintes et des critères globaux en énergie. Ils représentent la fissure et en particulier le délaminage au moyen d'une contrainte cohésive exprimée en fonction d'un « saut » de déplacement qui n'est que l'écartement des lèvres de la fissure en cours de création.

Le principe à partir duquel les modèles des zones cohésives sont générés, considère la fissure comme un phénomène graduel dans lequel la séparation a lieu au niveau de la pointe de la fissure.

La cohésion des deux surfaces de la fissure tend à s'opposer à cette séparation des surfaces [90]. Ainsi, les éléments des zones cohésives ne représentent aucun matériau physique, mais décrivent les forces de cohésion qui se produisent lorsque des éléments du matériau (tels que des grains) sont séparés (figure 30).

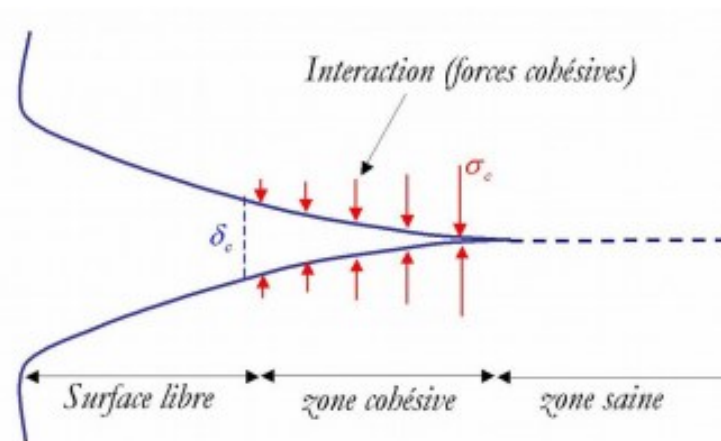


Figure 30: Principe des modèles des zones cohésives

La description du comportement en cas de défaillance est définie par les lois de traction-séparation qui définissent le comportement constitutif des modèles des zones cohésives.

Il existe une grande variété de lois de traction-séparation, présentant tous, le même comportement global.

Lorsque les surfaces cohésives se séparent, la traction augmente d'abord jusqu'à atteindre un maximum, puis diminue jusqu'à s'annuler, ce qui entraîne une séparation complète (locale). Ceci est valable pour la direction normale et la direction de cisaillement.

Un exemple schématisé d'une courbe traction-séparation est présenté dans la figure 31.

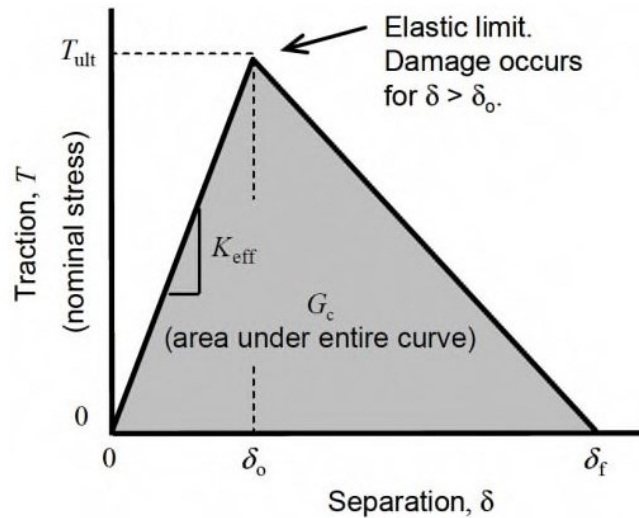


Figure 31 : Exemple d'une loi de traction- séparation [117]

Cette méthode présente également une limitation qui réside dans sa forte dépendance au maillage.

En effet, lorsque des endommagements se développent, les éléments des zones cohésives s'ouvrent afin de simuler l'initiation et la croissance des fissures. Comme le chemin de la fissure ne peut suivre que ces éléments, sa direction de propagation dépend fortement de la présence (ou de l'absence) d'éléments des zones cohésives, ce qui implique que le chemin de la fissure dépend du maillage.

Un affinage du maillage est donc indispensable pour avoir une modélisation fiable.

La définition des équations constitutives relatives à cette méthode sera réalisée dans le chapitre 3 puisque c'est cette méthode qui sera utilisée lors de la modélisation de l'interface de la structure composite de notre étude.

1.6. Conclusion :

Lors de ce chapitre on a essayé de mettre en évidence l'état de l'art relatif à la présente étude en faisant une étude bibliographique préparatoire.

En effet, on a commencé par une présentation des notions de base à connaître sur les matériaux composites.

Ensuite, un grand intérêt a été accordé à la compréhension des phénomènes d'endommagement pouvant naître dans les structures composites sollicitées.

Les différentes techniques de caractérisation de ces phénomènes sont également présentées.

Dans une seconde section, une étude bibliographique sur les approches et les méthodes de modélisation de l'initiation et de l'évolution de ces phénomènes a été abordée.

Chapitre 2 : Caractérisation expérimentale du comportement du matériau

2.1. Introduction :

Dans ce chapitre, on présente en premier lieu le matériau de l'étude ; son procédé d'obtention ainsi que les caractéristiques physiques de ses différents composants. En deuxième lieu, la caractérisation expérimentale du comportement du matériau à travers la réalisation des essais de traction statique sur des éprouvettes élémentaires sera développée. En effet, l'intérêt de ces essais est d'appréhender les différents phénomènes mécaniques susceptibles d'apparaître dans les structures composites obtenus par enroulement filamentaire ainsi que de prédire les lois de comportement du matériau constituant ces structures.

Des techniques de contrôle in-situ ont accompagné ces essais, telles que la corrélation d'images numériques, la micrographie et en particulier la technique de l'émission acoustique qui permet de détecter le moindre micro endommagement ainsi que son évolution au cours du chargement.

2.2. Caractérisation mécanique du comportement du matériau :

2.2.1. Matériau de l'étude

Les structures d'étude sont des tubes en PRV (polyester renforcé de fibres de verre).

Les fibres de verre sont de type E6-CR 'DIRECT ROVING 386' compatibles avec du polyester comme résine.

Imprégner ce type de renfort à la résine de polyester donne naissance à un matériau composite largement utilisé pour la fabrication des tuyaux, ainsi que des réservoirs de stockage des gaz à haute pression ou de produits chimiques grâce aux bonnes propriétés mécaniques et chimiques de ce matériau.

La résine est un polyester insaturé de type PolyPol-1023 qui possède une viscosité moyenne avec une excellente propriété de résilience.

Plusieurs chercheurs [91,92,93,94,95,96] ont utilisé dans leurs études expérimentales de caractérisation, des tubes et des réservoirs en PRV dans les vraies conditions de service. Cependant, en raison de la difficulté à reproduire en laboratoire les conditions réelles, ce

type de tests nécessite des équipements spécifiques, ce qui, dans la plupart des cas, augmente le coût et le temps de réalisation.

Afin d'éviter tout d'abord ce problème et de généraliser la réponse mécanique des structures composites obtenues par enroulement filamentaire, des techniques avancées ont été réalisées dans des travaux antérieurs [97] pour produire des échantillons plats simples représentatifs du modèle de bobinage caractéristique pouvant être testés sur des machines conventionnelles. En effet, ces éprouvettes sont découpées à partir d'une plaque stratifiée fabriquée en bobinant un mandrin rectangulaire par des fibres de verre imprégnés dans la résine.

Conscient que la géométrie du dispositif utilisé pour la fabrication des plaques ne représente que partiellement le processus d'enroulement filamentaire, les essais expérimentaux ont été réalisés sur des éprouvettes découpées par jet d'eau à partir des échantillons des tubes.

En effet, comme l'illustre la figure 32, on fabrique d'abord un tube en bobinant un mandrin avec le drapage souhaité, puis on le découpe selon l'axe longitudinal pour obtenir des éprouvettes bobinées longitudinales ayant une petite courbure. Les différentes éprouvettes ont été réalisées selon la norme : ISO 8513:2016 [98].



Figure 32 : Tube découpé par jet d'eau pour obtenir des éprouvettes longitudinales

Ce type d'éprouvettes représente donc un élément volumique du tube pouvant assurer la représentation d'un comportement proche, de manière acceptable, de son comportement mécanique.

La géométrie des éprouvettes ainsi réalisées est présentée dans la figure 33 :

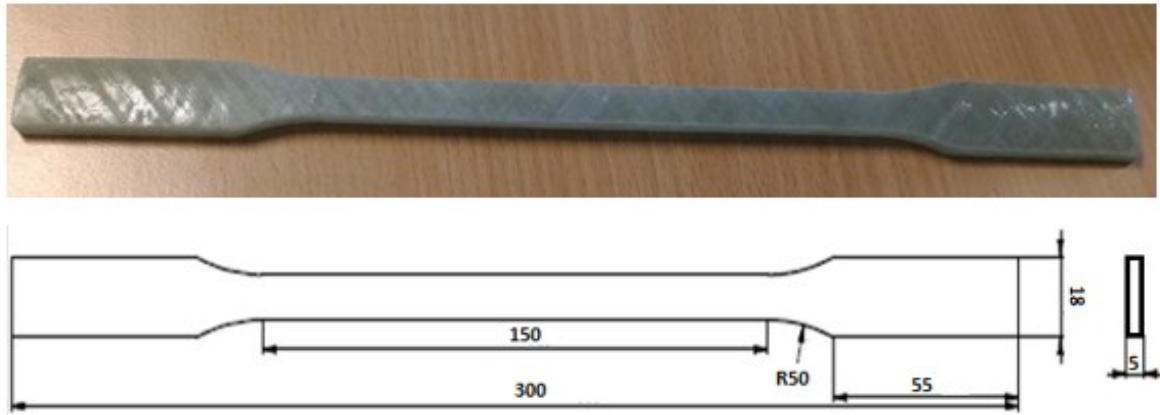


Figure 33: Géométrie de l'éprouvette longitudinale

L'angle de l'orientation des fibres des éprouvettes testées dans le but de la caractérisation du comportement du matériau d'étude est de 55° . En effet ce drapage est le plus utilisé dans la fabrication des tubes et des structures bobinées de stockage puisqu'il est considéré optimal en garantissant les meilleures propriétés de résistance mécanique.

2.2.2. Protocole expérimental :

Tous les résultats de cette étude sont basés sur des essais de traction statiques effectués en utilisant une machine Instron équipée de mors auto-serrants.

La vitesse de déplacement de la traverse, identique pour tous les essais, est de 1mm/min.

La caractérisation du comportement exige la mesure des déformations en fonction des charges. Ainsi, les déformations sont mesurées à l'aide de jauges de déformations.

Un dispositif d'émission acoustique a été incorporé pour l'étude et le suivi de l'endommagement du matériau en temps réel.

Un système d'acquisition PCI-2 à deux canaux (Peripheral Component Interconnect) produit par la société « Physical Acoustic Corporation » a été utilisé pour enregistrer des données d'émission acoustique. Deux capteurs piézoélectriques ont été placés sur les éprouvettes à 70 mm de part et d'autre du centre, en utilisant de la graisse à la silicone comme agent couplant selon le mode opératoire standard spécifique au système d'acquisition.

Ces signaux sont amplifiés par des préamplificateurs avec un gain de 40 DB. La gamme de la distribution d'amplitude a été maintenue donc entre 40 dB et 100 dB afin de filtrer le bruit extérieur (40 dB est donc le seuil d'acquisition des signaux d'EA).

Finalement, pour assurer la fonctionnalité des capteurs et calibrer le système d'acquisition de données qui nécessite l'identification de la vitesse de propagation initiale dans le matériau sein non chargée, le test Hsu-Nielsen normalisé de rupture des mines de crayons à la surface des éprouvettes a été donc effectué.

Les données d'émission acoustique ont été traitées avec le logiciel NOESIS et MATLAB dans le but d'étudier l'activité acoustique enregistrée, ce qui permet l'identification des mécanismes d'endommagement se produisant dans le matériau et le suivi de leur évolution au cours du chargement.

Le dispositif expérimental de cette technique est bien présenté dans la figure 34.

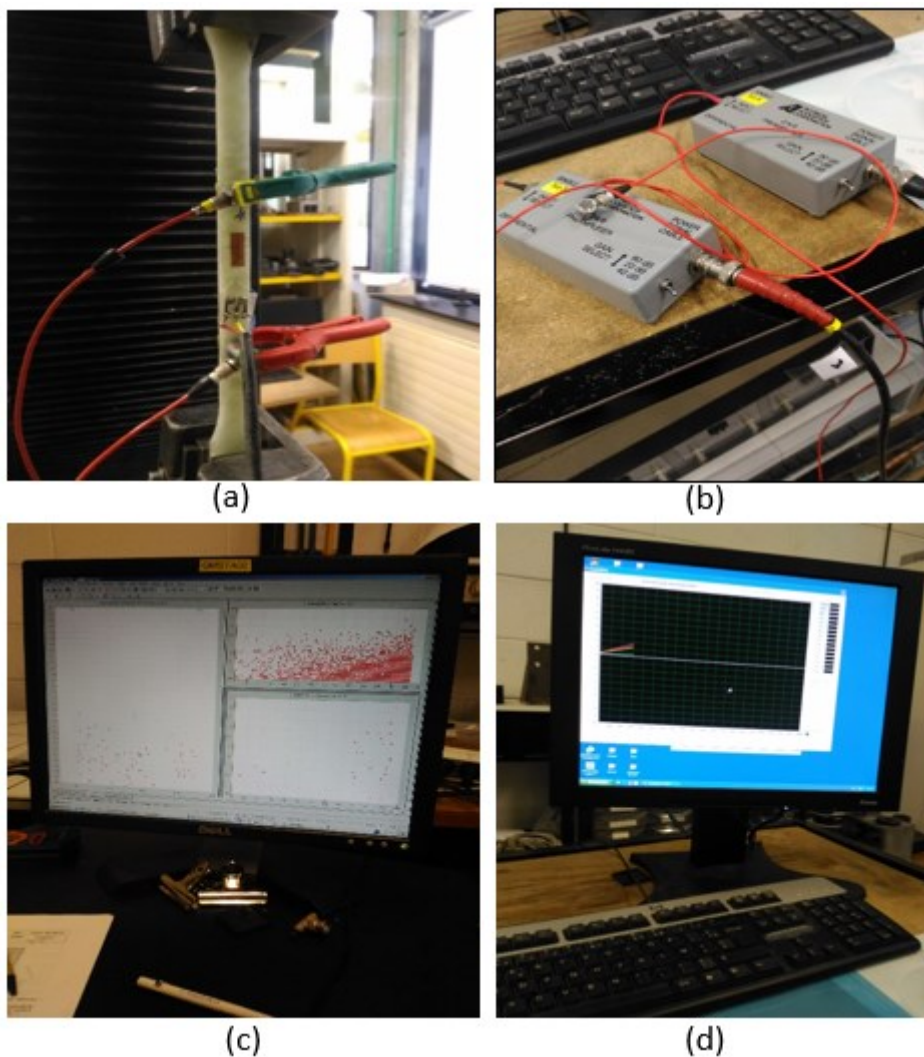


Figure 34: Dispositif expérimental de l'émission acoustique : (a) disposition des capteurs et de la jauge de déformations (b) préamplificateurs utilisés ayant un gain de 40 dB (c) acquisition des signaux d'émission acoustique (d) acquisition des déformations

Des observations microscopiques au cours de l'essai ont été aussi réalisées pour pouvoir mieux suivre ce qui se passe dans le matériau au cours de son chargement jusqu'à sa rupture. Ces observations sont faites au niveau de la zone utile de l'éprouvette grâce à un vidéo microscope (Hirox) (figure 35) positionné sur une platine réglable dans les trois directions de l'espace.

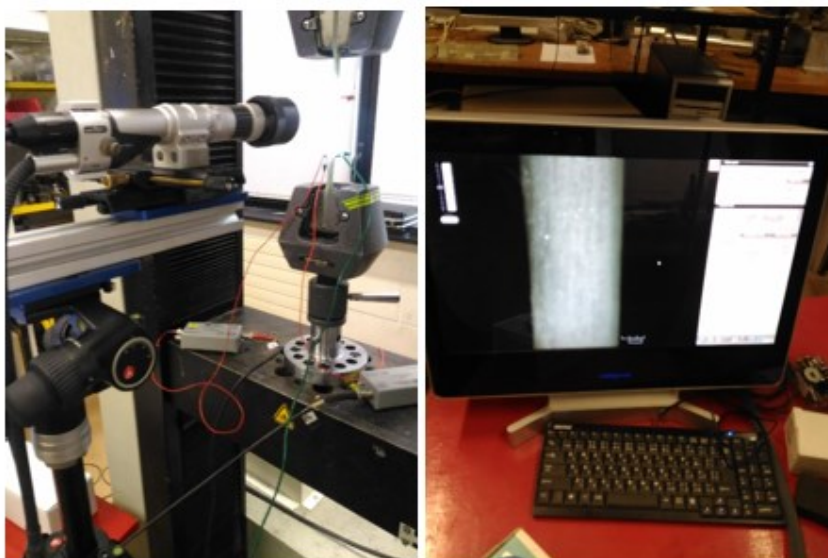


Figure 35: Dispositif du vidéo microscope HIROX

Un outil d'observation microscopique plus fiable qui est *le microscope électronique à balayage* (MEB) a été en plus utilisé afin de distinguer et mieux appréhender les différents mécanismes d'endommagement pouvant apparaître dans le matériau.

En effet, des échantillons des éprouvettes ont été découpés au niveau de la zone de rupture de l'éprouvette chargée et endommagée (figure 36).

La préparation de ces échantillons pour l'observation au MEB s'est faite en trois étapes :

- Polissage et nettoyage de la surface à observer ;
- Métallisation de l'échantillon afin que sa surface isolante soit conductrice ; ce qui évite que l'échantillon charge quand il est exposé à la sonde électronique.

Cette métallisation a été faite par pulvérisation cathodique d'or.

- Fixation de l'échantillon sur une platine porte objet.



Figure 36: Morceau de l'éprouvette endommagée découpée au niveau de la zone utile, métalisée pour l'observation par MEB

La tomographie à rayons X a été aussi utilisée comme outil d'observation microscopique permettant d'identifier les dégradations du matériau dans le plan frontal et transversal de l'éprouvette chargée.

Ces observations ont été faites au laboratoire MATEIS de L'INSA Lyon par l'ingénieur de recherche Mr Jérôme Adrien que je tiens à le remercier pour sa contribution dans mon travail. Le faisceau de rayons X du tomographe utilisé est conique. L'énergie est comprise entre 10 Kev et 160 Kev, et la taille du détecteur est de 1920*1536 pixels.

Concernant la résolution, celle-ci dépend de la taille de l'échantillon à observer qui dans notre cas d'étude a été fixée à $10\ \mu m$ puisqu'on s'est focalisé seulement sur la zone de rupture de l'éprouvette.



Figure 37: (a) Dispositif de tomographie du laboratoire (Phoenix X-ray), (b) détails du système : une platine de rotation, une source et un détecteur

2.2.3. Caractérisation du comportement du matériau par émission acoustique :

L'émission acoustique est un outil intéressant et puissant qui permet de suivre en temps réel le comportement des matériaux. En effet la détection d'un signal acoustique lors du

chargement de l'éprouvette reflète nécessairement l'entame de la dégradation du matériau. La nature de cette dégradation est identifiée selon le type du signal. Le principe de cette technique est bien expliqué dans le premier chapitre.

Une analyse du comportement mécanique basée sur le suivi de l'activité acoustique sera donc élaborée. Puis, une approche quantitative basée sur l'analyse par reconnaissance de forme non supervisée des signaux acoustiques ayant pour but d'identifier les différents mécanismes d'endommagement pouvant apparaître dans le matériau sollicité est proposée. Cette approche utilise deux des méthodes de regroupement non supervisé les plus utilisées qui sont les K-moyennes et la carte auto-organisatrice de Kohonen. Les signaux acoustiques sont enregistrés pendant des tests de traction.

2.2.3.1. Etude de l'évolution de l'endommagement par le suivi de l'activité acoustique :

L'activité acoustique est représentée par l'évolution du nombre de coups cumulés. La figure 38 met en évidence une corrélation entre l'évolution de l'activité acoustique et celle du chargement longitudinal de l'éprouvette. On peut déduire de cette figure que le comportement mécanique de l'éprouvette testée peut être divisé en trois phases.

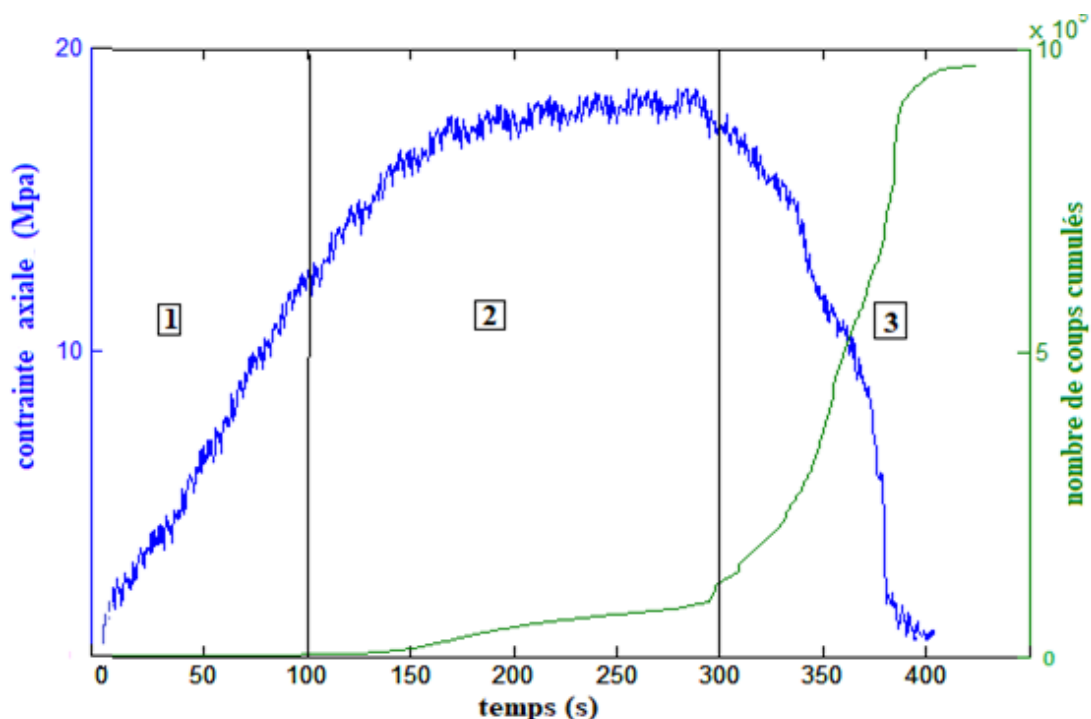


Figure 38: Corrélation entre l'activité acoustique et l'évolution de la résistance du matériau en fonction du temps

- Phase 1 : élastique linéaire caractérisée par une période silencieuse lorsqu'aucun signal d'émission acoustique n'est détecté. A ce stade, le matériau ne subit aucun endommagement. L'émission acoustique se produit seulement lorsqu'une ou plusieurs microfissures se produisent dans le matériau et commencent à évoluer.
- Phase 2 : le passage de la phase 1 à 2 montre un écart à la linéarité très significatif d'un début d'endommagement. La courbe du nombre de coups cumulés, est caractérisée par la détection des premiers signaux d'émission acoustique dont l'activité évolue au cours du chargement. Il est à remarquer que l'apparition de l'EA caractérisée par l'écart à la linéarité de la courbe de chargement correspond bien aux premiers endommagements. En effet, initialement, les différents micro-mécanismes de plasticité et de microfissuration de la résine peuvent apparaître simultanément dans le matériau.
Les micro-mécanismes d'endommagement prépondérants se produisant à cette phase sont les microfissurations de la résine. Ces microfissures coalescent ensuite et se rejoignent pour former des délaminages entre les couches.
- Phase 3 : cette phase est marquée par une augmentation exponentielle de l'accumulation d'événements acoustiques significative d'une augmentation rapide de l'endommagement (microfissuration et délaminage) et d'une diminution rapide de la résistance du matériau (diminution de la contrainte axiale).

2.2.3.2. Distribution des amplitudes et des fréquences des signaux :

Après avoir identifié les différentes phases de la vie du matériau lors de son chargement jusqu'à rupture, il est primordial de caractériser ces différentes phases tout en identifiant l'origine des événements acoustiques. Pour ce fait, une étude préliminaire simple est réalisée en se basant sur une comparaison avec la littérature.

En effet le tableau 5 et le tableau 6 présentent respectivement une synthèse des valeurs d'amplitudes et de fréquences des signaux EA de différents mécanismes d'endommagement obtenues pour différents types de composites et trouvés dans la littérature .

Tableau 5: Synthèse des valeurs des amplitudes des signaux EA relatifs aux différents mécanismes d'endommagement obtenus pour différents types de composites

<i>Auteurs</i>	<i>Benzeggagh</i>	<i>Chen</i>	<i>Kim</i>	<i>Kotsikos</i>	<i>Ceysson</i>
<i>Composites</i>	<i>Verre/ Polypropylène</i>	<i>Carbone /verre</i>	<i>Carbone /époxy</i>	<i>Verre/ polyester</i>	<i>Carbone /époxy</i>
<i>Essai</i>	Traction statique et fatigue	Flexion et traction	Mises en charge successives	Fatigue	Flexion
<i>Fissurations matricielles</i>	40-55dB	60-80dB	40-70dB	40-55dB	50dB
<i>Décohésions</i>	60-65dB	_____	_____	_____	_____
<i>Délamínages</i>	_____	_____	_____	55-70dB	62dB
<i>Ruptures de fibres</i>	85-95dB	70-90dB	60-100dB	>80dB	_____

Tableau 6: Synthèse des valeurs des fréquences des signaux EA relatifs aux différents mécanismes d'endommagement obtenus pour différents types de composites

<i>Auteurs</i>	<i>De Groot et al</i>	<i>Ramirez Jimenez et al</i>	<i>Russel and Henneke</i>	<i>Suzuki et al</i>	<i>Komal et al</i>
<i>Composites</i>	<i>Carbone/ époxy</i>	<i>Carbone/ polyprop</i>	<i>Graphite / Epoxy</i>	<i>Verre / polyester</i>	<i>Carbone/ époxy</i>
<i>Fissurations matricielles</i>	90-180KHz	60-80dB	50-150KHz	30- 150KHz	<300KHz
<i>Décohésions</i>	240-310KHz	100KHz	_____	_____	<300KHz
<i>Délamínages</i>	90-180KHz	_____	_____	_____	_____
<i>Ruptures de fibres</i>	>350KHz	420-500KHz	140-180dB	300- 400KHz	>500KHz

D'après ces deux tableaux, on peut avoir une idée sur la marge de fréquences et d'amplitudes des signaux pouvant être détectés lors du chargement de notre matériau d'étude (composite en verre/polyester).

En se basant sur ces résultats bibliographiques une identification préliminaire des mécanismes d'endommagement relatifs au matériau d'étude sollicité a été réalisée.

En effet, un post- traitement des données d'émission acoustique a été réalisé sur Matlab avec des routines développées pour obtenir la distribution des amplitudes ainsi que celle des fréquences présentées respectivement dans la figure 39 et la figure 40.

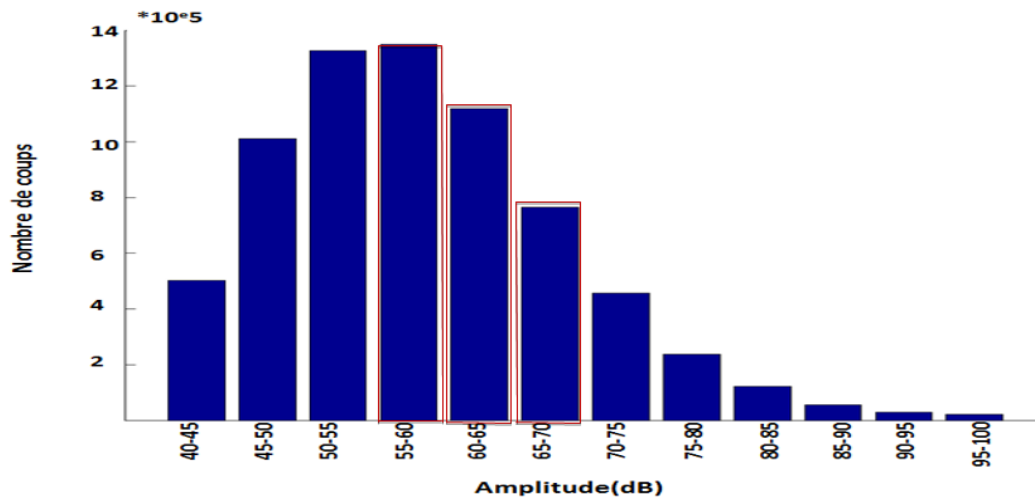


Figure 39: Distribution des amplitudes des évènements acoustiques durant tout l'essai de traction

Alors en se basant sur la comparaison par rapport aux amplitudes on a pu déduire qu'un nombre important d'évènements acoustiques est bien dû aux délaminages.

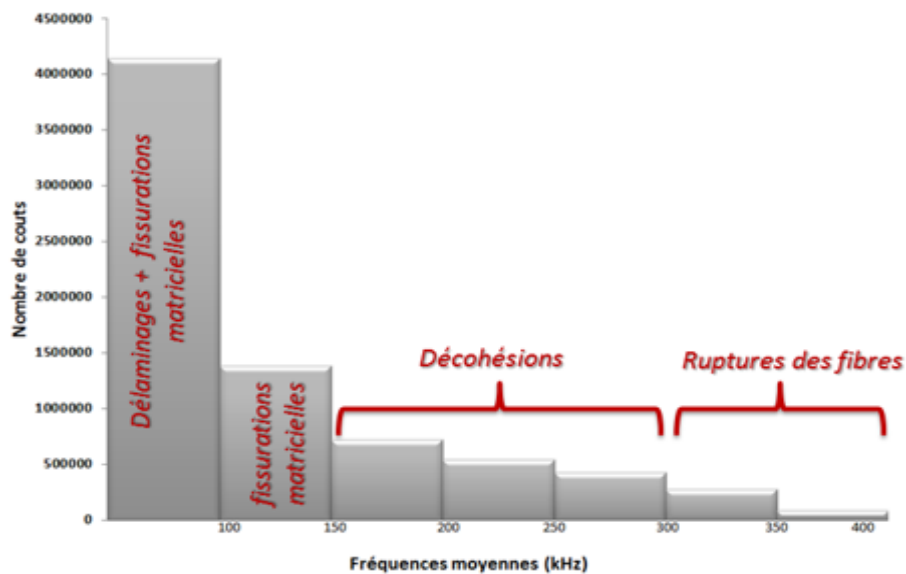


Figure 40: Distribution des fréquences des évènements acoustiques durant tout l'essai de traction

La comparaison par rapport aux fréquences permet de déduire que les modes d'endommagement présents sont (figure 40) :

- Les décohésions fibres/matrice avec un nombre de coups moyen.
- Les délaminages et les fissurations matricielles avec un nombre de coups important.
- La rupture des fibres avec un faible nombre de coups.

Dans la section suivante, une étude plus détaillée basée sur l'analyse non supervisée des données d'émission acoustique sera présentée afin de renforcer ce résultat préliminaire.

2.2.3.3. Analyse non supervisée des données d'émission acoustique :

Huguet .S [37] a montré dans ses études que généralement, il existe quatre types de signaux d'émission acoustique selon leurs formes d'onde.

En effet, il a réalisé ses essais sur des composites unidirectionnels afin de déduire l'existence de trois classes de signaux acoustiques A, B et C liées aux mécanismes d'endommagement intra-faciaux pouvant apparaître à l'échelle du pli :

Class A : liée à la micro-fissuration de la matrice.

Class B : liée à la décohésion entre les fibres et la matrice

Class C : liée à la rupture des fibres

Il a également effectué des essais sur des stratifiés [+45,-45] pour générer des signaux liés au délaminage entre les plis. Ces signaux appartiennent à la quatrième classe nommée D.

Chaque classe est identifiée par la forme d'onde spéciale de ses signaux acoustiques.

En effet, la signature acoustique des deux classes A et B est caractérisé par une durée moyenne, une énergie moyenne et une amplitude moyenne.

Cependant, la différence entre ces deux classes, réside dans le temps de montée et le temps de décroissance du signal.

En effet, les signaux de type A résonnent avec un temps de montée moyen et une décroissance relativement lente après avoir atteint le pic de l'amplitude la plus élevée.

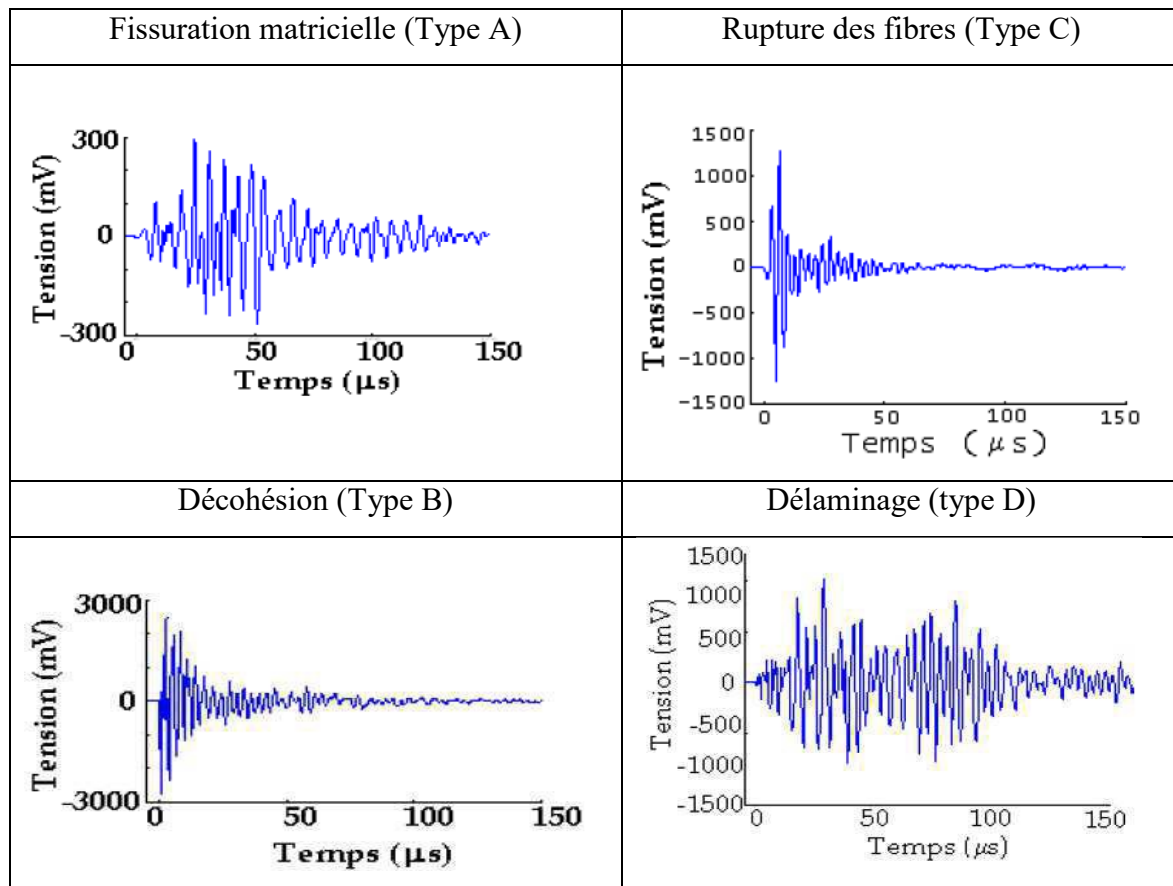
En ce qui concerne la classe B, elle regroupe des signaux impulsionnels, caractérisés par un temps de montée et un temps de décroissance relativement réduits.

Les signaux de classe C, ont une durée très brève, ils se caractérisent aussi par un court temps de montée avec une gamme d'amplitudes et d'énergies assez élevées.

Les signaux de la classe D possèdent une forte énergie et leurs formes d'ondes sont caractérisées par une durée très longue et un temps de montée lent.

Ces propos sont bien illustrés dans le tableau 7 qui exhibe les formes des signaux relatifs aux différents types d'endommagement présentés.

Tableau 7: Formes des signaux identifiées par Huguet et al. [36] relativement aux différents types d'endommagement



L'identification des mécanismes d'endommagement liés aux signaux acoustiques générés lors des essais réalisés dans le présent travail afin de caractériser notre matériau d'étude a été effectuée en se basant sur la classification de Huguet détaillée ci-dessus.

Cependant, les matériaux composites obtenus par enroulement filamentaire ont une structure beaucoup plus complexe que celle des stratifiés de structures planes.

Mais, cette différence ne peut pas se manifester dans les caractéristiques des signaux EA pouvant être générés puisqu'ils sont reliés seulement à leurs mécanismes sources qui appartiennent nécessairement à l'ensemble des mécanismes d'endommagement cités ci-dessus.

Néanmoins, une différence entre les deux matériaux dans leur cinétique de dégradation ainsi que dans le pourcentage d'apparition des mécanismes d'endommagement peut se manifester de manière significative.

Ainsi, une étude détaillée du comportement par émission acoustique spécifique à ce type de matériau est nécessaire.

Pour atteindre cet objectif, une approche d'analyse des données d'émission acoustique non supervisée basée sur les deux méthodes des cartes auto-organisatrices de Kohonen et des K-moyennes a été adoptée.

La réalisation d'une classification non supervisée efficace, exige la détermination préalable du nombre de classes.

Celui-ci n'est pas choisi aléatoirement, mais calculé de manière à être optimal en s'appuyant sur des approches présentées ci-dessous.

Il en est de même pour les caractéristiques des signaux permettant de distinguer les signatures EA.

En effet, chaque signal peut être décrit par plusieurs paramètres ou caractéristiques, dont certains peuvent être fortement corrélés et donc redondants.

Alors, il est nécessaire de choisir judicieusement ces descripteurs qui devraient être quelque peu corrélés et en nombre suffisant pour éviter de perdre des informations sur les signaux, mais pas trop pour éviter de surcharger le calcul ou fausser l'importance relative de chaque paramètre.

Un calcul de corrélation est donc indispensable pour la sélection des caractéristiques permettant la classification optimale.

❖ **Sélection des caractéristiques des signaux EA :**

Une étude de corrélation a été effectuée pour tous les descripteurs des signaux EA disponibles. Pour chaque signal d'émission acoustique, 13 caractéristiques ont été définies et rappelées avec leurs abréviations utilisées dans le logiciel de traitement des résultats (NOESIS) dans le tableau 8.

On rappelle aussi la forme d'un signal acoustique dans la figure 41.

Tableau 8: Définition des caractéristiques du signal acoustique

<i>Caractéristiques d'un signal acoustique</i>	<i>Abréviaions correspondantes</i>	<i>Définition</i>
<i>Temps de montée (μs)</i>	RISE	Intervalle de temps entre le premier seuil et le pic du signal
<i>Amplitude (dB)</i>	AMPL	La plus grande tension mesurée
<i>Energie (aj)</i>	ENER	Zone sous l'enveloppe du signal
<i>Durée (μs)</i>	DURA	Le temps mis entre le premier et le dernier franchissement de seuil
<i>Nombre de coups</i>	CNTS	Le nombre d'impulsions émises si l'intensité du signal est supérieure au seuil
<i>Nombre de coups au pic</i>	PCNTS	Le nombre de coups entre le point de déclenchement et l'amplitude maximale
<i>Intensité du signal (aj)</i>	SSTR	Intégrale du signal redressé sur toute la durée.
<i>Energie absolue (aj)</i>	ABEN	Intégrale du carrée de l'intensité de signal sur toute la durée
<i>Niveau moyen du signal (dB)</i>	ASL	Valeur de l'amplitude du signal électronique provenant du capteur. Mesure de fond bruit.
<i>Moyenne quadratique du signal (V)</i>	RMS16	Valeur du signal lors de l'échantillonnage
<i>Fréquence moyenne (khz)</i>	AFRQ	$f_{init} = \frac{N_{CNTS}}{DURA}$ avec N_{CNTS} est le nombre de coups CNTS
<i>Fréquence de revébration (khz)</i>	RFRQ	$f_{rev} = \frac{N_{CNTS} - N_{PCNTS}}{DURA - RISE}$ avec N_{PCNTS} est le nombre de coups aux pic PCNTS.
<i>Fréquence d'initiation (khz)</i>	IFRQ	$f_{init} = \frac{N_{PCNTS}}{RISE}$

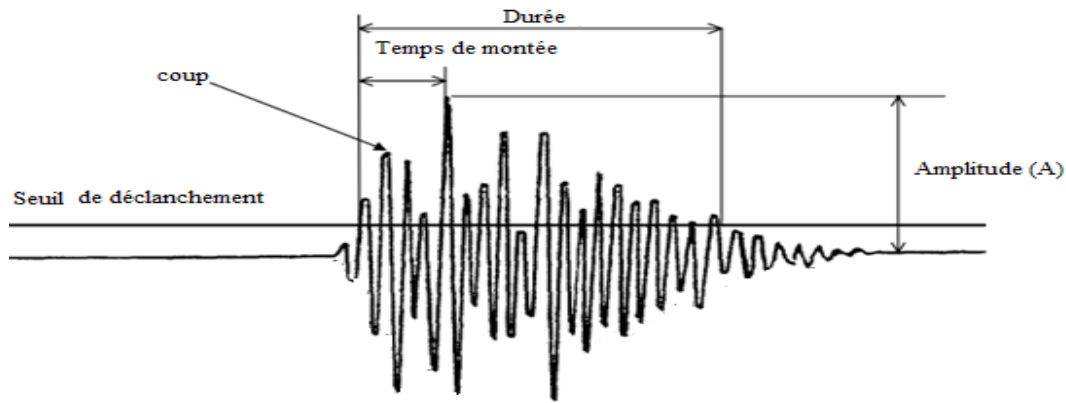


Figure 41: Signal acoustique

Le degré de corrélation entre ces caractéristiques a été calculé par le coefficient de corrélation de Pearson :

$$r = \frac{\sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})(y_i - \bar{y})}{\sqrt{\sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2} \sqrt{\sum_{i=1}^n (y_i - \bar{y})^2}} \quad (2.1)$$

Avec $x = \{x_1, \dots, x_n\}$ et $y = \{y_1, \dots, y_n\}$ deux vecteurs caractéristiques des signaux.

Le résultat de l'analyse de corrélation entre les caractéristiques est présenté sous deux formes, matrice (tableau 9) et dendrogramme (figure 42).

Tableau 9: Matrice de corrélation des caractéristiques des signaux EA

FEATURE	RISE	PCNT	CNTS	ENER	DURA	AMPL	ASL	AFRQ	RMS16	RFRQ	IFRQ	SSTR	ABEN
RISE	1	0.805	0.388	0.234	0.423	0.232	0.049	0.143	0.048	0.069	0.311	0.235	0.106
PCNTS	1	0.638	0.314	0.586	0.496	0.125	0.158	0.100	0.051	0.365	0.316	0.152
CNTS	1	0.566	0.885	0.926	0.211	0.211	0.160	0.032	0.247	0.568	0.296
ENER	1	0.673	0.442	0.099	0.122	0.095	0.084	0.069	1	0.879
DURA	1	0.778	0.176	0.289	0.135	0.183	0.273	0.674	0.367
AMPL	1	0.2	0.169	0.141	0.046	0.237	0.444	0.193
ASL	1	0.01	0.808	0.048	0.000	0.1	0.045
AFRQ	1	0.003	0.454	0.209	0.123	0.045
RMS16	1	0.027	0.011	0.096	0.060
RFRQ	1	0.006	0.083	0.029
IFRQ	1	0.071	0.02
SSTR	1	0.879
ABEN	1

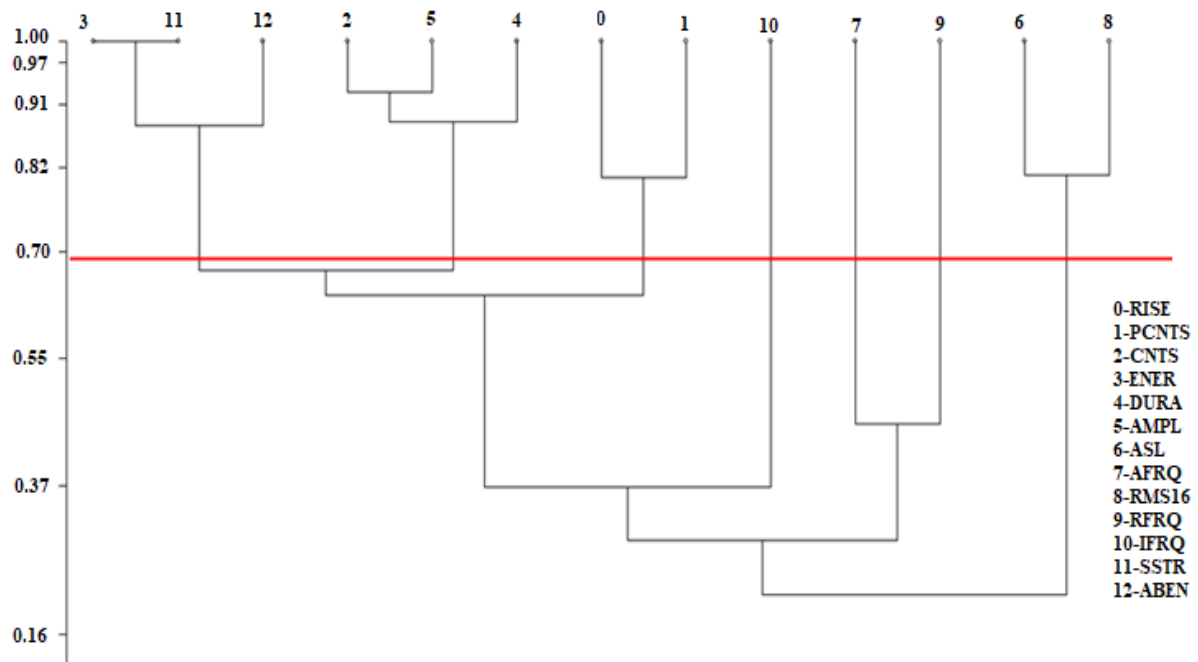


Figure 42: Dendrogramme de corrélation des caractéristiques des signaux EA

La matrice et le dendrogramme présentés ci-dessus montrent une forte corrélation entre les caractéristiques nombre des coups « CNTS », durée « DURA » et amplitude « AMPL » (un taux de corrélation de l'ordre de 0.9 entre eux) ; alors une seule caractéristique de ces trois va être retenue qui est la durée.

L'énergie absolue « ABEN », l'énergie « ENER » et l'intensité du signal « SSTR » sont également très corrélés entre eux, donc seule l'énergie a été sélectionnée (taux de corrélation allant jusqu'à 1 entre SSTR et ENER et égale à 0.9 dans les deux couples « ABEN , ENER » et « ABEN , SSTR »).

Une corrélation significative est également identifiable dans les deux couples « RISE, PCNT » et « ASL, RMS16 » (un taux de corrélation de l'ordre de 0.8 pour les deux couples). Les caractéristiques choisies pour être éliminées pour ces couples sont ceux qui sont plus corrélées aux autres caractéristiques c'est-à-dire le PCNTS et l'ASL.

Par conséquent, la reconnaissance non supervisée des formes des signaux a été effectuée avec un ensemble réduit de caractéristiques de signaux de manière à obtenir une meilleure qualité de classification.

En effet, la classification des signaux s'est basée seulement sur les caractéristiques suivantes :

- L'énergie (ENER)
- Le temps de montée (RISE)
- La valeur moyenne quadratique du signal (RMS)

- La durée (DURA)
- La fréquence d'initiation (IFRQ)
- La fréquence de réverbération (RFRQ)

❖ **Détermination du nombre de classes optimal :**

Le nombre de classes des signaux est inconnu à priori, tandis-que l'application de l'algorithme k-moyennes nécessite la définition du nombre de classes désiré.

Par conséquent, des indices de validité de classification tels que DB [28], TOU [29] et SILHOUETTE [30] ont été utilisés dans le but de déterminer le nombre de classes optimal en se basant sur les caractéristiques des signaux sélectionnés .

Ces indices sont basés sur des mesures dérivées de la distance X_i entre les signaux d'une même classe i et de la distance X_{ij} entre les signaux de classes différentes i et j :

$$DB = \frac{1}{k} \sum_{j=1}^k \frac{\langle X_i \rangle + \langle X_j \rangle}{X_{ij,0}} \quad (2.2)$$

$$TOU = \frac{\min(X_{ij})}{\max(X_i)} \quad (2.3)$$

$$SILHOUETTE = 1 - \frac{\langle X_i \rangle}{\min(\langle X_{ij} \rangle)} \quad (2.4)$$

k est le nombre de classes et $X_{ij,0}$ est la distance entre les centres de classes i et j .

Ainsi, ces indices sont calculés à différents nombres de classes variant entre 1 et 10 et en réalisant plusieurs itérations jusqu'à l'obtention du résultat optimal.

La classification la plus fiable est celle qui minimise le coefficient DB et maximise les coefficients TOU et SILHOUETTE. Alors, comme le montre la figure 43, la meilleure qualité de classification a été obtenue lorsque $k=3$.

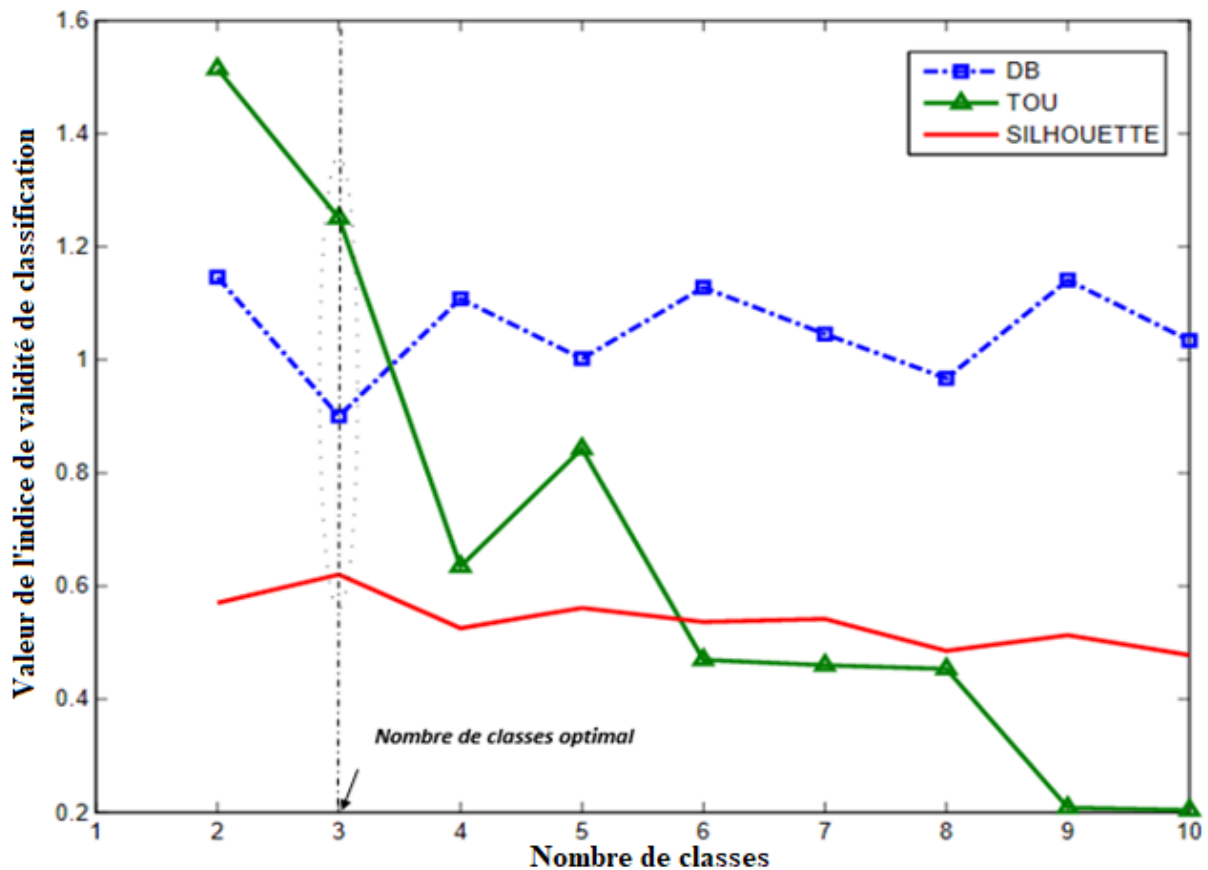


Figure 43: Détermination du nombre de classes optimal

2.2.3.3.1. Méthode des K-moyennes :

La méthode des K-moyennes [104,105] est une méthode de partitionnement non supervisé permettant de classifier un ensemble de données dans un certain nombre de groupes k.

On présente dans la figure 44 un exemple simplifié qui explique les différentes étapes de classification par cette méthode.

En effet, le concept de la classification des signaux d'émission acoustique en se basant sur l'algorithme K-moyennes repose sur l'initialisation aléatoire des centres de classes à obtenir suivie par le calcul des distances entre chaque vecteur X représentant le signal acoustique et les centres des classes. Ces vecteurs sont affectés par la suite aux classes correspondantes de façon à minimiser la distance euclidienne qui les séparent de tous les centres des classes.

A ce stade, les centres des classes sont évalués et réinitialisés. Cette opération est répétée jusqu'à ce qu'ils atteignent leur stabilité.

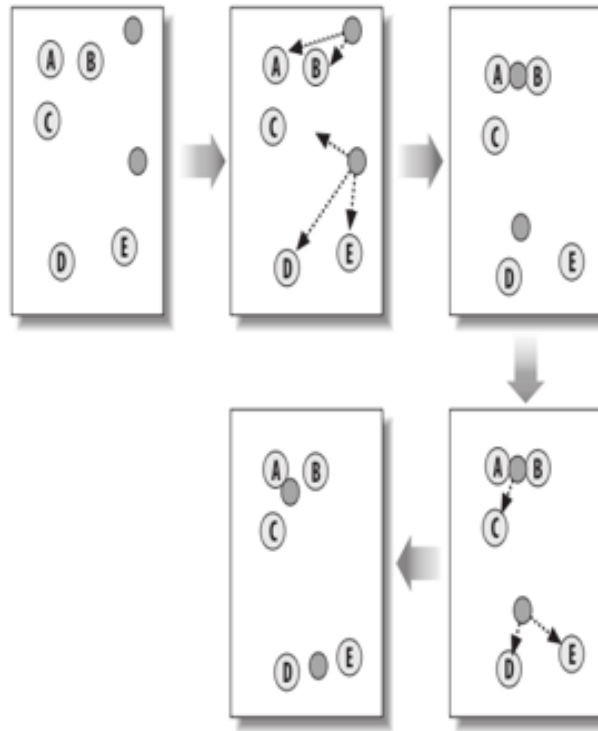


Figure 44: Exemple simplifié de classification par la méthode K-moyennes

Dans notre cas d'étude, l'éprouvette chargée génère N signaux d'émission acoustique dont chaque signal est représenté par un vecteur X composé par h paramètres (x_1, x_2, \dots, x_h) .

L'objectif est d'obtenir des classes avec des signaux regroupés de façon à avoir des caractéristiques similaires.

On présente donc les résultats obtenus en suivant cette méthode de classification dans les figures 45, 46, 47.

L'identification des mécanismes d'endommagement sources des trois groupes de signaux a été réalisée donc, grâce aux techniques de reconnaissance des formes d'ondes basée sur l'étude des caractéristiques des signaux par l'analyse de ces résultats.

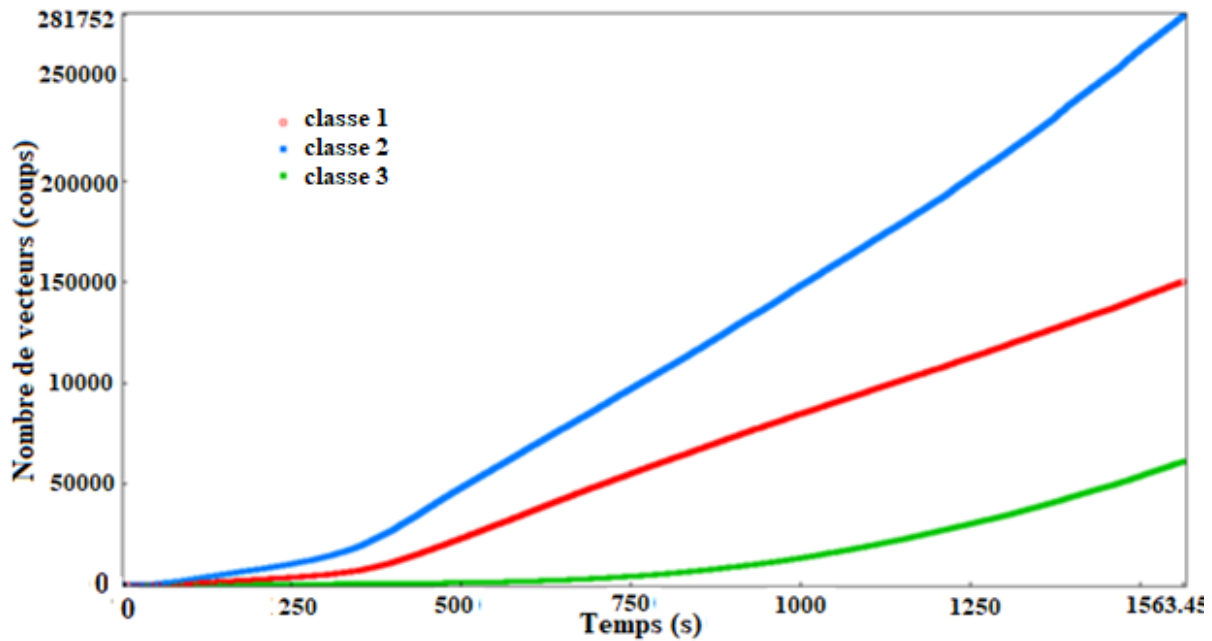


Figure 45: Evolution dans le temps du nombre d'évènements acoustiques pour chaque classe

Le suivi de la chronologie de la détection des signaux de chaque classe peut donner une idée sur l'identité des mécanismes sources de ces signaux.

En effet, la figure 45 montre que les premiers signaux apparaissant sont ceux de la classe 2, pour continuer à apparaître par la suite avec dominance le long de l'essai.

Un peu plus tard, les signaux du groupe 1 se produisent et persistent jusqu'à la fin de l'essai. Concernant les signaux de la classe 3, ils sont apparus bien plus tard après le début du test, et avec un pourcentage relativement réduit.

Selon la logique de l'ordre d'occurrence des dégradations du matériau composite, les premiers mécanismes d'endommagement qui apparaissent sont les micro-fissures de la résine (matrice) et les décohésions fibres/matrice à cause des défauts de fabrication et de la faible résistance mécanique de la matrice du matériau sein.

Ces micro-défauts se sont multipliés pour devenir l'emplacement privilégié pour l'initiation des fissures transversales plus dominantes qui se produisent par coalescence.

A un niveau supérieur de chargement, la coalescence des microfissures engendrent des délaminages (séparations entre plis) qui se développent jusqu'à la ruine totale du matériau. Ainsi, à partir de la figure 45, seuls les signaux de la classe 3 peuvent être affectés au délaminage en tant qu'un mécanisme d'endommagement source.

Pour confirmer et développer cette logique de reconnaissance de classes, on s'est référé à la distribution des valeurs des caractéristiques des signaux (figure 46) ainsi qu'aux formes de leurs ondes (figure 47).

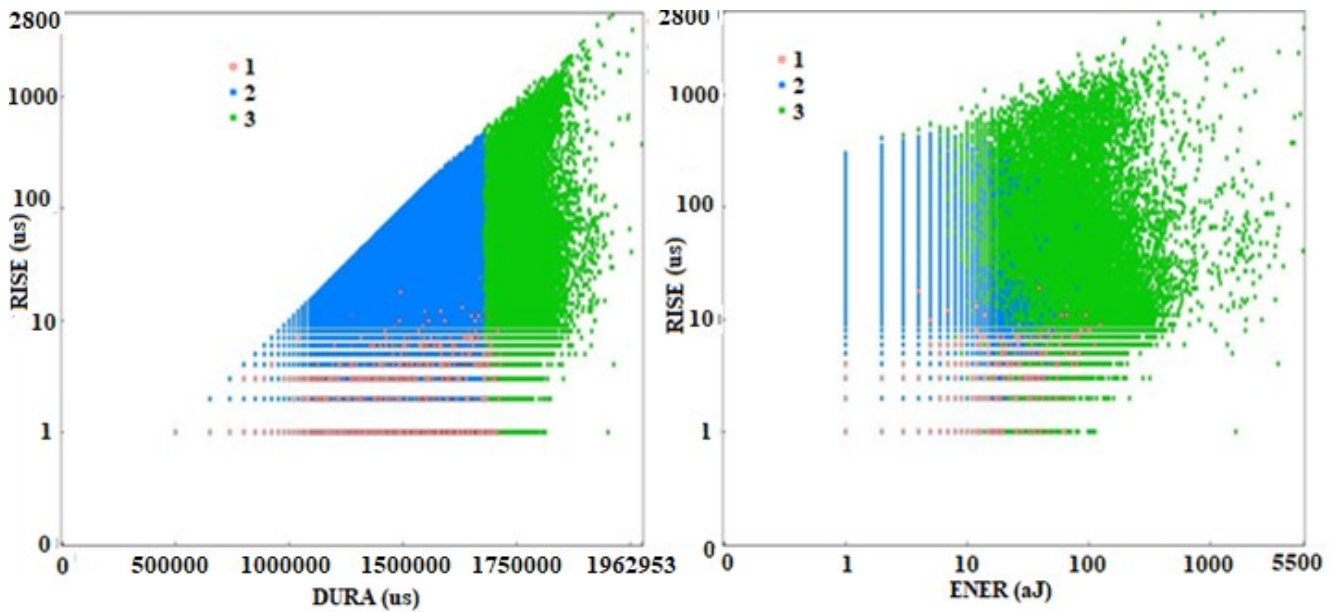


Figure 46: Distribution et classification des signaux en fonction des valeurs de leurs caractéristiques

La distinction des trois classes est très claire dans la figure 46. En effet les valeurs des caractéristiques des signaux ont des niveaux différents de distribution. Cette différence peut être plus lisible dans le tableau 10 qui présente les valeurs de l'énergie « ENER », du temps de montée « RISE » ainsi que de la durée « DURA » des signaux occupant les centres des trois classes.

Tableau 10: Valeurs des caractéristiques des centres de classes

Classe	ENER(aJ)	RISE (μs)	DURA(μs)
1	1.55 (faible)	1.02 (faible)	30.6 (faible)
2	2.32 (faible)	19.1 (moyenne)	111 (moyenne)
3	963.6 (élevée)	58.1 (élevée)	937 (élevée)

En se basant sur les valeurs des caractéristiques des signaux 'centres des classes' présentées dans le tableau 10 ainsi que leurs formes d'onde présentées dans la figure 47 ; il est devenu possible d'identifier les mécanismes sources des signaux de chaque classe.

En effet, selon l'étude de Huguet [37] la classe 3 rassemble des signaux qui ne peuvent être que de type D vu leur niveau élevé d'énergie « ENER », de temps de montée « RISE » et de durée « DURA ». Alors cette classe est affectée au délaminage.

Tandis que les signaux de la classe 2 ayant une durée « DURA » moyenne, un temps de montée « RISE » moyen et une énergie « ENER » faible, sont affectés au type A et donc à la fissuration de la matrice en tant que mécanisme d'endommagement source.

Concernant les signaux appartenant à la classe 1, ils ont les mêmes caractéristiques que les signaux de type B (énergie « ENER » faible, temps de montée « RISE » réduit, durée « DURA » faible). Ces signaux sont générés par des décohésions entre les fibres et la matrice.

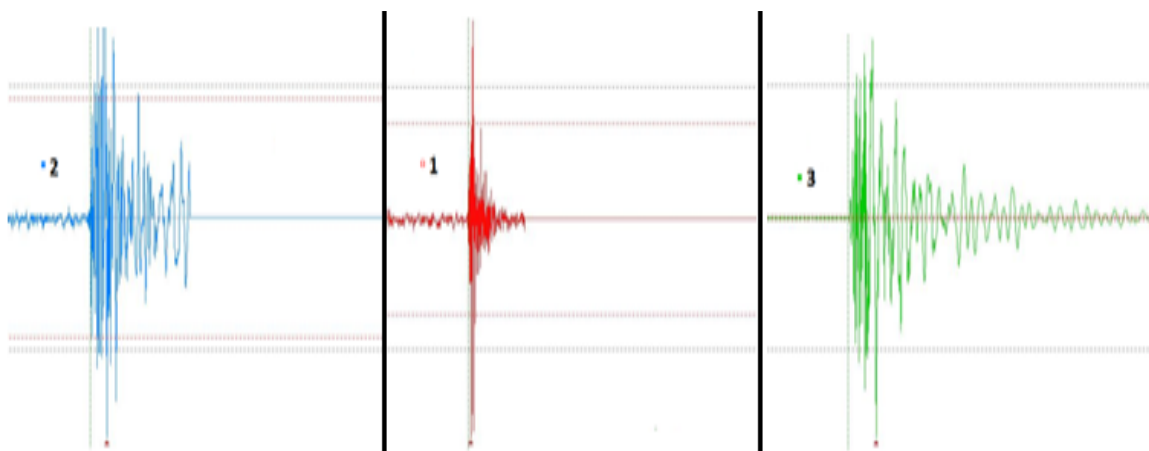


Figure 47: Identification des formes d'ondes des signaux pour chaque classe

Cette analyse n'a pas mis en évidence l'apparition de la rupture des fibres pour être l'un des mécanismes sources des signaux enregistrés lors de la sollicitation du matériau d'étude.

Ceci ne confirme pas la non existence totale de ce type de dégradation.

En effet, les signaux relatifs à la rupture des fibres peuvent être détectés mais avec un nombre tellement faible qu'ils ne peuvent pas être attribués à une classe particulière de manière significative. Ceci peut être confirmé par la figure 48 qui montre l'existence de quelques signaux qui appartiennent à la classe 3 avec une énergie importante ainsi qu'une amplitude élevée mais une durée faible.

Ces caractéristiques sont bien évidemment celles des signaux de type C lié à la rupture des fibres comme le montre le tableau 7 qui présente la forme des signaux relatifs à ce type d'endommagement identifié par Huguet [36].

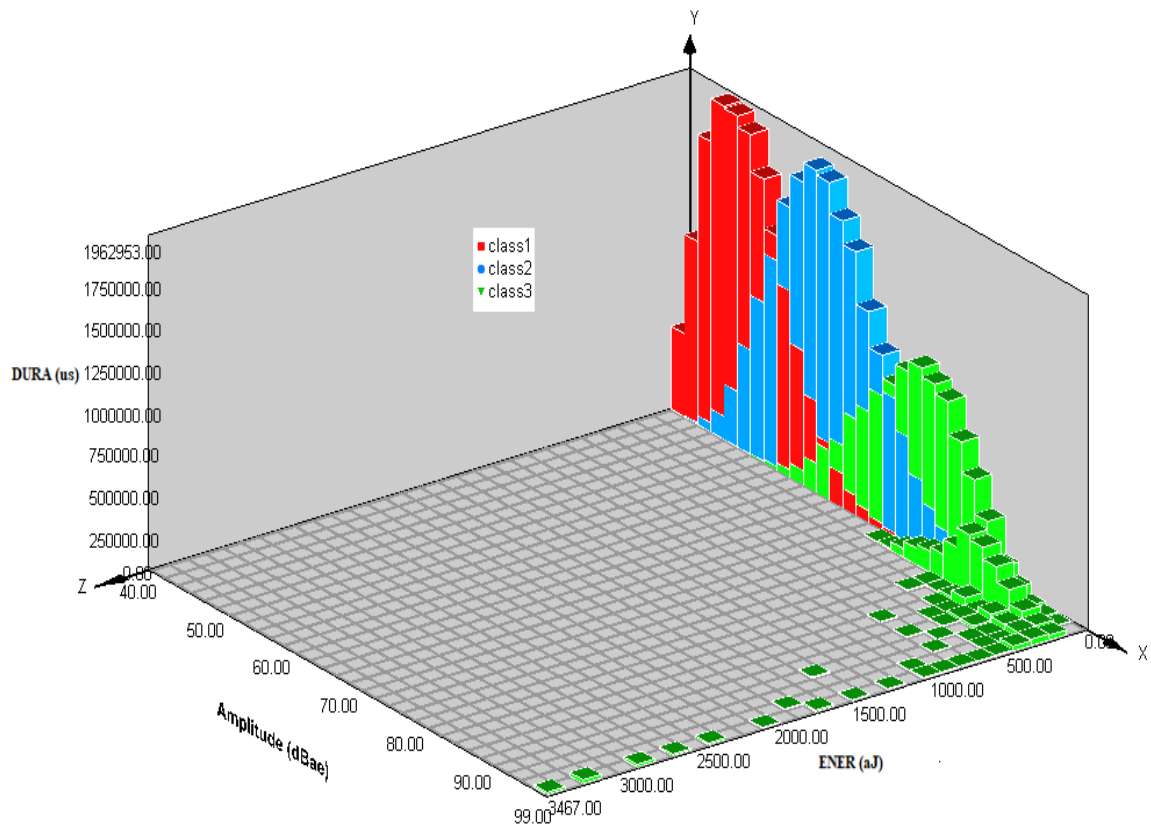


Figure 48: Histogramme 3D de la distribution de l'énergie et de la durée en fonction de l'amplitude

2.2.3.3.2. Méthode des cartes auto-organisatrices de Kohonen :

❖ Principe :

La carte auto-organisatrice est une méthode de classification non supervisée distinguée des autres méthodes par le fait qu'elle ne dépend pas de l'initialisation.

Kohonen [35] a développé cette méthode en se basant sur le mode de fonctionnement de notre cerveau dominé par le cortex cérébral qui est une structure très complexe de milliards de neurones incluant des zones responsables de différentes activités humaines, et associées à différentes entrées sensorielles.

Une carte auto-organisatrice est considérée donc comme un réseau de neurones.

On présente dans la figure 49 le principe de cette méthode de classification non supervisée.

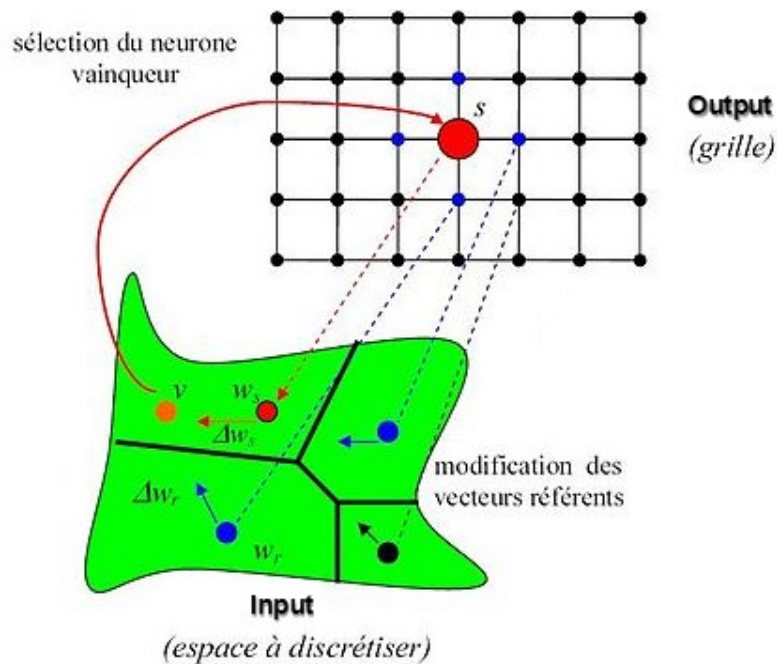


Figure 49: Principe de classification par la carte auto-organisatrice de Kohonen

Dans le cas de la présente étude, l'« input » considéré comme un espace de grande taille est l'ensemble des signaux acoustiques enregistrés, et l'« output » est la carte représentée comme un espace de taille réduite.

Il s'agit alors de trouver la topologie entre les deux espaces afin que la carte soit développée en différentes zones et que chaque zone soit relative à un certain type de signal.

La carte est composée d'un nombre de neurones fixé et chaque neurone a une coordonnée fixe dans la carte et une coordonnée variable appelée « poids » dans l'espace de l'input.

Donc, pour former une carte auto-organisatrice, les étapes suivantes sont suivies et répétées pour tous les signaux enregistrés :

- 1- Initialisation aléatoire des poids.
- 2- Sélection aléatoire d'un signal d'apprentissage X à partir de l'espace d'entrée.
- 3- Comparaison du signal sélectionné avec les autres vecteurs, le neurone le plus proche du signal sélectionné X est considéré comme vainqueur.
- 4- Adaptation des poids des neurones voisins pour que les signaux similaires ou proches du signal sélectionné soient affectés au même neurone ou à ses voisins.

❖ Résultats:

Le principal résultat de l'application de l'algorithme de Kohonen est la matrice U « U-matrix » représentée sous forme d'une carte topologique montrant les différentes classes des signaux acoustiques de l'« input ».

La matrice U révèle les distances entre les unités voisines et donc permet de visualiser les différentes zones de la carte après l'auto-organisation ou la classification.

En effet, dans la figure 50 (a,c) ; les zones rouges rassemblent les neurones les moins proches entre eux en terme de poids (valeurs importantes de distance) ce qui signifie que les signaux relatifs sont les plus différents de point de vue caractéristiques.

Ces zones séparent les différentes classes qui rassemblent les neurones ayant des poids les plus proches (faibles valeurs de distance) associés aux signaux similaires.

Alors, trois classes semblent être bien identifiées.

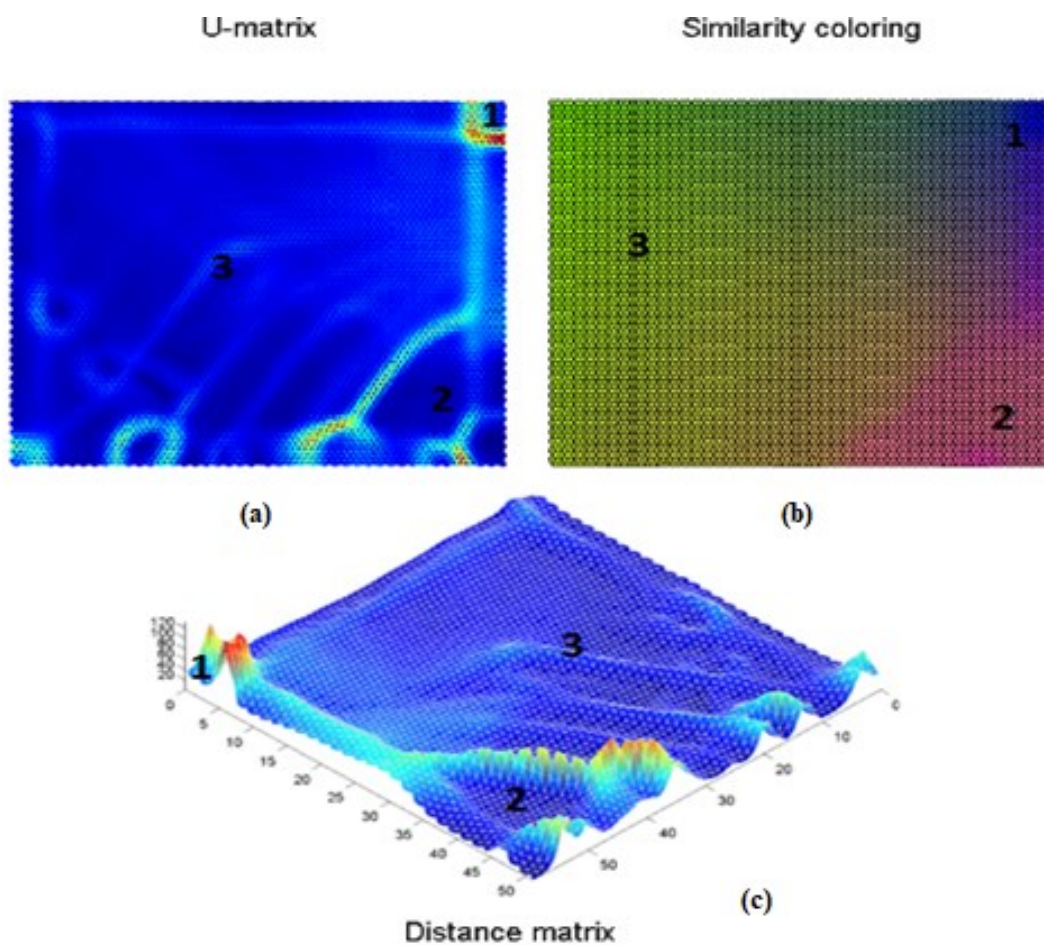


Figure 50: Représentation de la carte auto-organisatrice de KOHONEN

On présente aussi dans la figure 50 (b) un graphe appelé graphe de similarité de couleurs « similarity coloring graph », basé sur le calcul de la distance entre les neurones voisins (calcul de la différence entre les poids des neurones), permettant de mieux distinguer les différentes classes de signaux.

En effet plus les unités voisines sont similaires plus la couleur est similaire. Trois couleurs sont distinguées ce qui confirme l'existence de trois classes.

La classe 1 semble être très limitée, on peut donc en déduire que le mécanisme d'endommagement source de cette classe est le moins apparent dans l'éprouvette chargée. Pour reconnaître l'identité de ce mécanisme source ainsi que des deux autres, il est nécessaire de se référer à la distribution des caractéristiques des signaux pour chaque classe. Ceci est représenté dans la figure 51.

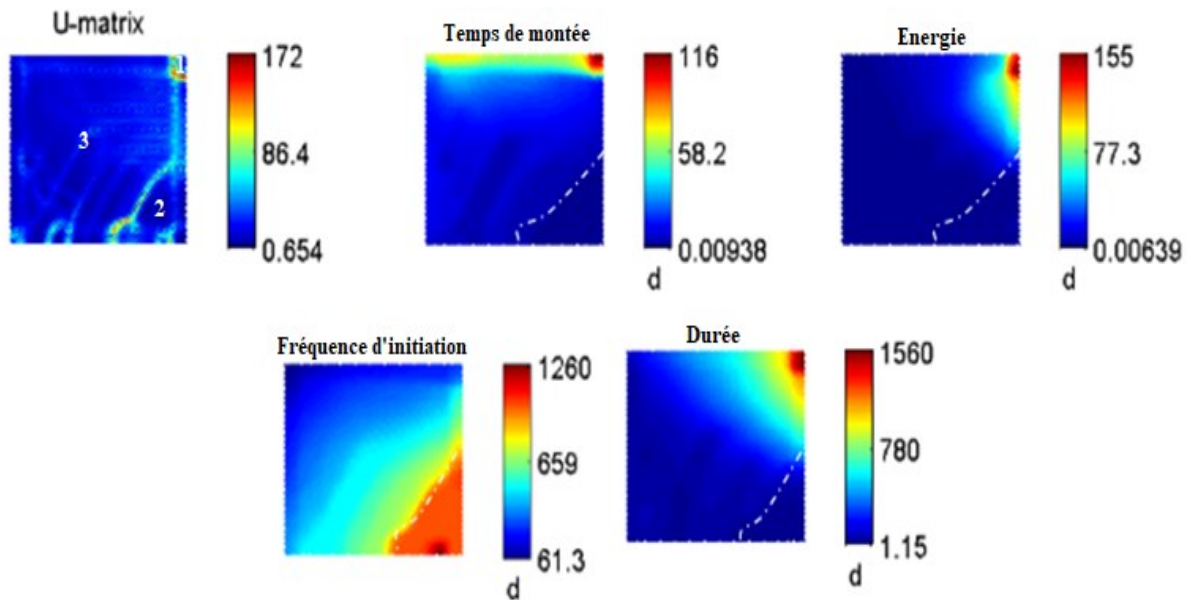


Figure 51: Projection des valeurs des caractéristiques des signaux sur la matrice U

La limitation des zones se fait grâce au graph U-matrix. En effet, 3 zones sont distinguées en se référant sur toutes les caractéristiques des signaux.

Pour identifier la nature de ces signaux, l'identification de la distribution des valeurs de chaque caractéristique dans ces zones est indispensable. Une projection des valeurs des caractéristiques des signaux sur le graphe de la matrice U « U-matrix » est réalisée.

On obtient donc 4 graphes différents relatifs aux différentes caractéristiques (le temps de montée, l'énergie, la fréquence d'initiation et la durée) qui illustre leurs valeurs dans les 3 classes (ou zones) de signaux.

Selon l'étude de Huget et al. [37] les signaux enregistrés avec des valeurs importantes d'énergie, de durée et de temps de montée ont comme mécanisme d'endommagement source le délaminage. Alors, on peut déduire que la zone 1 est activée à cause du délaminage.

La classe 2 rassemble des signaux avec un temps de montée réduit, donc, ces signaux doivent être le résultat des décohésions entre les fibres et la matrice.

Concernant les signaux appartenant à la classe 3, ceux-ci ont un temps de monté modérément plus élevé que celui des signaux de la classe 2 ; ainsi, le mécanisme d'endommagement source de ces signaux est évidemment la fissuration de la matrice.

2.2.4. Observations microscopiques :

Même si les capacités de la technique de l'émission acoustique ont été suffisantes pour bien étudier le comportement d'endommagement de notre matériau d'étude, les observations microscopiques restent toujours intéressantes et nécessaires pour mieux appréhender ce comportement.

Alors une portion de 25mm × 10mm découpée au niveau de la partie utile d'une éprouvette endommagée a été préparée (figure 36) pour la visualisation sous le microscope électronique à balayage.

Des échantillons des éprouvettes endommagés ont été aussi observés par tomographie X dans les deux plans frontal et transversal (figure 54).

La figure 53(a) montre la coalescence des décohésions de l'interface matrice / fibres et les fissures de la matrice pour donner naissance à une fissure transversale plus dominante.

La figure 53 (b) montre l'initiation du délaminage aux extrémités des fissures transversales. Concernant la rupture et l'arrachement des fibres illustrées sur la figure 53 (c), aucune observation de ces mécanismes d'endommagement n'a été remarquée au cours de l'essai sauf à la rupture ultime.

Ce qui explique la non-formation d'un groupe de signaux spécifique à ce type d'endommagement pendant l'application de la technique d'émission acoustique. En effet, ces signaux ont certainement eu lieu, mais pas avec un pourcentage important qui les rendent significatifs pour former un groupe.

On présente aussi quelques photos prises par le vidéo microscope numérique en fin d'essai (figure 52).

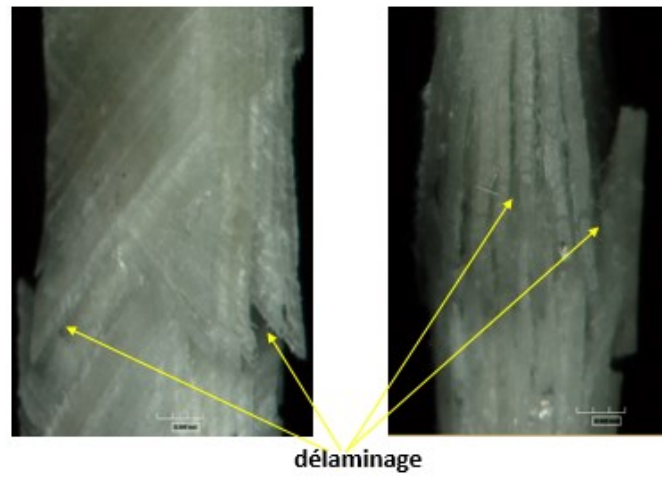


Figure 52: Observations microscopiques (en face et en épaisseur), de la partie utile d'une éprouvette longitudinale ± 55 chargée en traction, par un vidéo microscope numérique vertical

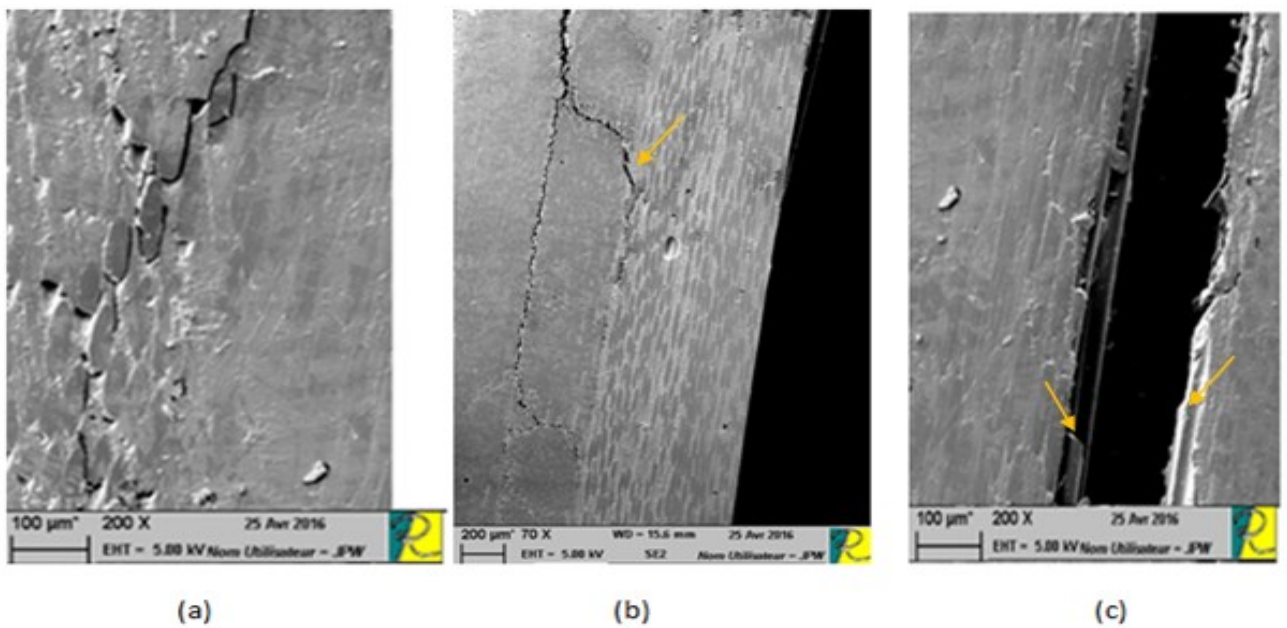


Figure 53: Observations microscopiques (dans l'épaisseur) par MEB de la zone de rupture des éprouvettes longitudinales ± 55 chargées en traction

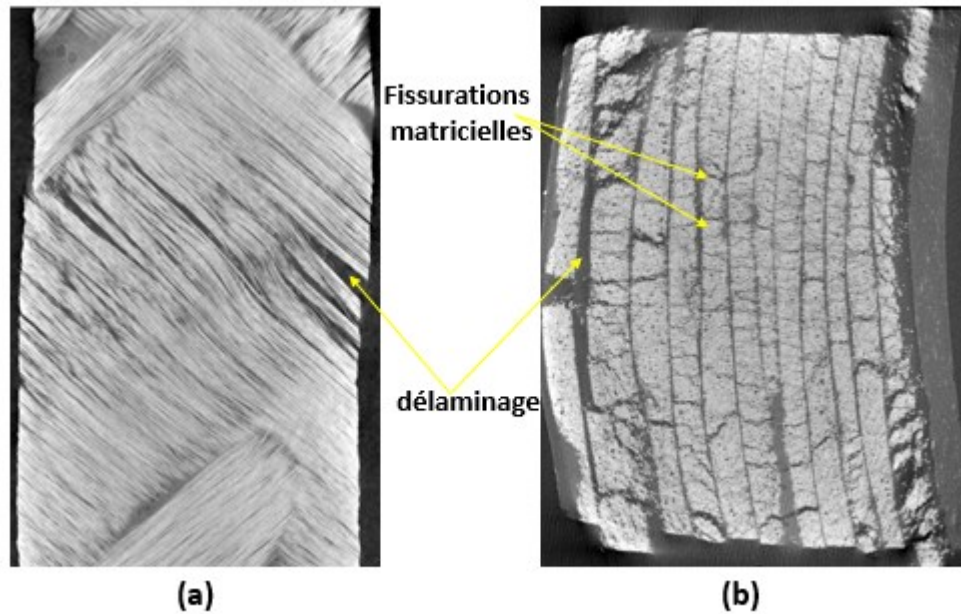


Figure 54: Observations microscopiques par Tomographie X : (a) dans le plan XZ, (b) dans l'épaisseur (plan XY)

2.3. Conclusion :

Dans ce chapitre il a été possible d'étudier le comportement elasto-plastique endommageable du matériau composite verre/polyester obtenu par enroulement filamentaire par la technique de l'émission acoustique en utilisant des éprouvettes longitudinales découpées dans des tubes et soumises à des essais de traction.

Deux méthodes de classification non supervisées ont été appliquées dans le but de distinguer les différents types des mécanismes d'endommagement ayant lieu lors du chargement de notre matériau d'étude, qui sont la méthode de K-moyennes et la méthode de la carte auto-organisatrice de Kohonen.

L'implémentation de l'algorithme K-moyennes a été simple. Cependant cette méthode a été très sensible à l'initialisation des centres de classe, il a été donc nécessaire de faire plusieurs itérations pour obtenir le résultat optimal.

En outre, cette méthode nécessite la définition du nombre de classes souhaité, ce qui n'intervient pas avec notre cas d'étude. Le nombre de classes a été donc obtenu en testant les indices de validité de classification à différents nombres de classes.

Concernant la carte auto-organisatrice de Kohonen, cette méthode ne dépend pas de l'initialisation.

Ainsi, même si cette méthode était relativement complexe et coûteuse en mémoire et en temps, elle reste la plus efficace.

L'efficacité de la méthode de la carte auto-organisatrice de Kohonen peut également se manifester dans la simplicité de l'analyse des résultats de classification visuels.

Finalement, même si ces deux méthodes sont différentes dans leurs principes et dans leurs algorithmes, elles ont conduit au même résultat et ont été complétées pour fournir une variété de résultats qui permettent de distinguer clairement les différents types d'endommagement existants ainsi que de suivre leur évolution.

Bien que la technique d'émission acoustique a permis de bien étudier le comportement du matériau, des observations microscopiques ont été réalisées afin d'approfondir cette étude.

En se basant sur cette étude de caractérisation expérimentale, une modélisation du comportement du matériau a été développée dans le chapitre suivant.

Chapitre 3 : Formulation théorique et identification expérimentale du modèle numérique

3.1 Introduction :

Dans le chapitre précédant il a été possible de bien étudier le comportement élasto-plastique endommageable du composite verre-polyester obtenu par enroulement filamentaire.

Cette étude détaillée nous a permis de développer un modèle numérique approprié au comportement de notre matériau qui sera présenté dans la première partie du chapitre.

Pour modéliser ce comportement, une formulation mathématique a été développée à l'échelle mésoscopique.

Lors du développement du modèle, un ensemble de paramètres liés aux propriétés spécifiques du matériau est utilisé. Par conséquent, la fiabilité du modèle dépend fortement de l'étendue de la précision de ces paramètres. C'est pourquoi, dans les études de modélisation numérique, un grand intérêt est toujours accordé à la détermination des propriétés mécaniques du matériau.

Cependant, cette tâche n'est pas toujours simple et implique parfois la réalisation des essais de caractérisation spécifiques.

L'objectif de ce chapitre est donc non seulement de présenter le modèle théorique utilisé pour la simulation numérique du comportement, mais aussi de définir le protocole expérimental suivi pour l'identifier.

3.2 Formulation théorique du modèle :

3.2.1 Échelle de la modélisation :

En s'appuyant sur la mécanique d'endommagement continue (MCE), Barbero [99] a développé un modèle d'endommagement pour les stratifiés composites. Ce modèle a été utilisé après une légère modification pour être adapté avec le matériau de la présente étude.

Ainsi, pour décrire le comportement élasto-plastique endommageable du matériau caractérisé dans le chapitre précédant, une formulation mathématique tridimensionnelle à l'échelle mésoscopique a été réalisée. En effet, à cet échelle, généralement on suppose qu'un stratifié peut être modélisé par un empilement de deux constituants : le pli et l'interface.

Le pli (ou la couche) représente un ou plusieurs plis unidirectionnels de même direction au travers d'un volume de matériau homogénéisé et l'interface représente la région riche en résine que l'on trouve entre deux plis de directions différentes.

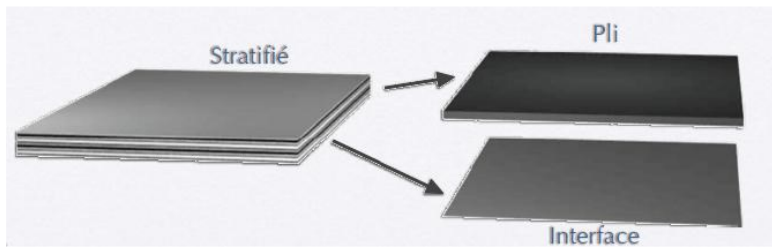


Figure 55: Meso- constituants du modèle

Les mécanismes d'endommagement sont introduits dans les modèles des constituants selon l'échelle à laquelle ils se développent. En effet, on se place à l'échelle du pli dans le cas des endommagements diffus (fissurations matricielles transverses dans le plan ou hors plan, rupture des fibres, décohésions fibre/matrice) et à l'échelle de l'interface dans le cas du délaminage.

3.2.2 Motif de l'enroulement filamentaire :

Lors de la fabrication des tubes, plusieurs allers et retours de la tête ont lieu le long du mandrin tournant en même temps jusqu'à couvrir toute la surface extérieure du tube. Les mouvements de rotation et de déplacements axiaux combinés produisent des zones de chevauchement des mèches à des angles $+\alpha$ et $-\alpha$ et des motifs de forme de losanges. Lorsque toute la surface est couverte, on obtient en réalité une couche de double tissage (figure 56) équivalente en volume à deux couches unidirectionnelles.

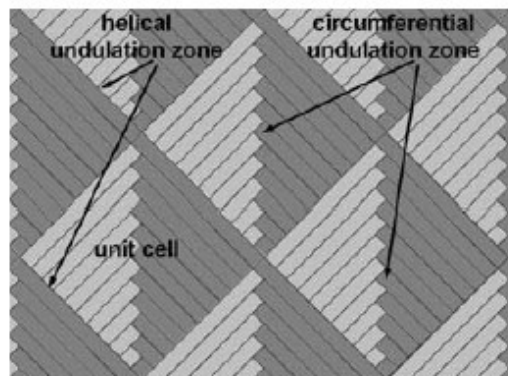


Figure 56 : Formes de losanges produites par enroulement filamentaire hélicoïdal ([106])

En effet, dans chaque losange, on peut distinguer deux types d'orientation de fibres dont chacun occupe la moitié du losange. Entre les deux parties du losange, il y a une zone d'ondulation circumférentielle où les fibres se croisent. Chaque losange constitue une structure périodique minimale formant le motif d'enroulement, que l'on peut appeler la cellule unitaire et à chaque côté du losange, il y a une zone d'ondulation hélicoïdale.

La figure 57 de Zhang et al. [107] explique mieux l'origine de la formation de ce type d'architecture particulier lors de la fabrication des tubes par enroulement filamentaire.

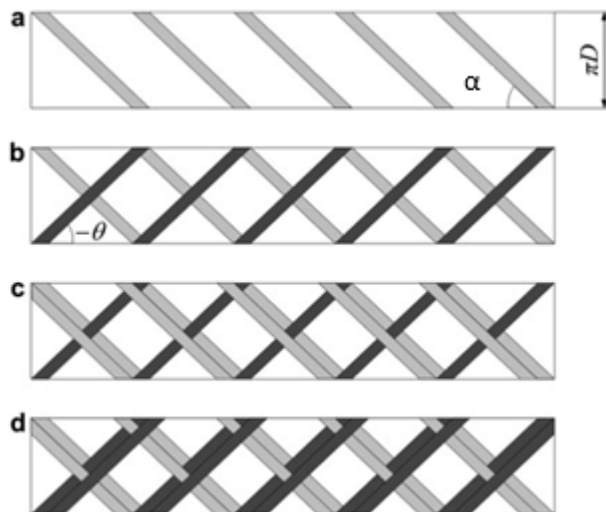


Figure 57 : Les quatre premiers passages d'un Processus d'enroulement filamentaire d'un tube avec des fibres orientés à $\pm \alpha$ [107]

En effet, le premier passage des fibres se fait dans la direction $+\alpha$ de la droite vers la gauche du mandrin de diamètre D . Puis un retour se fait dans la direction $-\alpha$ de la gauche vers la droite.

Ces deux premiers passages constituent donc le premier circuit de l'enroulement. Comme le montre la figure 57 b, après ces deux passages, le tube est divisé en plusieurs losanges. Ceci se répète par la suite le long du processus d'enroulement filamentaire jusqu'à former l'épaisseur souhaitée du tube.

Alors, l'éprouvette découpée du tube ne peut pas être considérée comme un composite stratifié. En effet, dans le même plan de l'éprouvette on peut distinguer deux types de pli : des plis d'orientation de fibres $+\alpha$ et $-\alpha$; ce qui a été bien montré et validé grâce à une observation par la technique de tomographie X.

La figure 58 présente quelques photos prises successivement lors d'une observation par tomographie X d'une éprouvette seine non chargée par un balayage à travers l'épaisseur le long de la partie utile de l'éprouvette.



Figure 58: Observation par Tomographie X d'une éprouvette non chargée par un balayage à travers l'épaisseur

Lors de la modélisation numérique d'une telle structure composite un grand intérêt doit être accordé à son architecture spéciale. Pour cela, une cellule unitaire est le point de départ (figure 59) qui est ici le losange formé de deux couches, la moitié du volume de chaque couche présente une orientation de fibres $+\alpha$ et l'autre moitié $-\alpha$, comme le montre la figure 59. Cette caractéristique permet de considérer qu'une couche d'un matériau composite obtenu par enroulement filamentaire est composée de deux plis agissant ensemble comme une couche orthotrope.

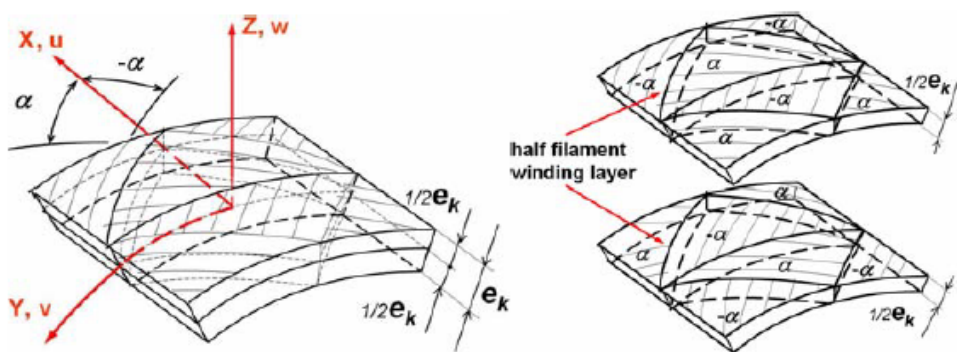


Figure 59: Cellule unitaire des structures composites obtenues par enroulement filamentaire [106]

Une limitation se manifeste dans la modélisation des éprouvettes de notre étude. En effet, celles-ci sont de largeur réduite et découpées au hasard, ce qui rend l'identification de la

cellule unitaire difficile. Les observations par tomographie X de la figure 59 peuvent justifier ce fait.

Une simulation du premier circuit du processus d'enroulement filamentaire avec les mêmes paramètres de la machine a été faite dans le but d'identifier les dimensions de cette cellule. En effet, la figure 60 montre le premier circuit de l'enroulement autour du mandrin d'une bande de filaments de fibre de 130 mm de largeur suivant un angle de 55° et avec un pas p calculé par la formule suivante :

$$p = \frac{\pi \cdot d}{\tan(\alpha)} = \frac{\pi \times 80}{\tan(55)} \quad (3.1)$$

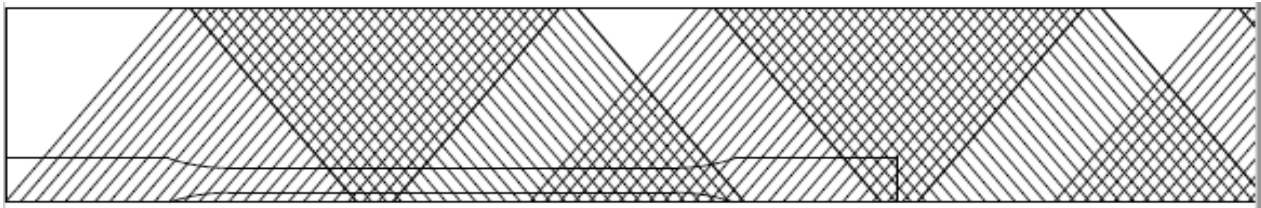


Figure 60: Simulation du premier circuit du processus de l'enroulement filamentaire d'un tube et de la découpe aléatoire d'une éprouvette

Cependant l'identification du motif d'enroulement spécifique à notre cas d'étude reste toujours difficile voire impossible à cause des paramètres de fabrication qui ont donné naissance à une architecture complexe. En effet, les éprouvettes testées sont découpées d'un tube obtenu suite à l'enroulement de toute une bande de filaments de largeur importante autour d'un tube de diamètre réduit ce qui a créé un fort chevauchement des fibres. Alors, lors de la modélisation numérique, l'éprouvette a été considérée comme un empilement de 10 couches d'épaisseur égale à 0.5.

3.2.3 Concept de la contrainte effective :

La définition du comportement du pli élémentaire fait intervenir un repère local défini par trois directions relatives au matériau ; la direction 1 qui est la direction des fibres, la direction 2 transverse appartenant au plan du pli et perpendiculaire à la direction des fibres, et la direction 3 normale au plan du pli 1-2.

Les variables d'endommagement sont associés à la diminution de la rigidité dans les trois directions du matériau. Ainsi, un tenseur de second ordre D est postulé pour représenter les mécanismes d'endommagement dans les différentes directions.

$$D_i = \sum_{i=1}^{i=3} d_i n_i \otimes n_i \quad (3.2)$$

Kachanov [77] et Rabotnov [108] ont introduit le concept de la contrainte effective qui suppose que toute loi de comportement d'un matériau endommagé s'écrit de la même façon que pour le matériau vierge en remplaçant la contrainte usuelle par la contrainte effective selon l'équation suivante :

$$\bar{\sigma} = M^{-1} : \sigma \quad (3.3)$$

Tel que M est le tenseur permettant la transformation des contraintes d'une configuration endommagée à une configuration effective :

$$M = \begin{bmatrix} 1-d_1 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 1-d_2 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 1-d_3 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \sqrt{1-d_2}\sqrt{1-d_3} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \sqrt{1-d_1}\sqrt{1-d_3} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \sqrt{1-d_2}\sqrt{1-d_1} \end{bmatrix} \quad (3.4)$$

Cette configuration permet de tenir en compte l'augmentation des contraintes effectives accompagnée de la diminution de la rigidité du matériau. Ce concept peut être mieux assimilé grâce à la figure 61.

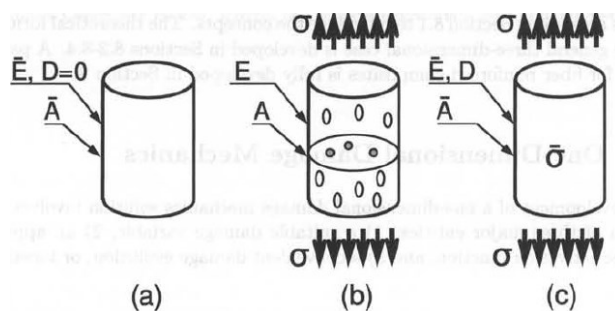


Figure 61 : Principe de la contrainte effective : (a) configuration vierge (b) configuration endommagée (c) configuration effective [99]

Le principe d'équivalence de l'énergie :

$$\bar{\sigma} : \bar{\varepsilon} = \sigma : \varepsilon \quad (3.5)$$

résulte que :

$$\bar{\varepsilon} = M : \varepsilon \quad (3.6)$$

Et donc le tenseur de rigidité C dans la configuration endommagée s'écrit sous la forme :

$$C = M : \bar{C} : M \quad (3.7)$$

Tel que \bar{C} est le tenseur de rigidité dans la configuration effective.

De même le tenseur de souplesse s'écrit sous la forme :

$$S = M^{-1} : \bar{S} : M^{-1} \quad (3.8)$$

3.2.4 Formulation thermodynamique du modèle du pli :

3.2.4.1 L'Energie libre de Helmotz

Etant donné le comportement irréversible dû à la plasticité et aux mécanismes d'endommagement ; la formulation mathématique du modèle a été basée sur la thermodynamique des processus irréversibles. En particulier, la méthode des variables internes a été suivie. En effet, cette méthode assume que le comportement du matériau en un point et à un instant donnés est parfaitement déterminé par la donnée d'un certain nombre de variables d'état.

On postule donc l'énergie libre de Helmotz qui est fonction des variables internes dans le but de décrire les phénomènes dissipatifs en jeu et de témoigner l'histoire du solide :

$$\psi = \psi(\varepsilon, \varepsilon^p, D, p, \delta) \quad (3.9)$$

Avec ε est la variable de déformation totale, ε^p est la variable de déformation plastique, D est le tenseur des variables d'endommagement, p est la variable de durcissement plastique et δ est la variable de durcissement dû à l'endommagement.

Cette énergie est postulée comme étant la somme des deux termes : l'énergie de déformation $\varphi(\varepsilon, \varepsilon^p, D)$ et l'énergie de dissipation $\pi(p, \delta)$:

$$\psi = \psi(\varepsilon, \varepsilon^p, D, p, \delta) = \varphi(\varepsilon, \varepsilon^p, D) + \pi(p, D) \quad (3.10)$$

L'énergie de déformation est définie par :

$$\varphi(\varepsilon, \varepsilon^p, D) = \frac{1}{2} (\varepsilon - \varepsilon^p) C(D) (\varepsilon - \varepsilon^p) \quad (3.11)$$

Tel que $C(D)$ est la matrice de rigidité du matériau endommagé.

L'énergie de dissipation, elle-même est postulée comme étant la somme des deux termes $\gamma(\delta)$ et $R(p)$ qui expriment respectivement l'évolution des surfaces de charge d'endommagement et de déformation plastique :

$$\pi(p, \delta) = R(p) + \gamma(\delta) \quad (3.12)$$

Avec $\gamma(\delta)$ et $R(p)$ sont considérés comme des densités d'énergie de dissipation liées respectivement à l'endommagement et à la plasticité.

En effet ces deux termes ne sont que les forces thermodynamiques dérivant l'énergie libre de Helmholtz et associées aux variables d'état internes p et δ (ou appelées aussi les fonctions de durcissement).

De même, les forces thermodynamiques associées aux variables internes ε et D sont respectivement σ et Y .

Le tableau 11 rassemble les variables internes décrivant les différents mécanismes mécaniques en question ainsi que leurs forces thermodynamiques correspondantes dérivées de l'énergie libre de Helmholtz.

Tableau 11: Variables d'état et leurs forces thermodynamiques correspondantes

Mécanisme	Variables d'état		Forces thermodynamiques associées
	observables	internes	
Elasticité	ε		$\sigma = \frac{d\psi}{d\varepsilon} = C(D)(\varepsilon - \varepsilon^p) \quad (3.13)$
Plasticité		ε^p	$\sigma = \frac{d\psi}{d\varepsilon} = C(D)(\varepsilon - \varepsilon^p) \quad (3.14)$
Ecrouissage dû à la plasticité		p	$R = -\frac{d\psi}{dp} = c_{1p} \left(\exp\left(\frac{p}{c_{2p}}\right) - 1 \right) \quad (3.15)$
Endommagement		D	$Y = -\frac{d\psi}{dD} = -\frac{1}{2}(\varepsilon - \varepsilon^p) \frac{dC}{dD}(\varepsilon - \varepsilon^p) \quad (3.16)$
Durcissement post-endommagement		δ	$\gamma = -\frac{d\psi}{d\delta} = c_{1d} \left[\exp\left(\frac{\delta}{c_{2d}}\right) - 1 \right] \quad (3.17)$

Avec $C(D)$ est le tenseur de rigidité affecté par l'endommagement et $c_1^p, c_2^p, c_1^d, c_2^d$ sont les paramètres du modèle dépendants des propriétés du matériau à identifier expérimentalement.

3.2.4.2 Surface de déformation plastique :

L'écoulement plastique apparait dès que le seuil de plasticité est franchi c'est-à-dire lorsque deux conditions sont vérifiées :

- La première condition est que le point représentatif de l'état de contraintes dans la configuration effective soit situé sur la surface de charge (ou surface de déformation plastique) définie par :

$$g^p = g^p(\sigma) - R(p) - R_0 = (f_{ij}\bar{\sigma}_i\bar{\sigma}_j + f_i\bar{\sigma}_i - R(p) - R_0)^{1/2} = 0 \quad (3.18)$$

Avec R_0 est la valeur initiale de seuil de déformation plastique.

Cette formulation est déduite du critère de Tsai-Wu [67].

f_{ij} et f_i sont des coefficients du modèle qui dépendent des chargements effectifs à la rupture \bar{F}_i

- La deuxième condition repose sur le schéma de la plasticité classique, qui impose que le point représentatif de l'état de contraintes ne puisse sortir de la surface de charge :

$$g^p \succ 0 \quad (3.19)$$

On introduit donc pendant l'écoulement continu, la deuxième condition de consistance :

$$dg^p = 0 \quad (3.20)$$

3.2.4.3 Surface d'endommagement :

$$g_d(Y(D)) = 0 \quad (3.21)$$

C'est la surface qui délimite l'état pour lequel le matériau ne subit encore pas d'endommagement. En effet celle-ci délimite la région des forces thermodynamiques Y qui ne contribuent pas à un endommagement.

La surface g_d dépend aussi de la fonction d'écrouissage ou de durcissement $\gamma(\delta)$ qui évolue lors du chargement et qui contribue à l'extension de cette surface.

$$g^d(Y(D), \gamma(\delta)) = \sqrt{Y^N JY^N} + \sqrt{Y^S HY^S} - (\gamma(\delta) + \gamma_0) = 0 \quad (3.22)$$

Avec γ_0 est le seuil d'endommagement initial, J et H sont deux tenseurs diagonaux qui contrôlent la forme de la surface d'endommagement dont les termes respectivement (J1, J2, J3) et (H1, H2, H3) peuvent être déterminés en fonction des propriétés élastiques et des forces à la rupture suite à des chargements uni-axiaux.

Y^N et Y^S sont respectivement les forces thermodynamiques dues aux déformations normales et les forces thermodynamiques dues aux déformations de cisaillement, dont la somme Y représente la force thermodynamique dérivée de la surface d'endommagement :

$$Y = Y^N + Y^S = -\frac{1}{2} \varepsilon_{kl}^e \delta_{kl} \delta_{mn} \frac{\partial C_{mnpq}}{\partial D_{ij}} \delta_{pq} \delta_{rs} \varepsilon_{rs}^e = -\frac{1}{2} \varepsilon_{kl}^e \delta_{kl} \delta_{mn} \frac{\partial C_{mnpq}}{\partial D_{ij}} \delta_{pq} \delta_{rs} \varepsilon_{rs}^e \quad (3.23)$$

Une autre condition de consistance doit être prouvée pour admettre l'existence de l'endommagement :

$$dg^d = 0 \quad (3.24)$$

3.2.4.4 Lois d'évolution des variables d'état :

Lorsque l'endommagement apparaît, les équations cinétiques s'imposent pour pouvoir décrire la variation de la variable d'endommagement D ainsi que celle du paramètre d'écroutissage dû à l'endommagement \mathcal{D} . On postule donc les équations cinétiques décrivant l'évolution du mécanisme d'endommagement :

$$\dot{\delta} = \lambda^d \frac{dg^d}{d\gamma}; \quad \dot{D} = \lambda^d \frac{dg^d}{dY} \quad (3.25)$$

Egalement pour la plasticité, l'évolution des variables relatives à ce phénomène est gérée par les équations cinétiques suivantes :

$$\dot{\gamma} = \lambda^p \frac{d\sigma}{d\gamma} \quad (3.26)$$

$\dot{\gamma}$ et $\dot{\delta}$ sont les multiplicateurs plastique et d'endommagement.

3.2.4.5 Lois d'évolution des forces thermodynamiques :

L'évolution des forces thermodynamiques est définie par les équations suivantes :

$$\left\{ \begin{array}{l} \bar{\sigma} = \bar{\sigma}(\varepsilon, \varepsilon^p) \rightarrow \dot{\bar{\sigma}} \\ Y = Y(\varepsilon, \varepsilon^p, D) \rightarrow \dot{Y} \\ \gamma = \gamma(\delta) \rightarrow \dot{\gamma} \\ R = R(p) \rightarrow \dot{R} \end{array} \right. \quad (3.27)$$

En remplaçant les taux des variables internes par leurs expressions dépendantes des multiplicateurs $\dot{\lambda}$ et $\dot{\lambda}'$ on obtient :

$$\left\{ \begin{array}{l} \dot{\bar{\sigma}} \\ \dot{Y} \\ \dot{\gamma} \\ \dot{R} \end{array} \right. = \left(\begin{array}{ccc} -\dot{\lambda} & a\sigma & \\ -\dot{\lambda}' & a\sigma & a\gamma \\ & & \\ & & a\kappa \end{array} \right) \quad (3.28)$$

$\dot{\lambda}$ et $\dot{\lambda}'$ peuvent être déterminés à partir de ces dernières équations (3.28) tout en utilisant les conditions de consistance qui déclenchent l'apparition de l'endommagement et de plasticité : (3.20), (3.24).

Dans ce but les conditions de consistance s'écrivent de la forme suivante :

$$\dot{\lambda} \left(\frac{\partial \bar{\sigma}}{\partial \varepsilon} - \frac{\partial \bar{\sigma}}{\partial \varepsilon^p} \right) = 0 \quad (3.29)$$

$$\dot{\lambda}' \left(\frac{\partial Y}{\partial \varepsilon} - \frac{\partial Y}{\partial \varepsilon^p} \right) = 0 \quad (3.30)$$

On obtient alors :

$$\dot{\lambda} = \frac{\partial \bar{\sigma}}{\partial \varepsilon} - \frac{\partial \bar{\sigma}}{\partial \varepsilon^p} \quad (3.31)$$

et

$$\dot{\sigma} = \dot{\sigma}^e + \dot{\sigma}^p \quad (3.32)$$

avec :

$$\left\{ \begin{array}{l} L^d = \frac{-a^{22}b^1 + a^{12}b^2}{a^{11}a^{22} - a^{12}a^{21}}; L^p = \frac{-a^{11}b^2 + a^{21}b^1}{a^{11}a^{22} - a^{12}a^{21}} \\ a^{11} = \frac{\partial g^d}{\partial Y} \frac{\partial Y}{\partial D} \frac{\partial g^d}{\partial Y} + \frac{\partial g^d}{\partial \gamma} \frac{\partial \gamma}{\partial \delta} \frac{\partial g^d}{\partial \gamma}; a^{22} = \frac{\partial g^p}{\partial \bar{\sigma}} M^{-1} \frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon^p} M^{-1} \frac{\partial g^p}{\partial \bar{\sigma}} + \frac{\partial g^p}{\partial R} \frac{\partial R}{\partial p} \frac{\partial g^p}{\partial R} \\ a^{12} = \frac{\partial g^p}{\partial Y} \frac{\partial Y}{\partial \varepsilon^p} M^{-1} \frac{\partial g^p}{\partial \bar{\sigma}}, a^{21} = 0 \\ b^1 = \frac{\partial g^d}{\partial Y} \frac{\partial Y}{\partial \varepsilon}, b^2 = \frac{\partial g^p}{\partial \bar{\sigma}} M^{-1} \frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon} \end{array} \right. \quad (3.33)$$

3.2.4.6 Loi constitutive élastoplastique endommageable:

Pour résoudre le problème des éléments finis non linéaires, il est nécessaire d'intégrer l'équation constitutive qui gouverne le comportement du matériau définie dans le présent cas d'étude par la loi suivante :

$$\dot{\sigma} = C^{epd} \dot{\varepsilon} \quad (3.34)$$

Tel que C^{epd} est le tenseur qui traduit la loi constitutive élastoplastique endommageable. Celui-ci dépend de l'évolution du tenseur de déformations et de l'état du matériau représenté par les forces thermodynamiques ou par ses variables internes conjuguées pouvant être déterminées par une intégration numérique.

En effet, dans la configuration usuelle on a :

$$\sigma = \sigma(\varepsilon, \varepsilon^p, D) \quad (3.35)$$

Alors on peut écrire :

$$\dot{\sigma} = \frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon} \dot{\varepsilon} + \frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon^p} \dot{\varepsilon}^p + \frac{\partial \sigma}{\partial D} \dot{D} \quad (3.36)$$

Et on a :

$$\dot{\sigma} = \frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon} \dot{\varepsilon} + \frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon^p} \dot{\varepsilon}^p + \frac{\partial \sigma}{\partial D} \dot{D} \quad (3.37)$$

et

$$\dot{\sigma} = \frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon^p} \dot{\varepsilon}^p + \frac{\partial \sigma}{\partial D} \dot{D} + \frac{\partial \sigma}{\partial Y} \dot{Y} \quad (3.38)$$

Alors, la loi constitutive du comportement du matériau peut s'écrire ainsi :

$$\dot{\sigma} = \left(\frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon^p} L^p M^{-1} \frac{\partial g^p}{\partial \bar{\sigma}} + \frac{\partial \sigma}{\partial D} L^d \frac{\partial g^d}{\partial Y} \right) \dot{\varepsilon}^p \quad (3.39)$$

On obtient donc le tenseur C^{epd} avec ses différentes formes dépendamment de l'état du matériau :

$$C^{epd} = \begin{cases} C = \frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon}; i & \cdot \\ C + \frac{\partial \sigma}{\partial D} L^d \frac{\partial g^d}{\partial Y}; i & \cdot \\ C + \frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon^p} L^p M^{-1} \frac{\partial g^p}{\partial \bar{\sigma}}; i & \cdot \\ C + \frac{\partial \sigma}{\partial D} L^d \frac{\partial g^d}{\partial Y} + \frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon^p} L^p M^{-1} \frac{\partial g^p}{\partial \bar{\sigma}}; i & \cdot \end{cases} \quad (3.40)$$

Pour résumer, on présente dans la figure 62 l'algorithme utilisé pour réaliser l'intégration numérique :

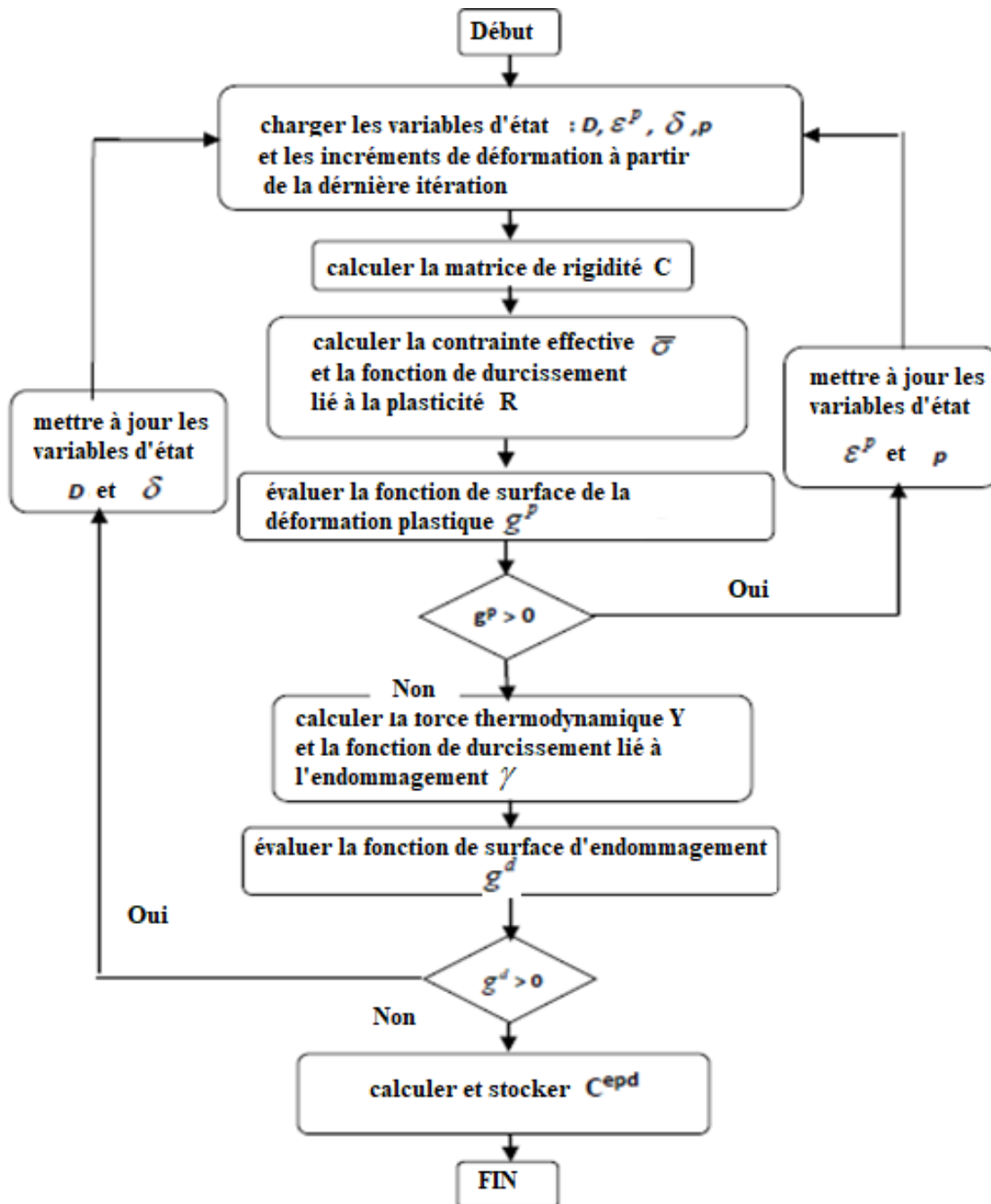


Figure 62 : Algorithme d'intégration numérique

3.3 Identification du modèle du pli :

3.3.1 Identification des coefficients du modèle du pli :

Lors du développement du modèle théorique dans la section précédente, un ensemble de paramètres a été utilisé. Ces paramètres dépendent sans doute des propriétés mécaniques propres au matériau dont l'identification se fait expérimentalement. Ce qui fait l'objet de cette section du chapitre.

Les paramètres du modèle à déterminer sont résumés dans le (tableau 12) :

Tableau 12: Paramètres du modèle d'endommagement du pli

Coefficients de cisaillement de la surface d'endommagement	H1, H2, H3
Coefficients normaux de la surface d'endommagement	J1,J2,J3
Coefficients de durcissement relatif à l'endommagement	c_{1d}, c_{2d}, γ_0
Coefficients de durcissement relatif à la plasticité	c_{1p}, c_{2p}, R_0
Coefficients de la surface de la déformation plastique	$f_1, f_2, f_3, f_{11}, f_{22}, f_{66}, f_{12}, f_{13}, f_{23}$

3.3.1.1 Coefficients normaux de la surface d'endommagement :

Les coefficients J1, J2, et J3 représentent l'effet de l'endommagement causé par les chargements axiaux sur la forme de la surface de l'endommagement.

Ils sont donc reliés aux propriétés mécaniques du matériau obtenus par des essais de traction dans les directions principales du matériau qui sont les modules d'élasticité E1, E2 et E3 , les coefficients de poissons $\nu_{12}, \nu_{23}, \nu_{13}$ et les forces normales à la rupture en traction et en compression $F_{1t}, F_{1c}, F_{2t}, F_{2c}, F_{3t}, F_{3c}$.

- J1 désigne l'effet de la rupture des fibres sur la surface d'endommagement lors d'un chargement longitudinal. On se place donc, pour déterminer ce coefficient, dans le cas d'un chargement uni- axial longitudinal : $\sigma_1 \neq 0, \sigma_2 = 0, \sigma_3 = 0, \sigma_4 = 0, \sigma_5 = 0, \sigma_6 = 0$) où $g^d = 0$ s'écrit de la façon suivante :

$$F_{1t}^2 \frac{\bar{S}_{11}}{(1-d_1)^3} \sqrt{J_1} = \gamma^* + \gamma_0 = 1 \quad (3.41)$$

Avec,

$$1-d_1 = \frac{C_{11}^*}{\bar{C}_{11}} \quad (3.42)$$

C_{11}^* est le module de rigidité longitudinal du matériau juste avant la rupture.

- J2 désigne l'effet de la rupture de la matrice sur la surface d'endommagement lors d'un chargement transverse. On se place donc pour déterminer ce coefficient dans le cas

d'un chargement uni-axial transverse (dans la direction transverse des fibres) ($\sigma_1 = 0, \sigma_2 \neq 0, \sigma_3 = 0, \sigma_4 = 0, \sigma_5 = 0, \sigma_6 = 0$) où $g^d = 0$ s'écrit de la façon suivante :

$$F_{2t}^2 \frac{\bar{S}_{22}}{(1-d_2)^3} \sqrt{J_2} = \gamma^* + \gamma_0 = 1 \quad (3.43)$$

Avec,

$$1 - d_2 = \frac{C_{22}^*}{C_{22}} \quad (3.44)$$

C_{22}^* est le module de rigidité transverse du matériau juste avant la rupture.

- J3 est supposé égal à J2 puisqu'il désigne aussi l'effet de la dégradation de la matrice sur la surface de l'endommagement.

3.3.1.2 Coefficients de cisaillement de la surface d'endommagement

Les coefficients H1, H2 et H3 représentent l'effet de l'endommagement causé par les forces de cisaillement sur la forme de la surface de l'endommagement g^d .

Ils sont donc reliés aux propriétés mécaniques du matériau obtenus par des essais de cisaillement qui sont les modules de cisaillement dans le plan et hors plan du matériau à l'état sain (G_{12} et G_{13}) et à l'état endommagé juste avant la rupture (G_{12}^* et G_{13}^*) ainsi que les forces de cisaillement à la rupture dans le plan et hors plan (F_6 et F_5).

- H1 désigne l'effet de la rupture des fibres sur la surface d'endommagement lors d'un chargement de cisaillement. Néanmoins, d'après les expériences, lors d'un chargement de cisaillement pur, l'endommagement dans la direction des fibres est négligeable ($d_1=0$) alors on estime que $H1=0$

- H2 et H3 représentent l'effet de l'endommagement de la matrice sur la surface d'endommagement suite à un chargement de cisaillement ; ils sont donc supposés égaux. On se contente donc par la détermination de H2.

On s'est placé donc, dans le cas d'un chargement de cisaillement plan ($\sigma_6 \neq 0, \sigma_1 = 0, \sigma_2 = 0, \sigma_3 = 0, \sigma_4 = 0, \sigma_5 = 0$).

A la rupture, $g^d = 0$ s'écrit de la façon suivante :

$$F_6^2 \frac{2\bar{S}_{66}}{(1-d_2)^2} \sqrt{H_2} = \gamma^* + \gamma_0 = 1 \quad (3.45)$$

Avec γ^* représente le durcissement à la rupture imminente et

$$1 - d_2 = \frac{\bar{S}_{66}}{S_{66}^*} \quad (3.46)$$

F_6, \bar{S}_{66} , et S_{66}^* sont déterminés à partir de la courbe contraintes vs déformations d'un essai de cisaillement obtenue par la réalisation d'un essai de traction sur une éprouvette longitudinale dont la direction des fibres est de $\pm 45^\circ$ tout en admettant que :

$$\varepsilon_6 = \varepsilon_{12} = \frac{\varepsilon_{11} - \varepsilon_{22}}{2} \quad (3.47)$$

et que

$$\sigma_6 = \sigma_{12} = \frac{\sigma_{11}}{2} \quad (3.48)$$

Avec σ_{11} et ε_{11} sont respectivement la contrainte et la déformation mesurées dans le sens de chargement et ε_{22} représente la déformation mesurée dans le sens transverse.

3.3.1.3 Coefficients de la surface de la déformation plastique

Les coefficients $f_1, f_2, f_3, f_{11}, f_{22}, f_{66}, f_{12}, f_{13}, f_{23}$ sont reliés directement aux charges effectives \bar{F}_i obtenues à partir des essais de traction et de compression uni-axiaux, tels que :

$$\left\{ \begin{array}{l} f_1 = \frac{1}{\bar{F}_{1t}} - \frac{1}{\bar{F}_{1c}}; f_2 = \frac{1}{\bar{F}_{2t}} - \frac{1}{\bar{F}_{2c}}; f_3 = \frac{1}{\bar{F}_{3t}} - \frac{1}{\bar{F}_{3c}} \\ f_{11} = \frac{1}{\bar{F}_{1t}\bar{F}_{1c}}; f_{22} = \frac{1}{\bar{F}_{2t}\bar{F}_{2c}}; f_{66} = \frac{1}{\bar{F}_6^2} \\ f_{12} \cong -0.5\sqrt{f_{11}f_{22}}; f_{13} \cong -0.5\sqrt{f_{11}f_{33}}; f_{23} \cong -0.5\sqrt{f_{33}f_{22}} \end{array} \right\} \quad (3.49)$$

3.3.1.4 Coefficients de durcissement de l'endommagement et de la plasticité

L'évolution de la déformation plastique ainsi que celle de l'endommagement sont gouvernées par les fonctions de durcissement :

$$R = -\frac{d\psi}{dp} = c_1^p \left(\exp\left(\frac{p}{c_2^p}\right) - 1 \right) \quad (3.50)$$

$$\gamma = -\frac{d\psi}{d\delta} = c_1^d \left[\exp\left(\frac{\delta}{c_2^d}\right) - 1 \right] \quad (3.51)$$

qui dépendent respectivement des coefficients (c_1^p, c_2^p, R_0) et (c_1^d, c_2^d, γ_0) .

- Pour identifier les coefficients R_0 et γ_0 , la détermination expérimentale de la force seuil de plasticité F_6^p ainsi que celle de l'endommagement F_6^d suite à un essai de cisaillement plan pur est nécessaire.

En effet, si on se place dans le cas d'un chargement de cisaillement plan, g^d s'écrit sous la forme suivante :

$$g^d = \sqrt{H_2} Y_{22}^s - (\gamma(\delta) + \gamma_0) = \sqrt{H_2} \sigma_6^2 \frac{2\bar{S}_{66}}{(1-d_2)^2} - c_1^d \left(\exp\left(\frac{\delta}{c_2^d}\right) - 1 \right) - \gamma_0 \quad (3.52)$$

et g^p s'écrit ainsi :

$$g^p = \frac{\bar{\sigma}_6}{\bar{F}_6} - R(p) - R_0 = \frac{\bar{\sigma}_6}{\bar{F}_6} - c_1^p \left(\exp\left(\frac{p}{c_2^p}\right) - 1 \right) - R_0 \quad (3.53)$$

Etant donnés les deux équations (3.37) et (3.38) on peut obtenir :

$$\frac{\dot{p}}{p} ; \quad \frac{\dot{\sigma}}{\sigma} = -\sqrt{H_2} \quad (3.54)$$

$a\gamma$

et

$$\frac{\dot{p}}{p} ; \quad \frac{\dot{\sigma}}{\sigma} = -\frac{1}{\bar{F}_6} \quad (3.55)$$

$a\kappa$

L'intégration de ces équations avec des conditions initiales nous permet d'écrire les variables de durcissement p , \mathcal{D} en fonction des autres variables internes observables (pouvant être déterminées expérimentalement) $\bar{\varepsilon}_6^p$ et d_2 :

$$\delta = -\frac{-1}{\sqrt{H_2}} d_2 ; p = -\bar{F}_6 \bar{\varepsilon}_6^p \quad (3.56)$$

En supposant que l'état de contraintes de cisaillement s'approche de la contrainte seuil F_6^d ; l'endommagement est considéré absent, alors d_2 et \mathcal{D} sont considérées nulles. Alors, à partir de l'expression de g^d (3.52), γ_0 peut être déduite :

$$\gamma_0 = \sqrt{H_2 2\overline{S_{66}} (F_6^d)^2} \quad (3.57)$$

De même, lorsque le matériau en état initial est soumis à un chargement de cisaillement pur qui s'approche du seuil F_6^p ; la plasticité n'a pas encore lieu, alors $\overline{\varepsilon}_6^p = 0$ à cet état, et donc p est considérée nulle. Ainsi, à partir de l'expression de g^p (3.53), on peut déduire celle de

$$R_0 : \quad R_0 = \frac{\overline{F}_6^p}{\overline{F}_6} \quad (3.58)$$

- Pour déterminer les coefficients (c_1^d, c_2^d) et (c_1^p, c_2^p) la réponse contraintes - déformations d'un essai de cisaillement plan typique avec plusieurs cycles de charge-décharge a été utilisée.

En effet, en intégrant l'expression de \mathcal{D} dans l'expression de $g^d = 0$ on obtient l'expression de la contrainte de cisaillement en fonction de la variable d'endommagement d_2 :

$$\sigma_6 = c_1^d \left(\exp\left(-\frac{d_2}{\sqrt{H_2} c_2^d}\right) - 1 \right) \left(\frac{(1-d_2)^2}{2\overline{S_{66}}\sqrt{H_2}} \right) + (F_6^d)^2 \quad (3.59)$$

Après avoir déterminé H_2 et $\overline{S_{66}}$, on passe à la détermination des deux inconnus (c_1^d, c_2^d) .

Pour ce fait, la courbe $\sigma_{12} = \sigma_6 = f(d_2)$ (figure 73) a été utilisée.

De même, en intégrant l'expression de p dans l'expression de $g^p = 0$ on peut avoir l'expression de la contrainte effective de cisaillement en fonction de la déformation plastique effective :

$$g^p = \frac{\overline{\sigma}_6}{\overline{F}_6} - (R(p) + R_0) = \frac{\overline{\sigma}_6}{\overline{F}_6} - c_1^p \left(\exp\left(\frac{p}{c_2^p}\right) - 1 \right) - R_0 \quad (3.60)$$

Etant trouvés \overline{F}_6^p et R_0 ; les deux coefficients c_1^p et c_2^p peuvent être déterminés en utilisant les valeurs expérimentales de $\overline{\sigma}_6$ vs $\overline{\varepsilon}_6^p$ (figure 72) de la réponse d'un essai de cisaillement cyclique.

3.3.2 Détermination des propriétés mécaniques du matériau :

Pour mettre au clair le but de cette section du présent chapitre, on présente le tableau 13 rassemblant tous les propriétés physiques et mécaniques dont on a besoin pour identifier le modèle théorique adopté, ainsi que les différents essais conduits et éprouvettes utilisées pour les déterminer.

Tableau 13: Propriétés physiques et mécaniques du matériau et les dispositifs expérimentaux utilisés pour leur détermination

	Propriétés	Notation	Test	Type d'éprouvettes
Propriétés physiques	Module de résistance à la traction de la matrice	E_m (Gpa)	Donnés par la société de fabrication des éprouvettes	
	Module de résistance à la traction des fibres	E_f (Gpa)		
	Fraction du volume en fibres de verre	V_f	Test de calcination	Petit morceau découpé d'une éprouvette
	Fraction du volume en matrice	V_m		
Propriétés mécaniques	Module de rigidité longitudinal	E_{11} (Gpa)	Essai de traction	anneau bobiné à 90°
	Module de rigidité transverse plan	E_{22} (Gpa)	Essai de traction	éprouvette longitudinale de 90° d'orientation de fibres
	Module de cisaillement plan	G_{12} (Gpa)	Essai de traction	Eprouvette longitudinale / anneau découpés d'un tube bobiné à 45°
	Module de rigidité transverse hors plan	E_{33} (Gpa)	$E_{33} = E_{22}$	
	Module de cisaillement axial hors plan	G_{13} (Gpa)	$G_{13} = G_{12}$	
	Module de cisaillement transversal	G_{23} (Gpa)	Obtenu par la loi des mélanges	
	Coefficient de Poisson axial plan	ν_{12}	Essai de traction	anneau bobiné à 90° éprouvette longitudinal 90°
	Coefficient de Poisson axial hors-plan	ν_{13}	$\nu_{13} = \nu_{12}$	
	Coefficient de Poisson transverse	ν_{23}	Obtenu par la loi des mélanges	
	Limite ultime en tension dans la direction longitudinale	F_{t11} (Mpa)	Essai de traction	anneau bobiné à 90°
	Limite ultime en tension dans la direction transversale	F_{t22} (Mpa)	Essai de traction	éprouvette longitudinale de 90° d'orientation de fibres
	Limite ultime de cisaillement plan	F_{t12} (Mpa)	Essai de traction	Eprouvette longitudinale / anneau découpés d'un tube bobiné à 45°
	Limite ultime en compression dans la direction longitudinale	F_{c11} (Mpa)	Essai de compression	anneau bobiné à 90°
Limite ultime en compression dans la direction transversale	F_{c22} (Mpa)	Essai de compression	éprouvette longitudinale de 90° d'orientation de fibres	

3.3.2.1 Propriétés de la direction longitudinale :

La détermination des propriétés mécaniques longitudinales nécessite des chargements de traction et de compression sur des éprouvettes longitudinales à 0° d'orientation de fibres. L'obtention de ces éprouvettes demande un dispositif spécial : Il s'agit des éprouvettes plates réalisées par enroulement filamentaire autour d'un mandrin à faces planes. Cependant, le bobinage des fibres sur le mandrin suivant un degré de 0° est impossible. Donc, des anneaux bobinés à 90° découpés des tubes suivant la norme [ASTM D2290] (figure 63) ont été utilisés.

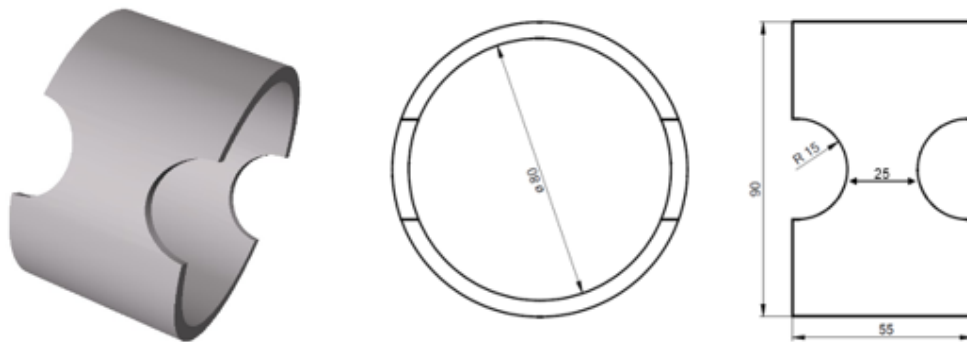


Figure 63: Géométrie des éprouvettes cylindriques (anneaux) à 90° d'orientation de fibres

❖ En traction :

On présente dans la figure 64 le dispositif expérimental utilisé pour réaliser l'essai de traction sur les éprouvettes cylindriques ainsi que la réponse contraintes-déformations résultat de l'essai.

En effet, un montage spécial composé de deux demi disques, de deux supports et de deux goupilles permettant la fixation des anneaux a été utilisé [100].

Ces anneaux ont été instrumentés par des jauges longitudinales permettant la mesure de la déformation dans la direction des fibres.

La contrainte circonférentielle mesurée est égale à la moitié de la charge appliquée F divisée par la surface de la section de jauge A là où elle est appliquée :

$$\sigma = \frac{F}{2A} \quad (3.61)$$

La figure 64 montre le niveau important de contraintes atteint pour arriver à la rupture, puisque le chargement s'est fait dans la direction des fibres de résistance importante.

Montage spécial du « split disk tensile test »

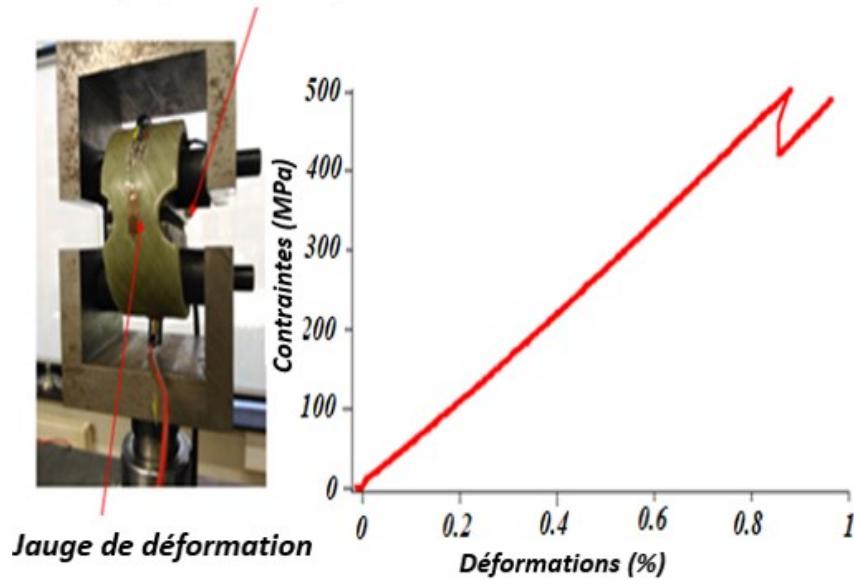


Figure 64: Essai de traction sur anneaux bobinés à 90° et testés suivant la direction des fibres : dispositif expérimental, et réponse contraintes vs déformations

Pour la détermination du coefficient de poisson longitudinal, la mesure de la déformation dans les deux directions 1 et 2 est nécessaire puisque dans ce cas d'essai :

$$\nu_{12} = \frac{-\varepsilon_{22}}{\varepsilon_{11}} \quad (3.62)$$

Ainsi une rosette permettant la mesure de la déformation dans 2 directions a été collée sur l'anneau (figure 65).



Figure 65: Rosette collée sur l'anneau pour mesurer les déformations dans les deux directions longitudinale et transversale

La figure 66 présente une relation linéaire entre la déformation mesurée dans la direction des fibres ε_{11} et celle transverse ε_{22} lors d'un essai de traction sur un anneau bobiné avec un angle 90° . Ce qui permet la mesure du coefficient de poisson longitudinale ν_{12} .

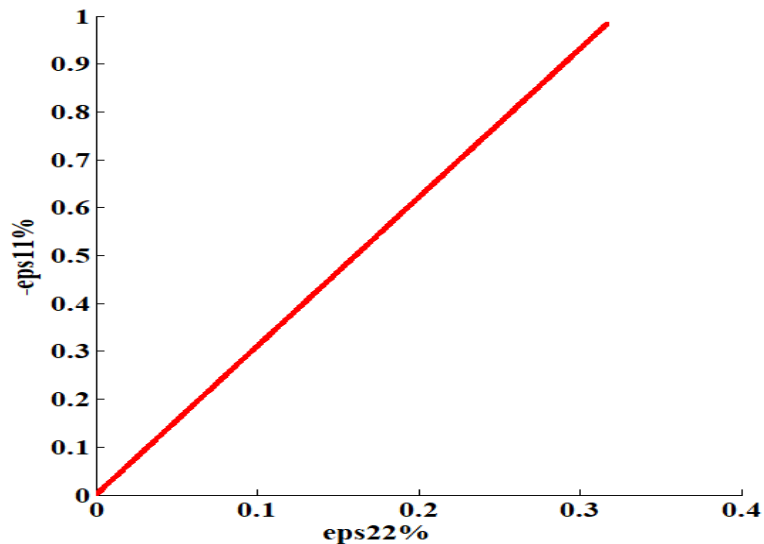


Figure 66 : Relation entre les déformations longitudinales et transversales pour les anneaux bobinés à 90° chargés en traction.

❖ En compression :

La figure 67 présente un dispositif expérimental spécial utilisé pour réaliser l'essai de compression sur les éprouvettes cylindriques ainsi que la réponse contraintes-déformations résultat de l'essai.

L'anneau a été maintenu, soigneusement, dans sa direction radiale, entre les deux plateaux de façon à éviter toute déviation des efforts imposés. Le plateau supérieur amovible est minutieusement déplacé de façon à fixer l'anneau sans le pré-charger.

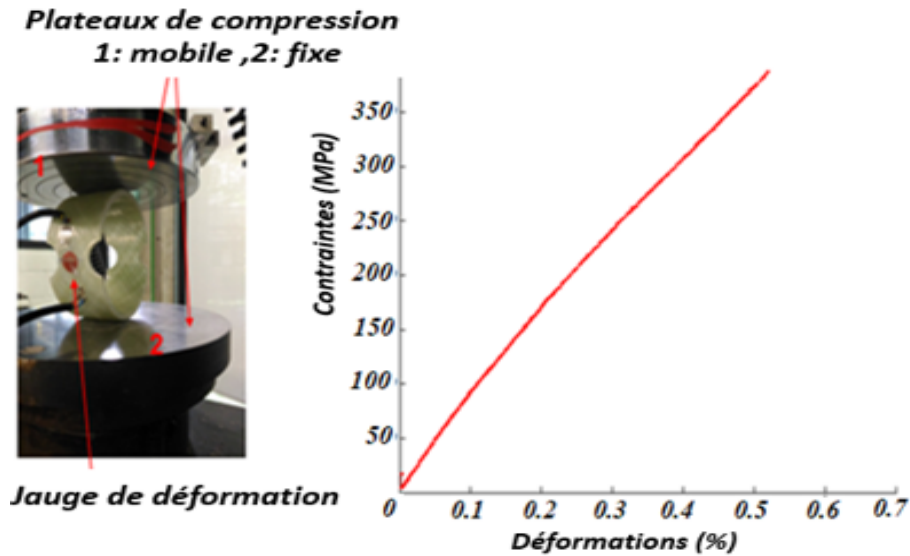


Figure 67: Essai de compression sur anneaux bobinés à 90° : dispositif expérimental, et réponse contraintes vs déformations

3.3.2.2 Propriétés mécaniques dans la direction transversale :

Pour obtenir les propriétés mécaniques transverses planes, des essais de traction et de compression monotones avec une vitesse de déplacement des mors de 0.5mm/min sur des éprouvettes longitudinales découpées dans des tubes bobinés à 90° ont été réalisés.

Pour mesurer le coefficient de poisson transverse ν_{21} , la mesure des déformations dans les deux directions 1 et 2 a été réalisée par l'utilisation d'un extensomètre bi-axial.

Concernant les propriétés transverses hors-plan, celles-ci sont considérées égales à celles planes : $E_3 = E_2$, $F_{2t} = F_{3t}$, $F_{3c} = F_{2c}$.

❖ En traction :

La figure 68 présente le dispositif expérimental utilisé pour réaliser l'essai de traction sur les éprouvettes longitudinales ainsi que la réponse contraintes-déformations résultat de l'essai.

Extensomètre bi-axial

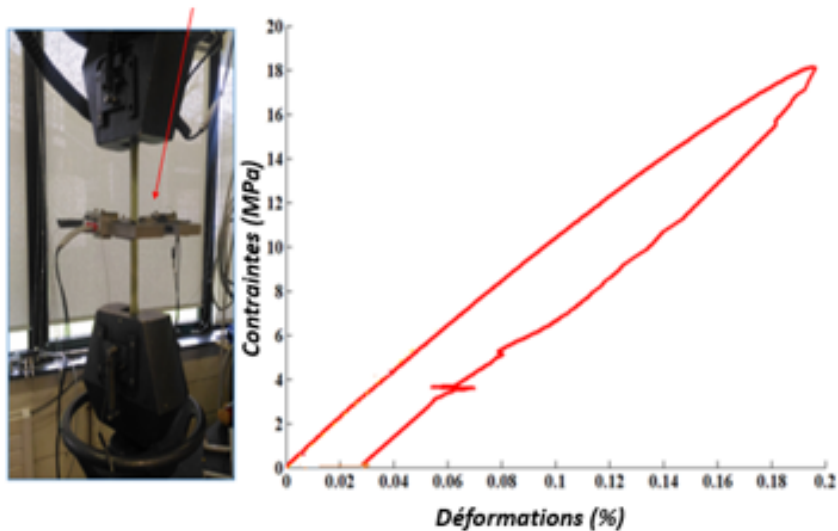


Figure 68: Essai de traction sur éprouvette longitudinale de 90° d'orientation de fibres : dispositif expérimental, et réponse contraintes vs déformations

La limite ultime transversale F_{2t} est beaucoup plus faible que celle longitudinale F_{1t} , et ceci s'explique par le fait que les fibres sont beaucoup plus résistantes que la matrice qui subit le chargement dans le cas d'une traction sur éprouvettes de drapage ± 90 .

La figure 69 présente la relation entre la déformation mesurée dans la direction des fibres ε_{11} et celle transverse ε_{22} lors d'un essai de traction sur une éprouvette longitudinale de direction de fibres égale à 90° . Ce qui permet la mesure du coefficient de poisson transverse ν_{21} .

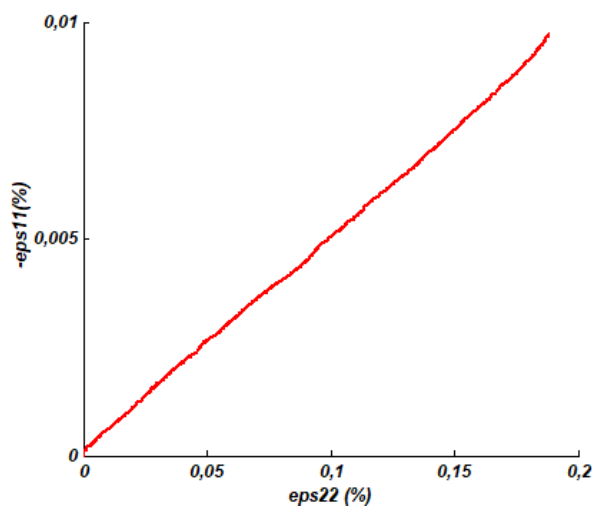


Figure 69: Relation entre les déformations longitudinales et transversales pour les éprouvettes longitudinales orientées à 90° chargées en traction.

❖ En compression :

On présente dans la figure 70, le dispositif expérimental utilisé en suivant la norme NF EN ISO 14126 [101] permettant la détermination des propriétés en compression dans le plan. Cette figure présente aussi la réponse contraintes-déformations résultat de l'essai de compression sur les éprouvettes longitudinales de drapage ± 90 .

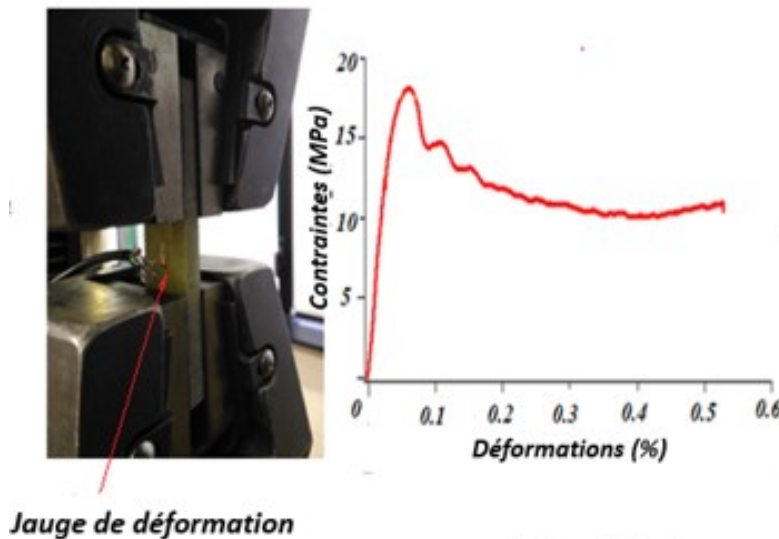


Figure 70: Essai de compression sur éprouvette longitudinale de 90° d'orientation de fibres : dispositif expérimental et réponse contraintes vs déformations

3.3.2.3 Propriétés mécaniques en cisaillement plan :

En plus du module de cisaillement G_{12} et de la contrainte ultime F_6 , d'autres propriétés spécifiques au modèle d'endommagement définis dans la section précédente sont à déterminer.

Ces propriétés sont liées à la réduction de la rigidité du matériau suite à son endommagement et à son écrouissage lors de sa déformation plastique. Ainsi, un essai de chargement cyclique a été réalisé pour pouvoir étudier ces deux phénomènes après chaque cycle et d'en déduire les coefficients relatifs.

Les éprouvettes testées ici sont découpées longitudinalement à partir de tubes bobinés à 45° .

Un extensomètre bi-axial (figure 71) a été utilisé pour mesurer la déformation dans les deux directions longitudinale et transversale afin d'en déduire la déformation en cisaillement plan qui s'écrit ainsi :

$$\varepsilon_{12} = \frac{\varepsilon_{11} - \varepsilon_{22}}{2} \quad (3.63)$$

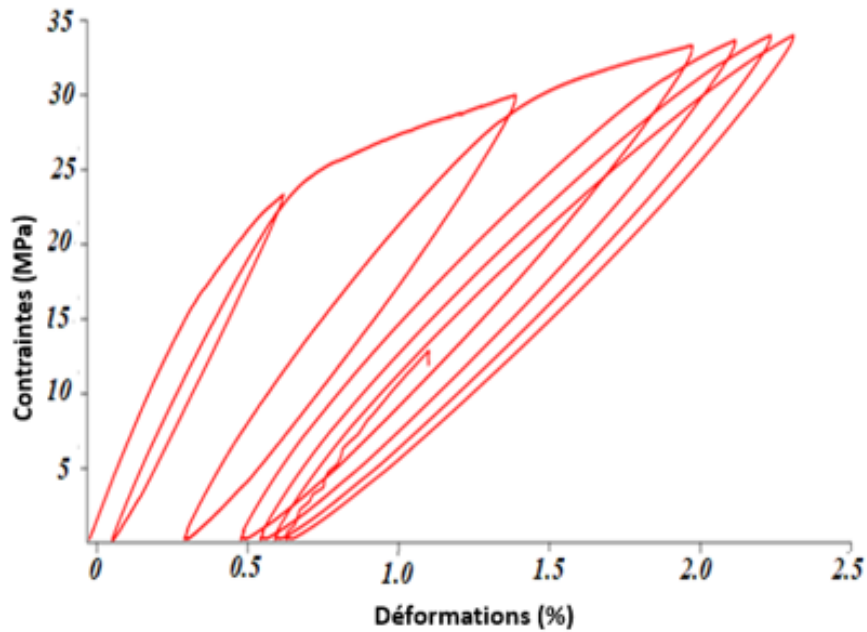


Figure 71 : Réponse contraintes vs déformations d'un essai de traction cyclique sur une éprouvette longitudinale de $\pm 45^\circ$ d'orientation de fibres

3.3.2.4 Propriétés mécaniques en cisaillement transverse :

Pour déterminer le module de cisaillement transverse G_{23} et le coefficient de poisson transverse ν_{23} on s'est servi d'une approche théorique permettant la détermination des modules élastiques en fonction des propriétés élastiques des constituants du composite avec des précisions acceptables.

En effet, les méthodes les plus utilisées dans ce contexte, sont : la recherche des bornes supérieures et inférieures des modules d'élasticité, la recherche des solutions exactes et les approches semi-empiriques (loi des mélanges, équation d' Halpin-Tsai).

On se limitera à énoncer les formules les plus connues pour déterminer G_{23} et ν_{23} :

$$\left. \begin{aligned}
G_{23} &= G_m \left(1 + \frac{V_f}{\frac{G_m}{G_f - G_m} + \frac{k_m + \frac{7}{3}G_m}{2k_m + \frac{8}{3}G_m} (1 - V_f)} \right) \\
\nu_{23} &= \frac{-S_{23}}{S_{22}} \\
2(S_{22} - S_{23}) &= \frac{1}{G_{23}} \\
G_m &= \frac{E_m}{2(1 + \nu_m)} \\
G_f &= \frac{E_f}{2(1 + \nu_f)} \\
k_m &= \frac{E_m}{3(1 - 2\nu_m)} \\
k_f &= \frac{E_f}{3(1 - 2\nu_f)}
\end{aligned} \right\} \quad (3.64)$$

Avec :

- G_f et G_m sont respectivement les modules de cisaillement de la fibre et de la matrice ;
- k_f et k_m sont respectivement les modules de compression hydrostatique de la fibre et de la matrice.
- V_m et V_f sont respectivement les fractions de volume en matrice et en fibres.

3.3.3 Détermination des coefficients du modèle du pli :

Après avoir suivi la démarche détaillée ci-dessus on a pu déterminer tous les coefficients du modèle à l'échelle du pli.

Ces coefficients vont être introduits par la suite dans la simulation numérique réalisée sur le logiciel Abaqus en introduisant le modèle par le biais de la subroutine UMAT .

Le tableau 14 rassemble les propriétés mécaniques du matériau déterminées expérimentalement et le tableau 15 présente les coefficients recherchés du modèle.

Tableau 14 : Propriétés mécaniques du matériau

Propriétés	Notations	valeurs
Module de résistance à la traction de la matrice	E_m (Gpa)	3.5
Module de résistance à la traction des fibres	E_f (Gpa)	78.794
Fraction du volume en fibres de verre	V_f	0,72
Fraction du volume en matrice	V_m	0.28
Masse Volumique des fibres	ρ_f (kg m ⁻³)	2600
Masse volumique de la matrice	ρ_m (kg m-3)	1200
Module de cisaillement du renfort	G_f (Gpa)	30
Module de cisaillement de la matrice	G_m (Gpa)	1.4
Module de rigidité longitudinal du matériau sein	E_{11} (Gpa)	55.3
Module de rigidité longitudinal plan juste avant la rupture	E_{11}^* (Gpa)	55.3
Module de rigidité transverse plan du matériau sein	E_{22} (Gpa)	11.23
Module de rigidité transverse plan juste avant la rupture	E_{22}^* (Gpa)	10.5
Module de cisaillement plan	G_{12} (Gpa)	4,5
Module de cisaillement plan endommagé	G_{12}^* (Gpa)	1.87
Module de rigidité transverse hors plan	E_{33} (Gpa)	11.23
Module de cisaillement axial hors plan	G_{13} (Gpa)	4,58
Module de cisaillement transversal	G_{23} (Gpa)	3.25
Coefficient de Poisson longitudinal plan	ν_{12}	0,322
Coefficient de Poisson transversal plan	ν_{21}	0.051
Coefficient de Poisson axial hors-plan	ν_{13}	0.306
Coefficient de Poisson transverse hors plan	ν_{23}	0.66
Limite ultime en tension dans la direction longitudinale	F_{t11} (Mpa)	505
Limite ultime en tension dans la direction transversale	F_{t22} (Mpa)	18
Limite ultime de cisaillement plan	F_{t12} (Mpa)	34
Limite ultime en compression dans la direction longitudinale	F_{c11} (Mpa)	388
Limite ultime en compression dans la direction transversale	F_{c22} (Mpa)	18

Tableau 15 : Coefficients du modèle numérique

Coefficients de cisaillement de la surface d'endommagement	$H_1 = 0$ (3.45);(3.46) $\rightarrow H_2 = 0.113$ $H_3 = H_2$
Coefficients normaux de la surface d'endommagement	(3.41);(3.42) $\rightarrow J_1 = 3,444.10^{-3}$ (3.43);(3.44) $\rightarrow J_2 = 0.301$ $J_3 = J_2$
Coefficients de durcissement relatif à l'endommagement	(3.57) $\rightarrow \gamma_0 = 14,41.10^{-3}$ (3.59) Deux points de la Courbe : $\sigma_6 = f(\sqrt{(1-d_2)})$ (figure 73) $\rightarrow \begin{cases} c_1^d = 0.0237 \\ c_2^d = -0.487 \end{cases}$
Coefficients de durcissement relatif à la plasticité	(3.58) $\rightarrow R_0 = 0.1879$ (3.60) Deux points de la Courbe : $\sigma_6 = f(\varepsilon_6^p)$ (figure 72) $\rightarrow \begin{cases} c_1^p = -0.5685 \\ c_2^p = 0.075 \end{cases}$
Coefficients de la surface de la déformation plastique	(3.49) $\rightarrow \begin{cases} f = -8,28.10^{-4}; f_2 = -0.012; f_3 = -0.012 \\ f_{11} = 1,8.10^{-6}; f_{22} = 0,0024; f_{66} = 3,53.10^{-4} \\ f_{12} = -2,174.10^{-9}; f_{13} = -2,174.10^{-9}; f_{23} = -0.0012 \end{cases}$

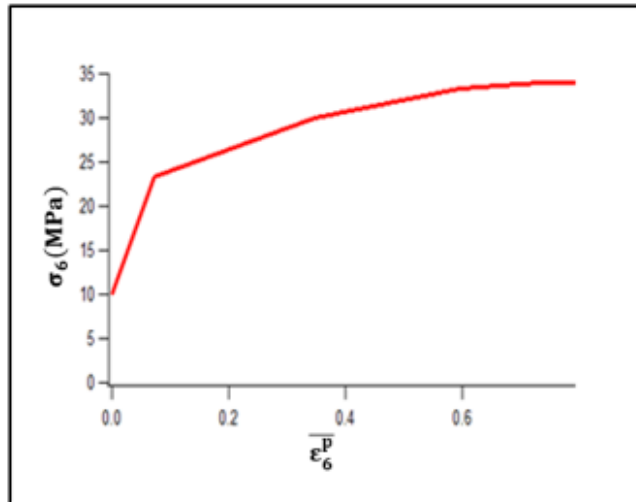


Figure 72: Contraintes de cisaillement σ_6 (Mpa) vs déformations plastiques de cisaillement $\bar{\epsilon}_6^p$ (%)

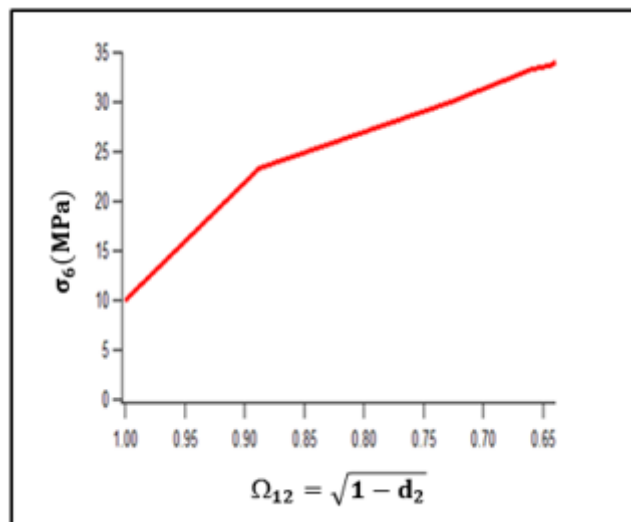


Figure 73: Contraintes de cisaillement σ_6 (Mpa) vs variable d'intégrité $\Omega_{12} = \sqrt{1 - d_2}$

3.4 Modèle de l'interface :

Plusieurs outils numériques peuvent être utilisés pour modéliser le délaminage en s'appuyant sur les principes de la mécanique de rupture.

Les outils les plus utilisés sont ceux qui se basent sur la technique de fermeture virtuelle de fissure « Virtual Crack Closure Technique » ou encore sur les modèles des zones cohésifs, permettant la simulation de la propagation des fissures.

Cependant, l'utilisation des modèles des zones cohésives dans la modélisation du délaminage est plus fiable parce que c'est la seule méthode qui permet la simulation

numérique de ses deux aspects « initiation et propagation » à l'interface des structures composites.

Ainsi, un modèle éléments finis fondé sur la mécanique de la zone cohésive a été utilisé pour la modélisation de l'initiation et de la propagation du délaminage.

Les modèles des zones cohésives sont représentés par des éléments d'interface qui mènent l'ouverture de la fissure selon une loi cohésive.

Les lois cohésives sont basées soit sur la notion de variable d'endommagement interne soit sur une loi de traction/séparation.

C'est le deuxième cas qui a été adopté dans le présent travail en utilisant le solveur Abaqus/standard pour définir le comportement des éléments d'interface.

En effet, les lois de traction/séparation supposent qu'au niveau de la pointe de toute fissure, des forces cohésives apparaissent et évoluent en fonction de l'ouverture progressive de cette fissure. Cette hypothèse a pour origine la théorie de Barenblatt [89].

En pratique, ces lois représentent tout effort pouvant créer les lèvres d'une fissure se développant à l'interface.

Ces lois ont plusieurs formes dans la littérature : trapézoïdale, exponentielle ou polynômiale. Cependant, quel que soit la forme choisie, deux paramètres sont généralement définis pour chaque mode de rupture (mode1, mode2, mode3) qui sont le taux d'énergie de restitution G^c et l'effort cohésif maximal σ^c .

La loi de traction/séparation utilisée dans le présent travail est la loi disponible dans Abaqus/standard qui adopte initialement un comportement élastique linéaire suivi par l'initiation et l'évolution de l'endommagement.

Ce comportement élastique s'écrit en termes de matrice constitutive K qui relie les contraintes normales et de cisaillement aux déplacements respectivement normaux et de cisaillement sur toute l'interface :

$$t = \begin{Bmatrix} \sigma_n \\ \sigma_s \\ \sigma_t \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} k_{nn} & k_{ns} & k_{nt} \\ k_{ns} & k_{ss} & k_{st} \\ k_{nt} & k_{st} & k_{tt} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \delta_n \\ \delta_s \\ \delta_t \end{Bmatrix} = K \delta \quad (3.65)$$

Avec σ_n est la contrainte normale et σ_s et σ_t sont les contraintes de cisaillement, δ_n , δ_s et δ_t sont les déplacements ou les séparations correspondantes.

Pour mieux comprendre le principe de ce type de modélisation de fissures, on présente dans la figure 74 une loi de traction/séparation typique qui relie les forces de traction et les sauts de déplacements dans le cas d'un délaminage de mode 1.

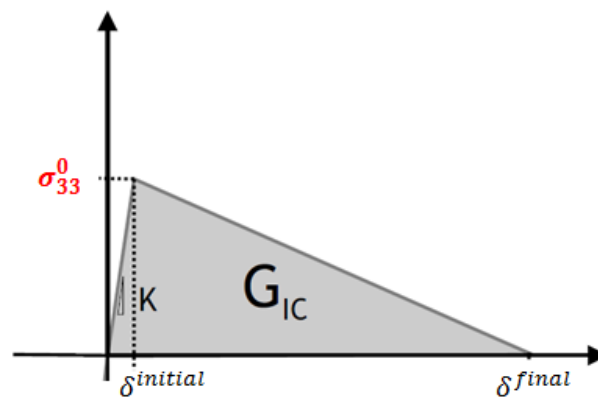


Figure 74: Loi de traction/séparation typique [118]

Cette figure illustre la ténacité interlaminaire G_I^c qui n'est que l'aire en dessous de la courbe forces-déplacements, ainsi que la rigidité de l'interface K représentée par la pente de la courbe avant l'initiation de l'endommagement.

L'initiation de l'endommagement est déclenchée à une force interfaciale maximale égale à σ_{33}^0 et lorsque le déplacement de l'élément cohésif au fond de la fissure est égale à une valeur initiale $\delta^{initial}$.

δ^{final} représente le déplacement pour lequel l'élément cohésif n'a plus d'influence, là, la traction devient nulle et de nouvelles surfaces de fissures sont créés.

Alors, la modélisation de l'interface par la technique des modèles de zones cohésives passe par deux étapes : **la définition du critère de l'initiation de l'endommagement** qui dépend des différentes contraintes maximales normales et de cisaillement correspondantes aux différents modes d'endommagement pouvant se produire, et **la définition de la loi d'évolution de l'endommagement**.

3.4.1 Critères de l'initiation de l'endommagement à l'interface :

L'initiation de l'endommagement représente le début de dégradation de la réponse cohésive à un point de contact qui a lieu lorsque les contraintes et/ou les déplacements obéissent à un certain critère d'initiation d'endommagement.

Pour définir l'initiation de l'endommagement sur Abaqus on peut se baser soit sur la notion de la contrainte maximale ou quadratique soit sur la notion de séparation maximale (déplacement) ou quadratique. [109]

Le critère qu'on a utilisé dans cette étude est un critère de contrainte quadratique défini par :

$$\left\{ \frac{\sigma_n}{\sigma_n^0} \right\}^2 + \left\{ \frac{\sigma_s}{\sigma_s^0} \right\}^2 + \left\{ \frac{\sigma_t}{\sigma_t^0} \right\}^2 = 1 \quad (3.66)$$

avec $\sigma_n^0, \sigma_s^0, \sigma_t^0$ sont les valeurs maximales des contraintes cohésives de contact.

3.4.2 Loi de propagation de l'endommagement à l'interface :

La loi de propagation de l'endommagement décrit le comportement de l'interface lorsque le critère d'initiation d'endommagement est atteint.

La mécanique de rupture définit trois modes différents de rupture : le mode 1 de traction pure, le mode 2 de cisaillement pur et le mode 3 de torsion pure. Cependant, la plupart des cas réels de chargement notamment sur les matériaux composites sont des combinaisons de ces trois modes différents. Ainsi, il est nécessaire de prendre en compte l'interaction entre ces modes dans la modélisation de l'interface.

Deux types de critère peuvent être utilisés sur Abaqus pour définir le mode mixte de délaminage ; un basé sur les séparations en traction et l'autre sur les énergies. [109]

On a utilisé dans notre étude un critère énergétique développé par Benzeggagh et Kenane [83]. En effet, la propagation de l'endommagement est définie par le taux de restitution d'énergie appelée aussi ténacité de rupture inter-laminaire qui est l'énergie libérée lorsque la fissure se propage. En fait, on considère qu'il y a rupture si le taux de restitution d'énergie est supérieur à l'énergie de cohésion.

Ce critère est défini par l'équation suivante :

$$\mathbf{G}^c = G_I^c + ((G_{II}^c - G_I^c) \frac{G_{II}}{G_T} + (G_{III}^c - G_I^c) \frac{G_{III}}{G_T}) (\frac{G_{II} + G_{III}}{G_T})^\eta \quad (3.67)$$

Les énergies critiques G_I^c , G_{II}^c et G_{III}^c sont des paramètres caractéristiques à définir. η est aussi un paramètre du modèle de l'interface appelé propriété cohésive qui peut être déterminé à partir de l'équation précédente en identifiant G_I^c , G_{II}^c , G_{III}^c , \mathbf{G}^c

L'identification de ces paramètres fera l'objet de la section suivante.

3.5 Identification du modèle de l'interface :

3.5.1 Méthode de l'intégrale du contour J :

Dans la littérature plusieurs méthodes expérimentales, analytiques et numériques ont été utilisées dans le but de déterminer les taux de restitution d'énergie telles que la technique de fermeture virtuelle des fissures (VCCT) (Irwin [87], Rybicki et Kanninen [82], Raju [110], Zou et al. [111], Krueger [112]), la méthode de l'intégrale J (Rice [102]), la technique de l'extension virtuelle de la fissure (Hellen [113]) et la méthode dérivée de la rigidité (Parks [114]).

On se limite dans cette section à la présentation et l'explication de la méthode qu'on a utilisée pour identifier les paramètres du modèle de l'interface définis ci-dessus, qui est une méthode numérique par calcul éléments finis appelée méthode de l'intégrale du contour J ou l'intégrale de Rice [102].

On considère dans un milieu bidimensionnel une fissure supposée rectiligne (figure 75). Le contour C est un contour ouvert quelconque, ayant deux extrémités une sur la face supérieure et l'autre sur la face inférieure de la fissure.

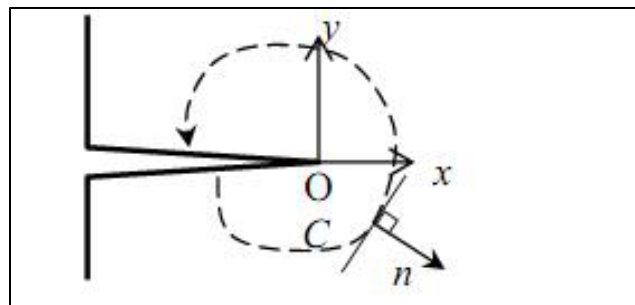


Figure 75 : Contour de l'intégration

On postule donc l'intégrale de Rice à travers l'équation suivante :

$$J = \int_C (W_e(\epsilon) n_1 - \sigma_{ij} n_j \frac{\partial u_i}{\partial x}) ds \quad (3.68)$$

σ représente le champ de contraintes, W_e est la densité d'énergie de déformation élastique, u est le vecteur déplacement en un point M appartenant au contour C de cordonnée curviligne s .

Si on examine l'équation de l'intégrale J postulée ci-dessus on peut remarquer que celui-ci représente le taux de décroissance de l'énergie potentielle du système par unité de surface qui correspond au taux de restitution d'énergie :

$$J = -\frac{\partial W_p}{\partial A} = G \quad (3.69)$$

; ∂A est l'incrément de surface lors de l'extension de la fissure.

En se basant sur des considérations thermodynamiques, Griffith A.A [81] a mis en évidence le fait que la rupture est un phénomène consommateur d'énergie, car l'augmentation de la surface d'une fissure ou bien son développement dans un matériau nécessite un apport d'énergie lié à la création d'une nouvelle surface et fournissant un certain travail. Ce travail est donné par la perte d'énergie potentielle du système de corps fissuré.

La fissure peut se propager à condition que la perte de l'énergie potentielle W_p soit au moins égale à l'énergie nécessaire à la création de surface supplémentaire qui est représentée par le taux de restitution d'énergie.

La différence de l'énergie potentielle W_p est l'énergie perdue entre deux configurations ; une première initiale marquée par une longueur de fissure égale à a et une seconde où la fissure s'est propagée d'une longueur da :

$$\left\{ \begin{array}{l} G = -\frac{\partial W_p}{\partial A} \\ W_p = W_e + W_{ext} \end{array} \right. \text{ avec } \left\{ \begin{array}{l} W_e = \int_C \sigma : \varepsilon \\ W_{ext} = \int_C f : u \end{array} \right. \quad (3.70)$$

Alors en tenant compte de l'hypothèse de Rice qui assimile le comportement des matériaux élasto-plastiques en traction monotone à celui des matériaux élastiques non-linéaires on peut considérer dans le cas de notre matériau d'étude que le taux de restitution de l'énergie peut être écrit sous la forme d'une intégrale de contour indépendante du chemin d'intégration et qu'il correspond donc à l'intégrale J pouvant être déterminé numériquement par la méthode des éléments finis.

Il est à noter que l'intégrale J permet seulement d'avoir l'énergie de restitution totale G^C et ne fournit pas celles de chaque mode de rupture G_I , G_{II} et G_{III} .

Par contre, la méthode de l'intégrale J peut contribuer au calcul des facteurs d'intensité des contraintes K_I , K_{II} et K_{III} des trois modes de rupture.

En effet, le travail de Griffith A.A [81] a été repris par Irwin G.R où l'approche énergétique a été reformulée en termes de contraintes.

Pour cette approche, il s'agit donc d'analyser le champ de contraintes et de déplacements au voisinage de l'extrémité de la fissure pour suivre sa propagation. Ainsi, le taux de restitution d'énergie (G) peut être remplacé par le facteur d'intensité de contraintes (K).

Ce facteur ne dépend que des contraintes appliquées au matériau et de la géométrie de la fissure.

L'énergie de création d'une nouvelle surface est donc remplacée par la ténacité pour la description de la résistance à la propagation de fissure, et le matériau peut être considéré fissuré là où le facteur d'intensité de contrainte atteint sa valeur critique (K_C).

Vu que dans cette étude on a choisi le taux de restitution d'énergie G comme facteur descriptif de la propagation des fissures, on définit la relation entre les taux de restitution d'énergie et les facteurs d'intensité de contraintes, établies par Irwin, essentiellement dans le cas d'un comportement élastique linéaire quasi-statique en petites perturbations :

$$G_I^C = \frac{K_{IC}^2}{E'}; G_{II}^C = \frac{K_{IIC}^2}{E'}; G_{III}^C = \frac{K_{IIIC}^2}{2\mu} \quad (3.71)$$

Avec :

- En contraintes planes : $E' = E$ (Qui est notre cas de calcul) (3.72)

- En déformations planes : $E' = \frac{E}{1-\nu^2}$ (3.73)

Et μ est le module de cisaillement : $\mu = \frac{E}{2(1+\nu)}$ (3.74)

Où E est le module de rigidité axial apparent et ν est le coefficient de poisson axial apparent.

3.5.2 *Modèle éléments finis utilisé pour identifier les paramètres de l'interface par la méthode de l'intégrale J :*

Dans cette section, on présente le modèle éléments finis développé sur Abaqus pour déterminer les facteurs d'intensité de contraintes K ainsi que l'intégrale J . En effet, une éprouvette fissurée a été modélisée en 3D et maillée avec des éléments solides (briques) linéaires de type hexaédrique à intégration réduite C3D8R.

Concernant les conditions aux limites, une extrémité a été fixée et l'autre chargée par un déplacement constant de 3mm.

Une analyse statique a été réalisée avec l'option supplémentaire de calcul de l'intégrale J de la fissure définie.

Le modèle éléments finis typique de l'éprouvette d'étude (longitudinale de drapage $\pm 55^\circ$) fissurée avec un maillage raffiné au niveau de la fissure ainsi que les conditions limites et les chargements appliqués sont donc présentés dans les figures 76 et 77.

Dans ce modèle, seulement la zone utile a été modélisée. Dix plis dont chacun est d'épaisseur 0.5mm ont été modélisés. L'interface entre les plis est modélisée sans discontinuité, puisqu'il n'y a aucune possibilité de prendre en compte le délaminage à ce niveau.

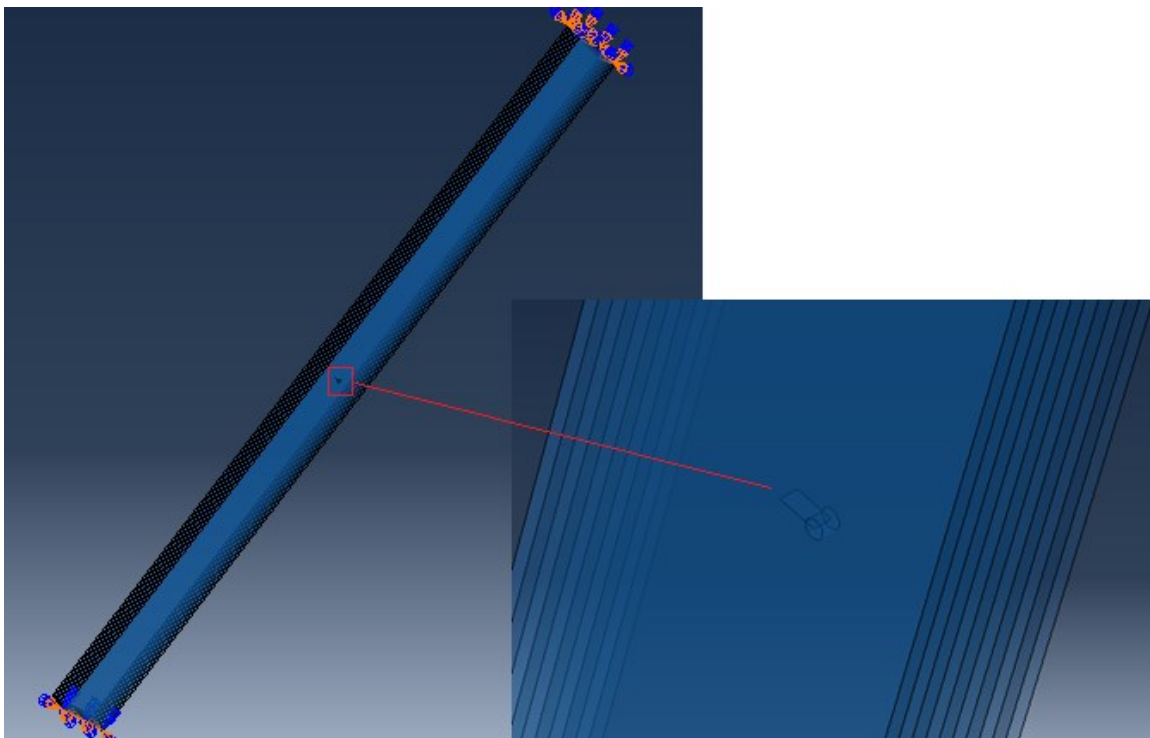


Figure 76 : Modélisation de la fissure

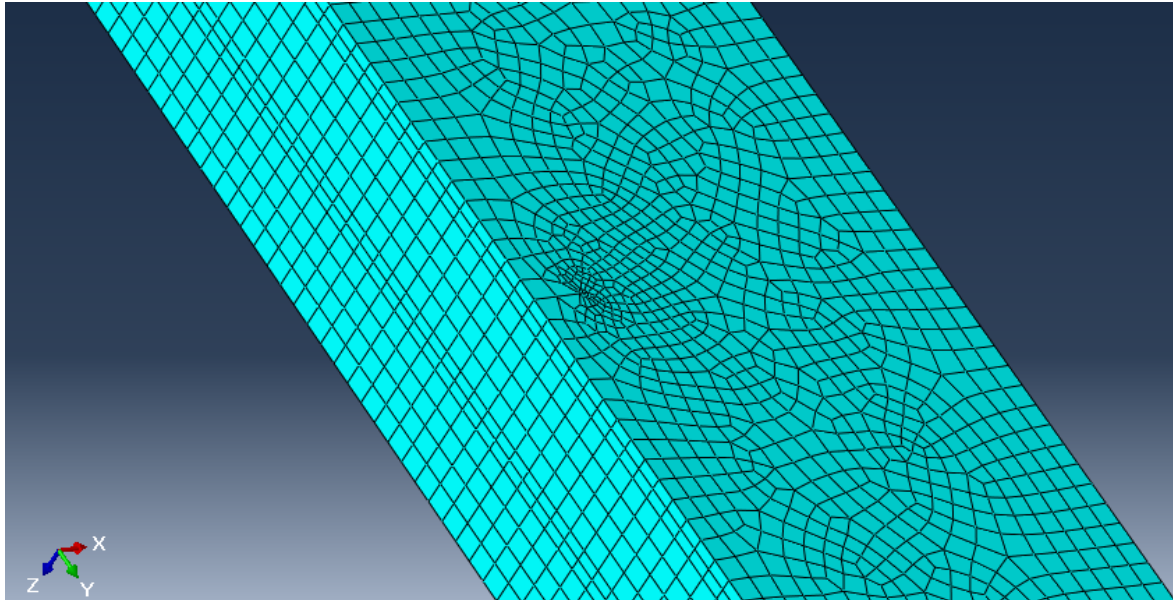


Figure 77: Maillage raffiné au niveau de la fissure

Pour avoir un bon résultat avec une telle petite fissure dans une structure de dimensions relativement importantes, un affinage du maillage a été nécessaire. En effet, le nombre d'éléments de ce modèle est 474940. Ceci a causé un temps d'analyse très important et a sacrifié toute la mémoire (la mémoire d'analyse utilisé a augmenté jusqu'à 8 giga) de l'ordinateur pour pouvoir converger.

On rappelle dans le tableau 16 les propriétés de notre composite introduites dans ce modèle :

Tableau 16: Modules de l'ingénieur du composite

E_{11} (Gpa)	E_{22} (Gpa)	E_{33} (Gpa)	G_{12} (Gpa)	G_{23} (Gpa)	G_{13} (Gpa)	ν_{12}	ν_{21}	ν_{13}	ν_{23}
55.3	11.23	11.23	4.5	3.25	4.58	0.322	0.051	0.306	0.66

Le tableau 17 présente les valeurs des énergies de restitution G_{IC} , G_{IIC} , et G_{IIIC} déduites à partir des valeurs de K_{IC} , K_{IIC} et K_{IIIC} à l'extrémité d'une fissure égale à 1 mm en utilisant les relations présentées ci-dessus.

Tableau 17: Paramètres du modèle de l'interface

K_{Ic} (Mpa \sqrt{m})	K_{IIc} (Mpa \sqrt{m})	K_{IIIc} (Mpa \sqrt{m})	G_{Ic} (KJ/m ²)	G_{IIc} (KJ/m ²)	G_{IIIc} (KJ/m ²)	η
7.57	1.18	0.31	4.95	0.12	0.012	1.45

3.6 Conclusion :

Ce chapitre peut être considéré comme un chapitre référence autour duquel s'articule tout le travail de la thèse. Celui-ci rassemble toute information et donnée à utiliser prochainement pour atteindre l'objectif final de cette thèse.

En effet, ce chapitre a été l'occasion de la présentation de la démarche complète suivie afin de développer le modèle mathématique, ainsi que pour prédire toutes les propriétés mécaniques du matériau composite à introduire dans le modèle numérique à présenter dans le chapitre suivant.

Chapitre 4 : modélisation numérique du comportement du matériau et validation expérimentale :

4.1 Introduction :

Ce chapitre peut être divisé en deux parties ; une partie de modélisation et une deuxième de validation. On présente donc en premier lieu l'implémentation du modèle développé dans le logiciel d'éléments finis Abaqus. En deuxième lieu, une confrontation des résultats numériques à ceux expérimentaux est faite dans le but de valider notre modèle numérique. En effet, des essais de traction et de compression accompagnés par des mesures des déformations par des jauges et des extensomètres ont été réalisés sur des éprouvettes. En plus, un dispositif de stéréo-corrélation d'images numériques se dotant d'une instrumentation et d'une métrologie spécifique a été incorporé pour avoir plus de résultats et d'informations permettant une comparaison plus fiable avec l'analyse numérique, et donc une étude plus crédible des capacités du modèle.

Le choix des semi structures (éprouvettes découpées à partir des tubes) pour la validation du modèle numérique décrivant le comportement du matériau a été inspiré du fait que la réalisation des essais expérimentaux avec une telle instrumentation spéciale permettant une étude détaillée sur des tubes est coûteuse. Il nous est apparu judicieux alors de travailler sur des éprouvettes représentatives aptes à capter les phénomènes agissant dans les tubes lors de leur sollicitation.

Le dispositif expérimental utilisé dans cette section pour tester les éprouvettes est le même que celui utilisé lors de la réalisation des essais de caractérisation du comportement du matériau et d'identification du modèle dans le premier et le deuxième chapitre. Cependant, les éprouvettes représentatives utilisées sont obtenues à partir des tubes composites de drapage ± 55 qui est le drapage le plus utilisé dans l'industrie en raison de la tenue mécanique optimale qu'il offre à la structure.

En effet, les essais de traction statique ont été effectués en utilisant une machine Instron équipée de mors auto-serrants. La vitesse de déplacement de la traverse, identique pour tous les essais, est de 1mm/min.

Les deux types d'éprouvettes, longitudinal et cylindrique, ont été testés dans cette section ; dont les géométries sont les mêmes définies auparavant.

Il est important de noter que 5 éprouvettes pour chaque type ont été testées et que seuls les meilleurs résultats seront présentés.

Une fois ce modèle est validé, il sera utilisé pour étudier le comportement d'un tube mis sous pression hydraulique.

La modélisation par EF de cette structure sera décrite en détails : géométrie, conditions aux limites, maillage ... En suite, une confrontation des résultats expérimentaux et numériques en termes de comportement mécanique sera réalisée.

4.2 Simulation numérique des éprouvettes représentatives :

4.2.1 Simulation de l'éprouvette longitudinale :

Les analyses numériques ont été effectuées par la méthode des éléments finis.

En effet, un modèle éléments finis en 3D a été développé pour simuler les endommagements inter et intra laminaires couplés dans l'éprouvette. L'épaisseur du modèle a été divisée en 10 sections (plis) d'épaisseur 0.5mm séparées entre elles par des couches cohésives d'épaisseur nulle.

Les sections des plis ont été discrétisées à l'aide des éléments d'intégration réduite à 8 nœuds (SC8R) appelés «continuum shell » et disponibles dans la bibliothèque des éléments du logiciel Abaqus.

L'élément SC8R est un élément 3D avec des degrés de liberté de translation utilisant uniquement des fonctions d'interpolation linéaire.

Concernant les couches cohésives, celles-ci ont été modélisées en utilisant des éléments cohésifs de 8 nœuds et d'épaisseur nulle appelés COH3D8 [103].

Deux types différents de matériaux ont été définis, un relatif aux plis et l'autre aux couches cohésives. Le matériau des couches cohésives est défini directement sur l'interface CAE du logiciel Abaqus grâce aux modules de définition des matériaux déjà intégrés dans sa bibliothèque.

Tans dis que la définition du matériau des plis a nécessité « la définition de l'utilisateur : « user definition ». Ainsi, une subroutine UMAT a été utilisée pour décrire le comportement élasto-pastique endommageable des plis.

Cette subroutine calcule à chaque point d'intégration l'état de contraintes à partir de l'état des déformations et des valeurs des variables internes, selon la loi de comportement implémentée.

Pour assurer la convergence de ce calcul implicite, il est indispensable de calculer la matrice tangente exacte définie dans le chapitre précédant et de régulariser l'évolution des variables

d'endommagement, en particulier celles associées à la rupture des fibres et de l'interface fibre/ matrice.

L'assemblage des 10 plis et des 9 couches cohésives à travers l'épaisseur définit le modèle complet. Cet assemblage a été effectué de façon à maintenir la continuité entre les plis avant que l'endommagement ne se produise. En effet une connexion a été faite entre les couches cohésives et les plis en utilisant la condition aux limites 'tie'.

Pour vérifier les capacités du modèle, le comportement en traction des éprouvettes longitudinales de drapage ± 55 est simulé puis observé.

On rappelle dans la figure 78 la géométrie de l'éprouvette longitudinale :

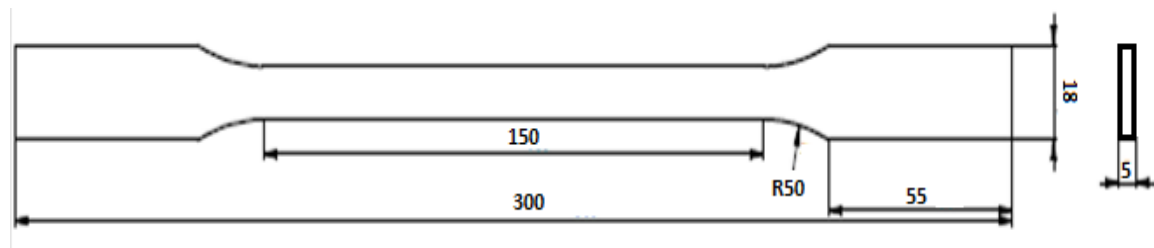


Figure 78: Géométrie de l'éprouvette longitudinale

Il est à noter que dans la simulation du comportement des éprouvettes longitudinales, la faible courbure a été négligée et seulement la partie utile a été modélisée.

En ce qui concerne les conditions aux limites, un encastrement a été appliqué d'un côté pour représenter la prise des mors, et un déplacement a été imposé sur l'autre côté opposé.

Ces conditions sont indiquées dans les figures 79 et 80 pour les deux cas de chargement respectivement de traction et de compression.

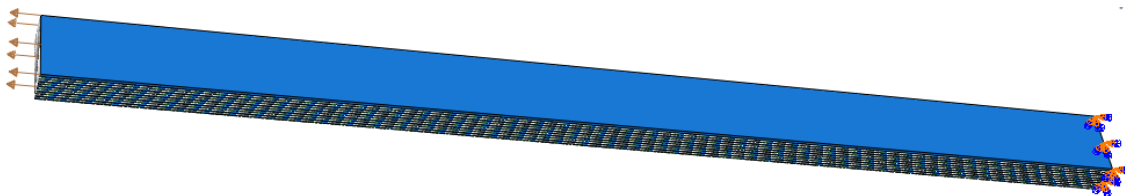


Figure 79: Conditions aux limites d'une éprouvette longitudinale chargée en traction

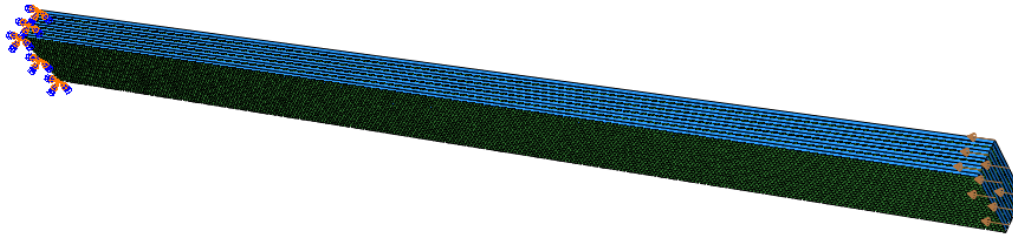


Figure 80: Conditions aux limites d'une éprouvette longitudinale chargée en compression

Afin d'obtenir de bons résultats, plusieurs tentatives d'affinage de maillage ont été faites en essayant de réduire la taille des éléments et donc d'augmenter leur nombre, mais évidemment en respectant la capacité en mémoire limitée de l'ordinateur (*Intel_ Core™ i7-2630 QM CPU T6400@2.00 GHz ayant une mémoire (RAM) de 8.00 GBytes*) et le facteur temps de calcul qui doit être raisonnable.

On présente sur la figure 81 une vue de maillage résultant :

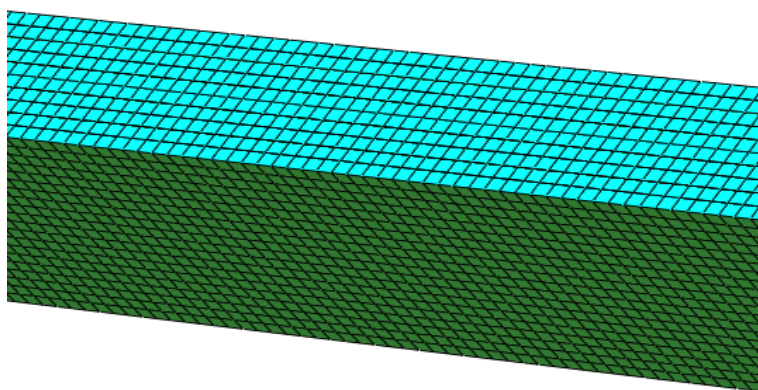


Figure 81: Vue du maillage dans l'épaisseur du modèle 3D de l'éprouvette longitudinale

La taille du problème est présentée dans le tableau 18.

Tableau 18: Taille du problème de simulation de l'éprouvette longitudinale

<i>Temps de calcul</i>	<i>Nombre d'éléments</i>
167 minutes	379240

Le résultat de la simulation de cette éprouvette sera présenté dans la section suivante sous forme de courbe qui illustre l'évolution du chargement axial en fonction de l'évolution de la déformation axiale.

4.2.2 Simulation de l'éprouvette cylindrique :

Dans le cas des anneaux, on s'est limité à l'utilisation d'un modèle coque «shell » à cause de l'insuffisance de la mémoire de l'outil de calcul.

En effet, la géométrie de l'anneau est complexe et nécessite un maillage très affiné pour que le modèle puisse converger. En plus, un modèle utilisant des éléments 3D implique un nombre important de degrés de liberté et donc de variables et d'équations ce qui fait augmenter la taille du problème.

Les éléments utilisés pour modéliser les plis sont donc des éléments coques «S8R », tandis que la modélisation des interfaces n'a été pas possible avec ce type d'éléments.

Ainsi, les délaminages ne sont pas pris en compte dans la simulation des anneaux.

Une subroutine UMAT est aussi utilisée ici pour modéliser la loi de comportement des plis.

Le matériau est défini comme étant un composite de 10 couches dont l'épaisseur de chacune est de 0.5 mm.

On rappelle dans la figure 82 la géométrie de l'éprouvette cylindrique :

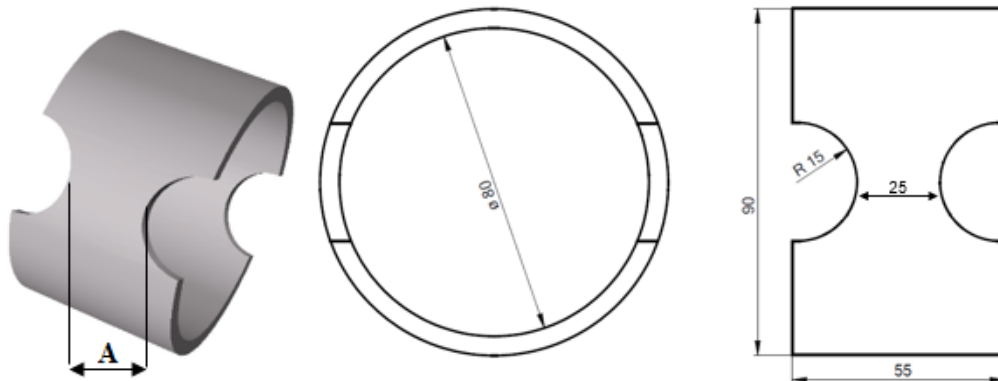


Figure 82: Géométrie de l'éprouvette cylindrique (anneau)

On représente dans la figure 83 les conditions aux limites auxquelles sont soumis les anneaux dans le cas des deux types de chargement de traction et de compression.

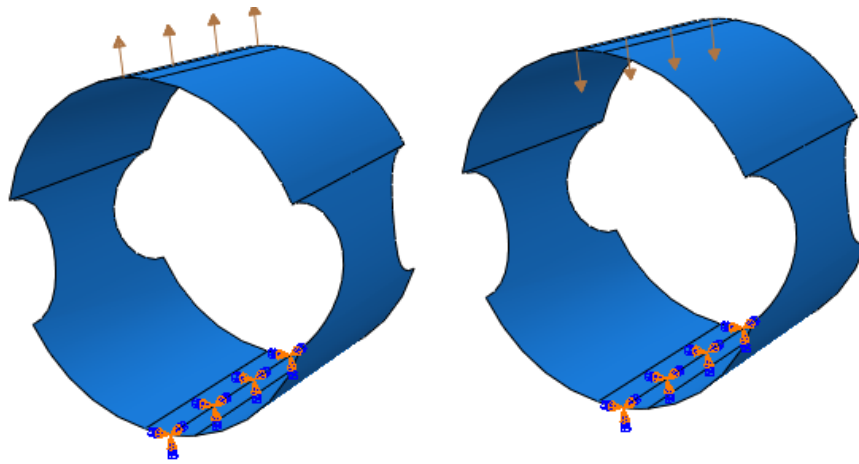


Figure 83: Conditions aux limites des anneaux en traction (gauche) et en compression (droite)

Le choix de la qualité de maillage a été basé sur le compromis entre un nombre d'éléments raisonnable et une discrétisation suffisamment fine.

Ceci a abouti au résultat illustré dans la figure 84.

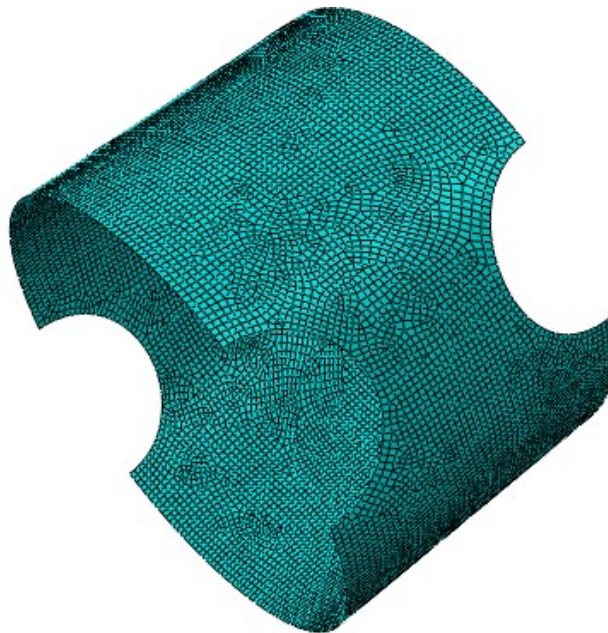


Figure 84: Vue du maillage du modèle coque de l'éprouvette cylindrique

Les résultats de la simulation du comportement des éprouvettes cylindriques en traction et en compression seront présentés et comparés aux résultats expérimentaux dans la section suivante.

4.3 Validation expérimentale du modèle numérique

La validation expérimentale du modèle numérique sera faite pour les deux types d'éprouvettes, longitudinale et cylindrique.

Pour les éprouvettes longitudinales, une seule technique de mesure a été utilisée qui est l'extensométrie et un seul type d'essai a été réalisé qui est l'essai de traction.

Tandis que pour les anneaux, des essais de traction et de compression ont été conduits avec des mesures in situ des déformations par les deux méthodes : l'extensométrie et la corrélation d'images numérique.

Il faut noter que pour gagner du temps ainsi que pour avoir une bonne corrélation entre les résultats des deux méthodes de mesure et donc avoir la même référence de validation du modèle numérique, les deux techniques expérimentales ont été conduites en même temps et sur la même éprouvette. En effet, les conditions de travail, le montage du dispositif expérimental, le positionnement de l'éprouvette...etc. d'un essai à l'autre peut créer une légère dispersion entre les résultats.

Alors, la mesure des déformations a été réalisée en utilisant la technique de CIN d'un côté de l'anneau et la jauge de déformations de l'autre côté.

On présente donc dans ce qui suit les résultats des deux techniques de mesure ainsi que la confrontation avec ceux obtenus numériquement.

4.3.1 Chargement des éprouvettes longitudinales :

Les courbes de la figure 85 comparent la réponse contraintes axiales – déformations axiales enregistrée par des jauges collées à la surface des éprouvettes longitudinales avec la simulation correspondante.

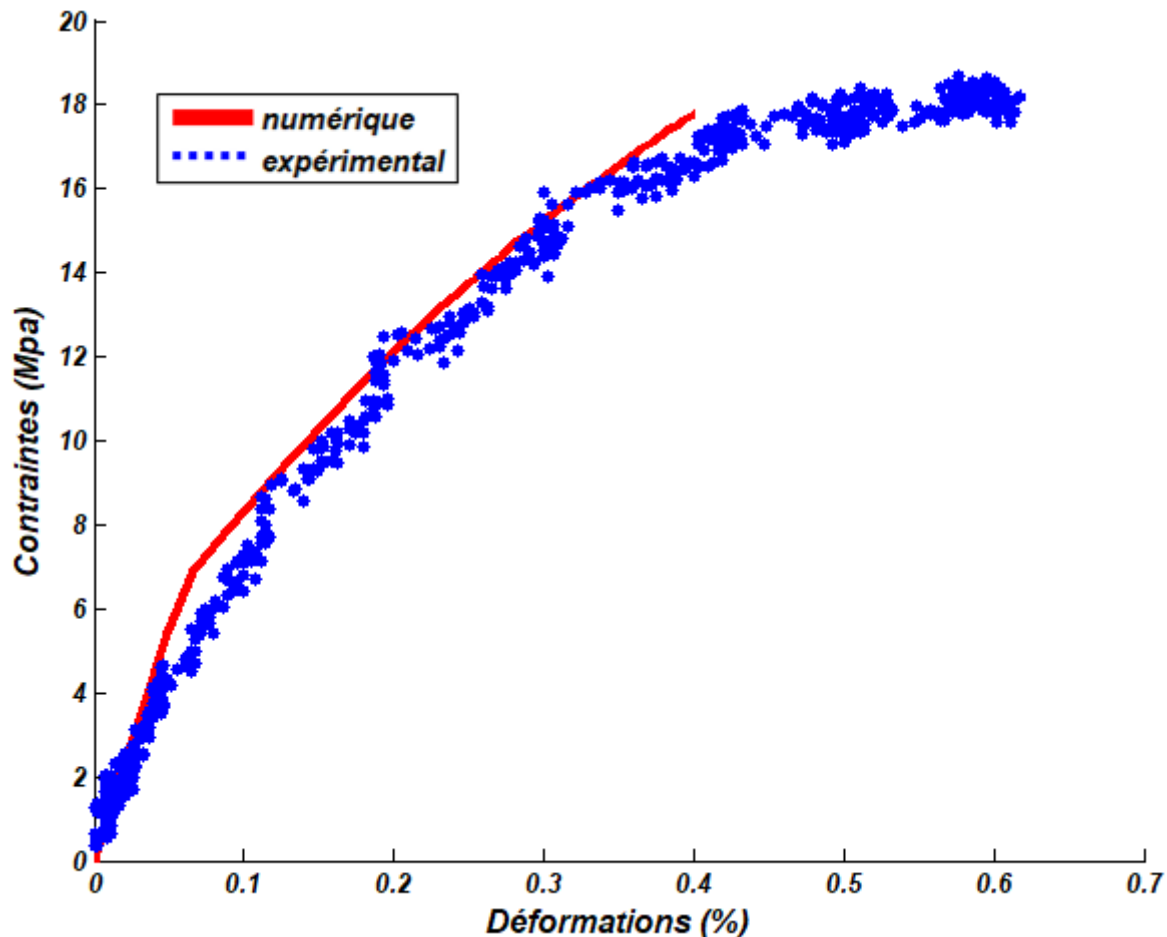


Figure 85: La réponse contraintes axiales – déformations axiales mesurée par extensométrie lors de la traction d’une éprouvette longitudinale GRP ± 55 et la simulation correspondante

On observe dans la Figure 85 que le comportement en contraintes simulé est en bon accord avec les mesures expérimentales en utilisant des jauges à une dispersion près.

Cependant, à cause de la mémoire limitée de l’ordinateur on n’a pas pu continuer le calcul jusqu’à la ruine totale du matériau.

4.3.2 Chargement des anneaux :

Dans le cas des anneaux, il s’agit de suivre la réponse en contraintes circonférentielles en fonction des déformations circonférentielles.

Des essais de traction et de compression ont été donc conduits en suivant les instructions de la norme ASTM D2290 [100].

Le calcul des déformations a été effectué à l’aide des jauges collées au niveau de la partie utile (zone entre les deux entailles).

Selon la norme, les contraintes circonférentielles apparentes sont calculées par l’équation suivante :

$$\sigma_{circonf} = \frac{P}{2A} \quad (4.1)$$

Avec P est la charge exercée lors du chargement sur la section A montrée sur la figure 82 qui est la section transversale de l'anneau où la jauge de déformations est située.

Les dispositifs expérimentaux (présentés et décrits dans le chapitre précédant) utilisés sont spécialement conçus et fabriqués selon la norme pour s'adapter avec ce type d'éprouvettes. Un dispositif de corrélation d'images numériques a été aussi utilisé dans le but de caractériser le comportement du matériau en se basant sur la distribution des champs de déformation de la structure chargée et donc valider le modèle EF présenté ci-dessus par une confrontation des résultats.

Un système de stéréo corrélation a été utilisé lors du chargement des éprouvettes cylindriques. Les images nécessaires à la réalisation de la corrélation d'images ont été prises donc, avec deux cameras CCD focalisées sur la face de l'éprouvette des deux côtés droite et gauche (figures 86,87). En effet une stéréo corrélation a été nécessaire pour pouvoir calculer les déformations puisqu'il s'agit d'une zone utile non plane.

Pour permettre la corrélation, un mouchetis a été déposé à la surface du matériau au niveau de la zone utile (figure 88).

L'éclairage de la structure étudiée a été assuré par deux projecteurs de 500 W permettant d'obtenir une lumière puissante et diffuse dans la partie utile.

Seulement les anneaux ont été testés par cette technique.

La corrélation d'images et le calcul du déplacement pour chaque point de la surface et donc le calcul des déformations ont été réalisés par le logiciel VIC 3D (Correlated Solutions).

Les résultats obtenus sont post-traités par la suite avec le logiciel MATLAB.

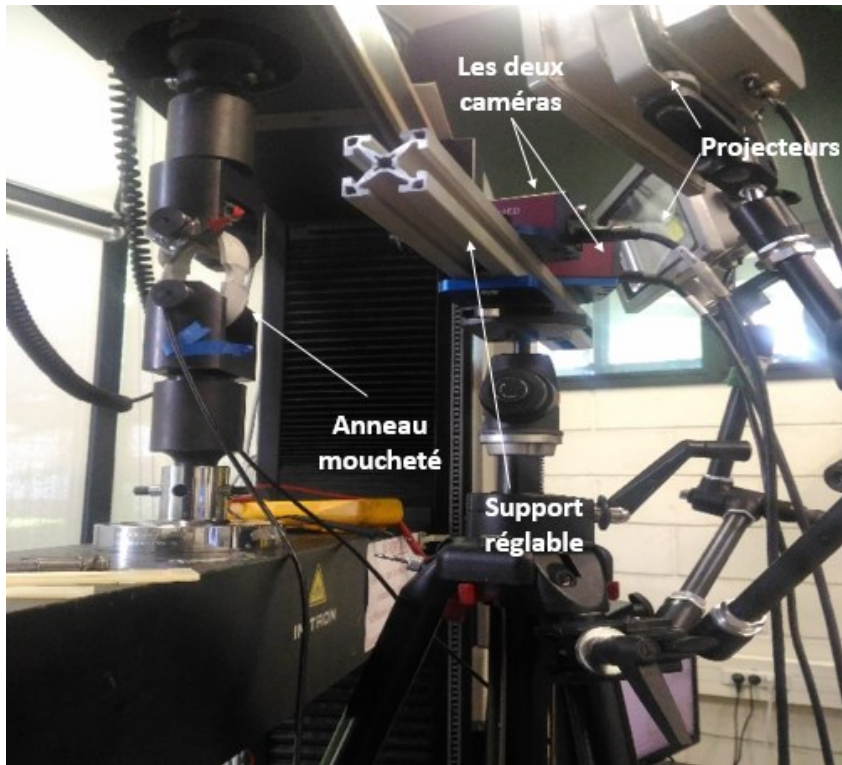


Figure 86: Dispositif expérimental de la stéro-correlation d'images numériques lors d'un essai de traction

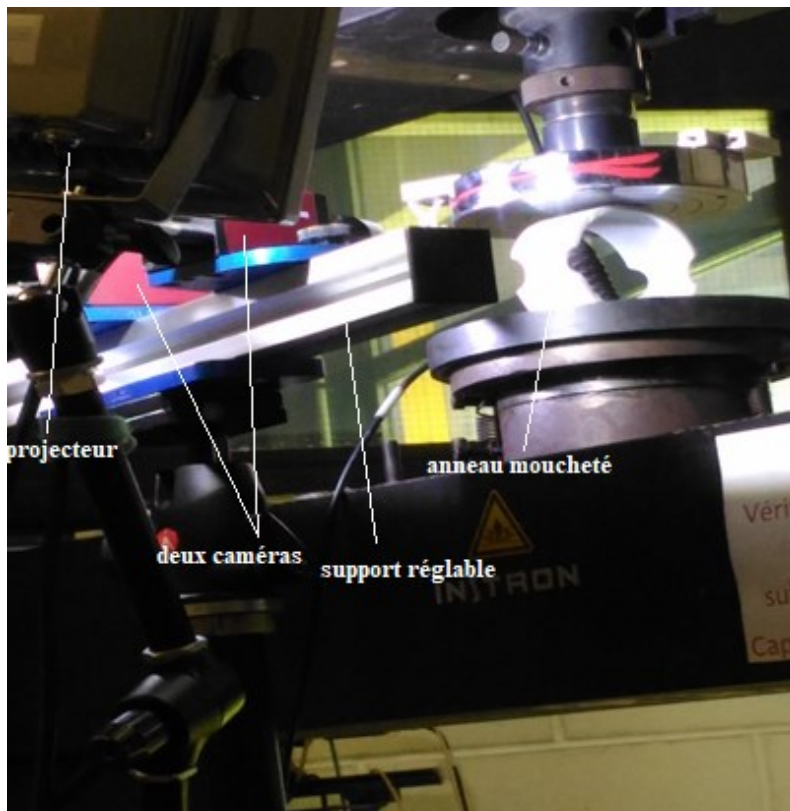


Figure 87: Dispositif expérimental de la stéro-correlation d'images numériques lors d'un essai de compression

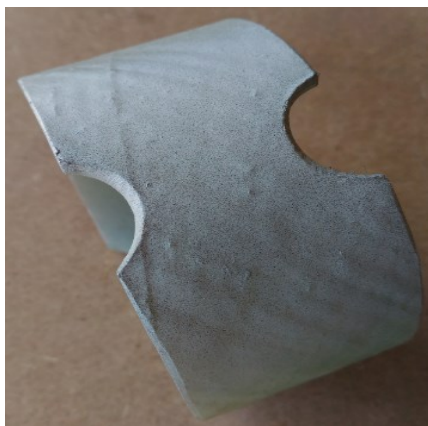


Figure 88: Anneau moucheté

Les deux figures 89 et 90 illustrent la réponse contraintes circonférentielles/déformations circonférentielles établie par l'approche expérimentale et numérique respectivement lors d'un essai de traction et de compression. Les résultats expérimentaux obtenus par les deux techniques d'extensométrie et de CIN sont donc présentés et confrontés aux résultats numériques dans ces figures.

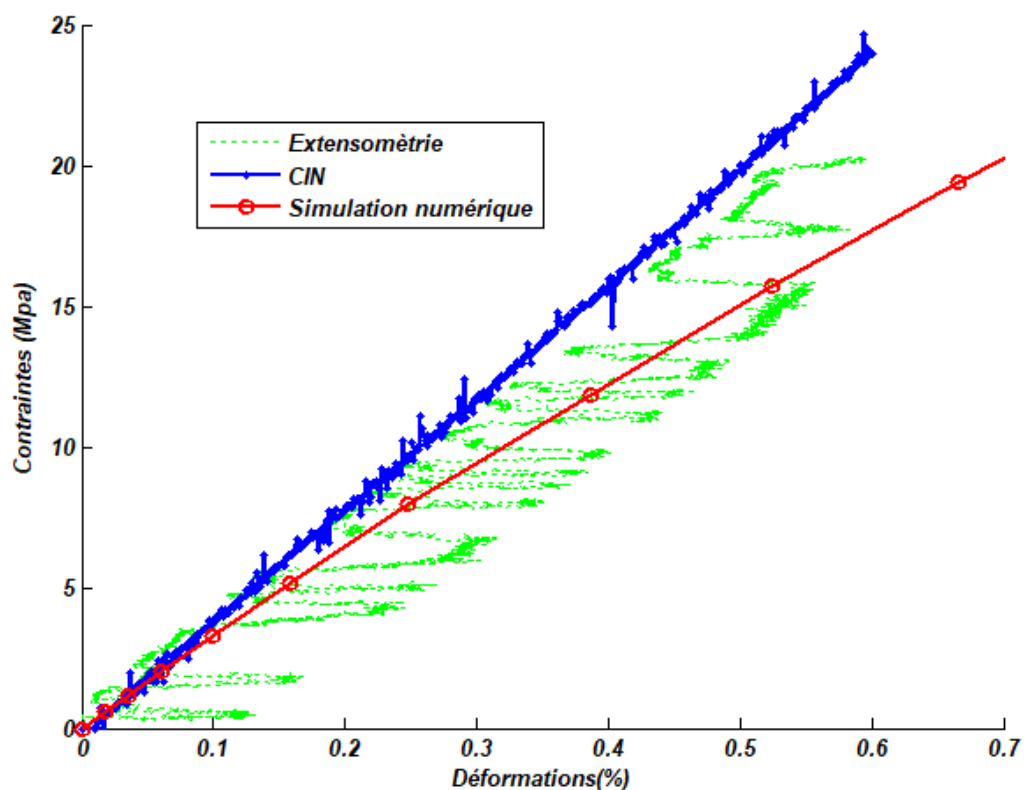


Figure 89: Réponse « contraintes circonférentielles vs déformations circonférentielles » des anneaux GRP ± 55 lors d'un essai de traction, et la simulation numérique correspondante.

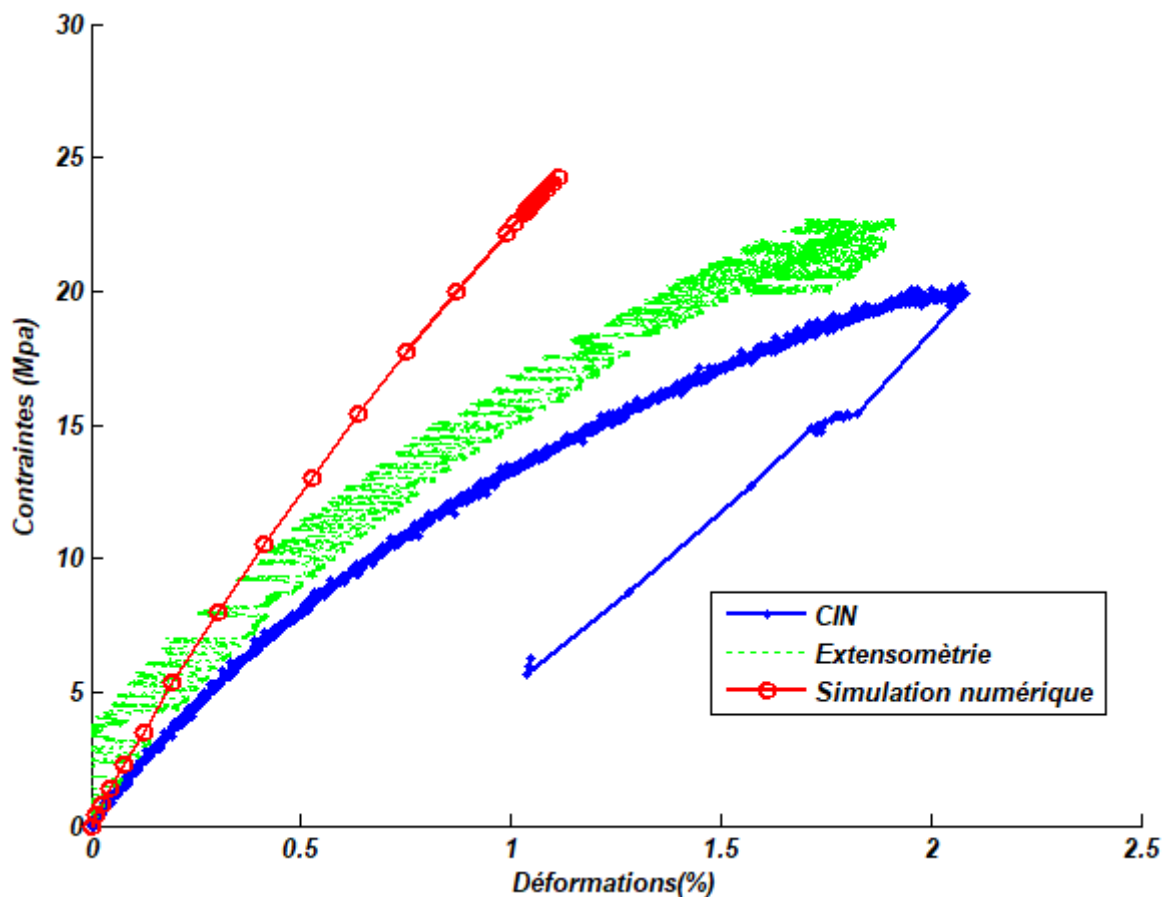


Figure 90: Réponse « contraintes circonférentielles vs déformations circonférentielles » des anneaux GRP ±55 lors d'un essai de compression et la simulation numérique correspondante

Dans la figure 89, une très bonne corrélation entre les résultats expérimentaux et numériques est montrée sous un certain niveau de chargement, ce qui confirme la performance du modèle de simulation des anneaux chargés en traction.

Cette corrélation est moins constatée à des niveaux de chargement importants. Ceci peut être expliqué par le non prise en compte du délaminage lors de la simulation numérique, puisque ce phénomène apparaît normalement à un niveau de chargement important.

Tout comme l'essai de traction, le modèle de simulation des anneaux en compression (qui est le même utilisé dans la simulation des anneaux soumis à la traction) perd sa performance après un certain niveau de chargement. En plus de le non prise en compte du délaminage, *cette dispersion relativement importante peut être due au phénomène de flambement qui intervient en compression et qui n'est pas pris en compte dans le modèle numérique.*

Il est également à noter que la figure 90 montre une bonne concordance entre les deux courbes expérimentales au début de l'essai, suivie par une dispersion remarquable. En effet, la déformation mesurée par CIN diverge légèrement ; ce qui s'explique par la formation des fissures dans l'anneau au point de mesure des déformations (au centre de la zone

d'observation), une comparaison de la distribution du champ de déformations sur toute la zone utile sera donc plus fiable ce qui fait l'objet du paragraphe suivant.

Les figure 91 et 92 comparent le champ de déformations axiales juste avant la rupture obtenu par simulation avec celui obtenu par CIN respectivement dans le cas du chargement en traction et en compression d'un anneau.

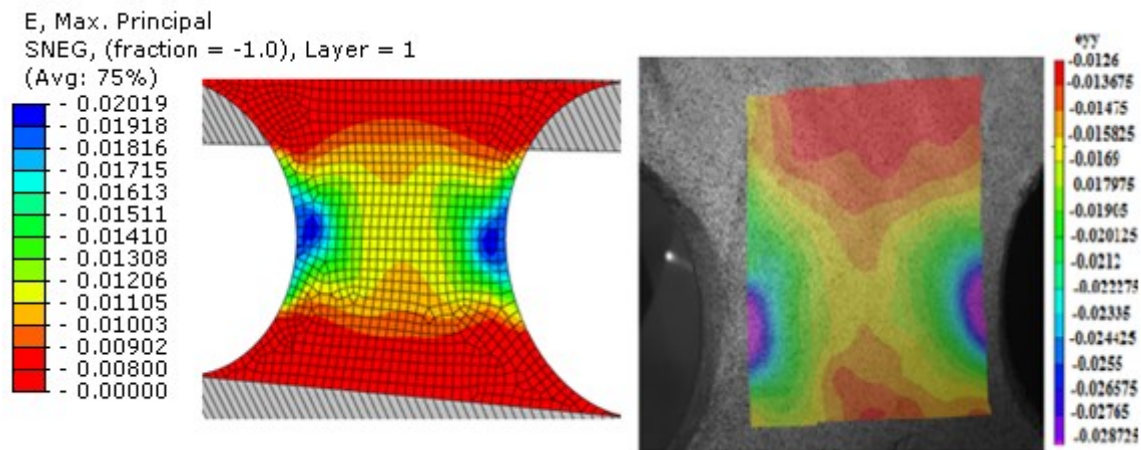


Figure 91: Champ de déformations axiales numérique (gauche) et expérimental (droite) juste avant la défaillance de l'anneau soumis à un essai de traction

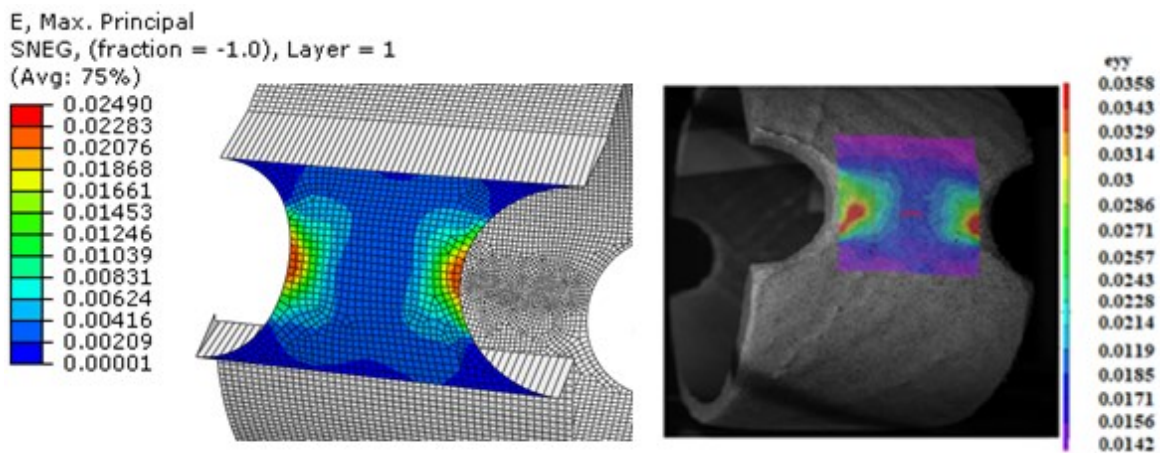


Figure 92: Champ de déformations axiales numérique (gauche) et expérimental (droite) juste avant la défaillance de l'anneau soumis à un essai de compression

On constate dans la Figure 91 que les champs de déformations axiales calculés et mesurés dans le cas d'un essai de traction sont assez proches en ce qui concerne les valeurs maximales mais relativement éloignées pour les valeurs basses.

Cette corrélation est moins constatée dans le cas de la compression (figure 92), ce qui est dû, bien évidemment au phénomène de flambement non pris en considération dans la simulation numérique.

Par contre, la forme de concentration des déformations dans la partie utile testée est très bien reproduite par le modèle pour les deux cas d'essais de traction et de compression. Ce qui atteste d'un niveau assez important la fiabilité du modèle développé.

On présente également dans les figures 93 et 94 la distribution des variables d'endommagement $SDV2=d_1$ et $SDV3=d_2$ pour les deux types de chargement de traction et de compression.

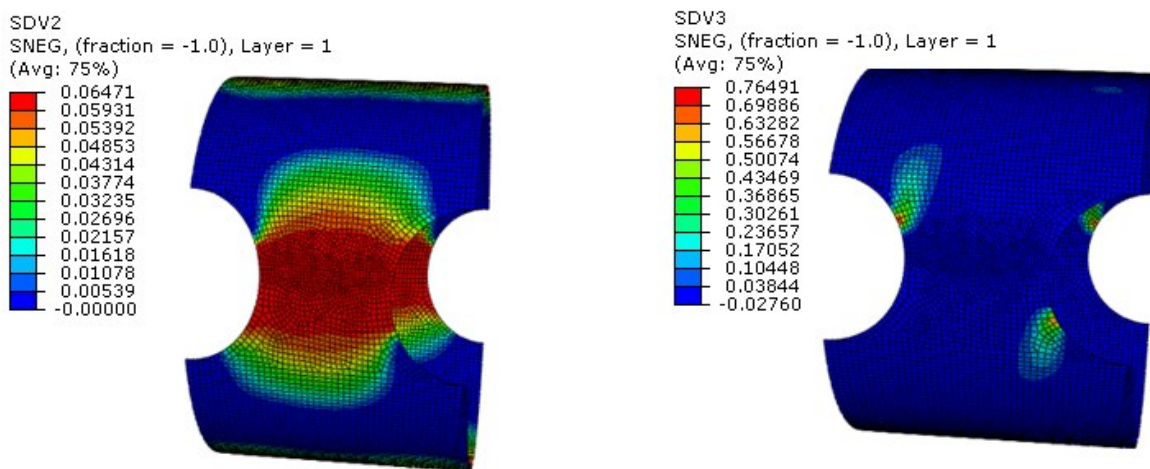


Figure 93: Distribution des variables d'endommagement juste avant la rupture de l'anneau chargé en traction : $SDV2=d_1$ à gauche et $SDV3=d_2$ à droite.

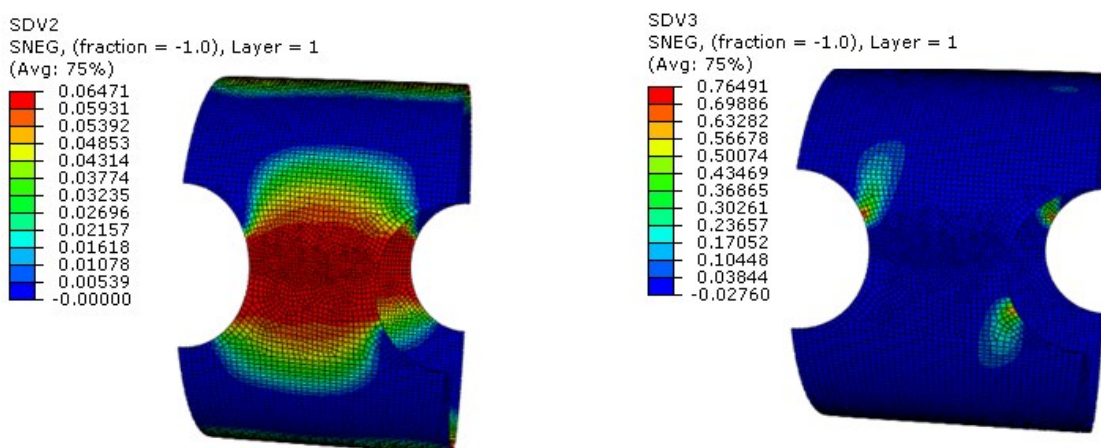


Figure 94: Distribution des variables d'endommagement juste avant la rupture de l'anneau chargé en compression : $SDV2=d_1$ à gauche et $SDV3=d_2$ à droite.

Ces figures montrent que le phénomène qui mène à la rupture totale de l'anneau pour les deux cas de traction et de compression est la dégradation de la matrice. En effet, la variable correspondante à ce phénomène, atteint des valeurs importantes à la fin de l'essai ($SDV3=d2 \cong 0.76$) en comparaison avec celles relatives à la rupture des fibres ($SDV2=d1 \cong 0.06$). Ce qui a été confirmé lors de la caractérisation expérimentale du matériau. En fait, la rupture totale du matériau présentée sous forme de délaminage n'est qu'un résultat d'accumulation et de propagation des fissurations matricielles.

4.4 Application industrielle : Simulation numérique par la méthode des éléments finis du comportement d'un tube sous pression :

4.4.1 Description de l'essai de mise sous pression d'un tube :

Ce test consiste en l'augmentation continue de la pression hydraulique interne sur un intervalle de temps court sans arriver à la défaillance du tube.

En effet, le tube est rempli d'eau, purgée de tout air piégé et raccordée à une pompe hydrostatique sous pression interne augmenté jusqu'à 120 bar et maintenue pendant 8 minutes.

Ce test a été réalisé dans le laboratoire de recherche de la société GCER (« génie des composites études et réalisation » localisée à Sousse Tunisie) en suivant la norme ASTM D1598/D1599 [115].

L'orientation des fibres est évidemment de 55° ; sa longueur est de 900 mm, son épaisseur est de 6.9 mm et son diamètre intérieur mesure 150 mm.

La fixation des tubes au banc d'essai a été faite grâce à des raccords permanents.

La mesure des pressions a été réalisée grâce à un manomètre de type WIKA ayant comme plage de mesure : 0-160 bar.

On présente sur la figure 95 le dispositif expérimental utilisé pour réaliser ce test.



Figure 95: Dispositif expérimental de l'essai de mise sous pression du tube (a) tube maintenu sous pression, (b) affichage de la variation de la pression

4.4.2 Description de la simulation de l'essai de mise sous pression du tube :

Le même modèle que celui de la simulation des anneaux est utilisé ici.

Il s'agit donc d'un modèle coque dont les éléments utilisés pour modéliser les plis sont des éléments coques «S8R » (présentés sur la vue du maillage adopté dans la figure 98), tandis que la modélisation des interfaces n'est pas réalisée dans ce cas aussi pour la même cause. Ainsi, les délaminages ne sont pas pris en compte dans la simulation des tubes non plus. La même subroutine UMAT est aussi utilisée ici pour modéliser la loi de comportement des plis.

Le matériau est défini comme étant un composite de 14 couches dont l'épaisseur de chacune est de 0.5 mm.

Pour les conditions aux limites (présentées dans la figure 97), tous les déplacements et les rotations ont été restreints dans les zones de préhension fixées au banc d'essai ; et une pression de 120 bar a été imposée à l'intérieur du tube.

Les calculs seront menés avec une mise en pression interne croissante en introduisant un tableau contenant les valeurs de la pression (en fonction du temps) imposées lors de l'essai réalisé.

La figure 96 illustre la distribution des valeurs de pression exercée dans le test en fonction du temps.

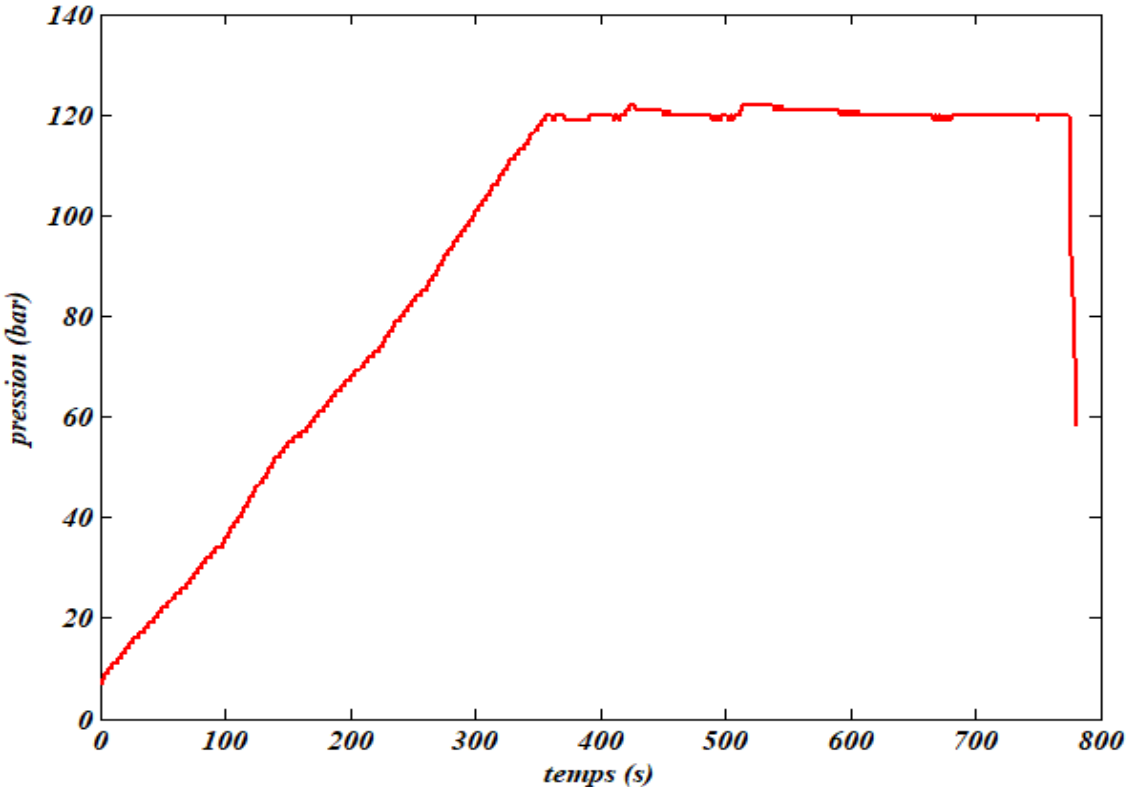


Figure 96: Distribution en fonction du temps de la pression hydraulique exercée lors de l'essai expérimental

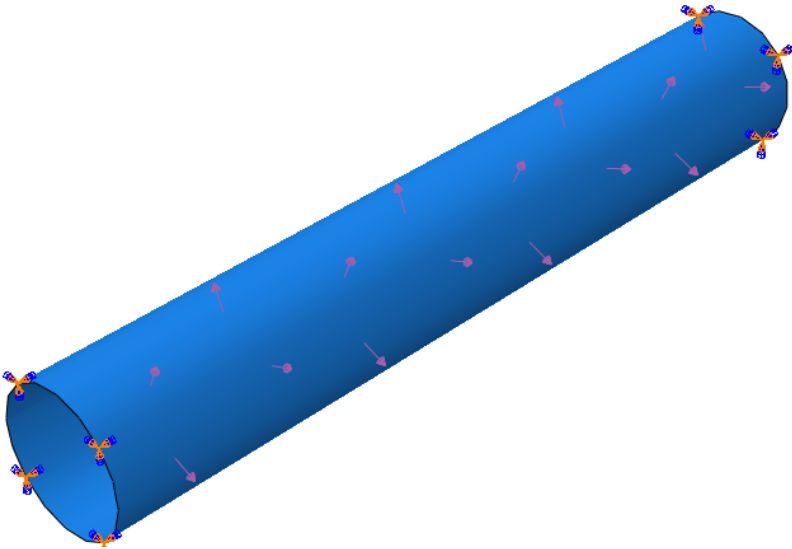


Figure 97: Conditions aux limites du tube mis sous pression interne

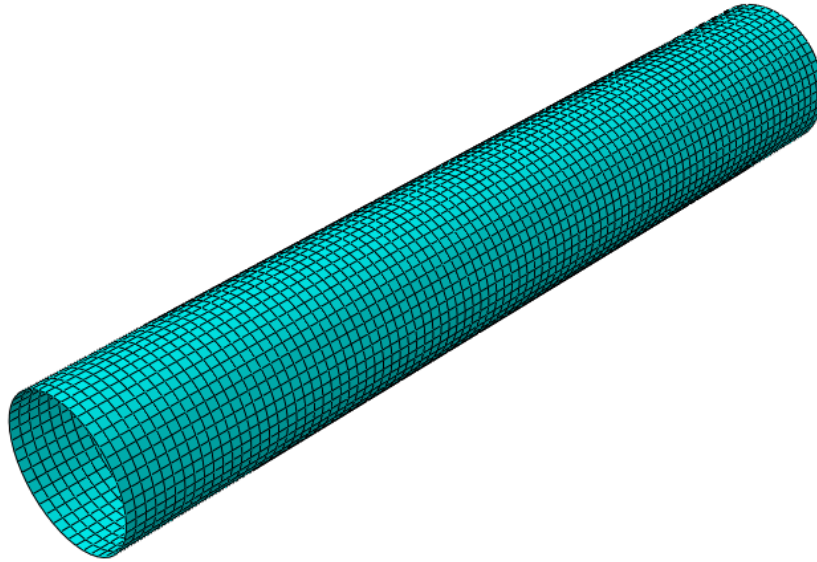


Figure 98: Maillage du modèle coque du tube

4.4.3 Résultats de la simulation de l'essai de mise sous pression et comparaison avec l'expérience :

Selon la norme [115], les contraintes circonférentielles apparentes sont calculées par l'équation (4.2).

$$S = P(d + t)/2t \quad (4.2)$$

Avec d est le diamètre interne, t est l'épaisseur et S est la contrainte circonférentielle du tube. L'évolution en fonction du temps de la contrainte circonférentielle mesurée est comparée à l'évolution de celle calculée.

Le résultat de cette comparaison est présenté dans la figure 99.

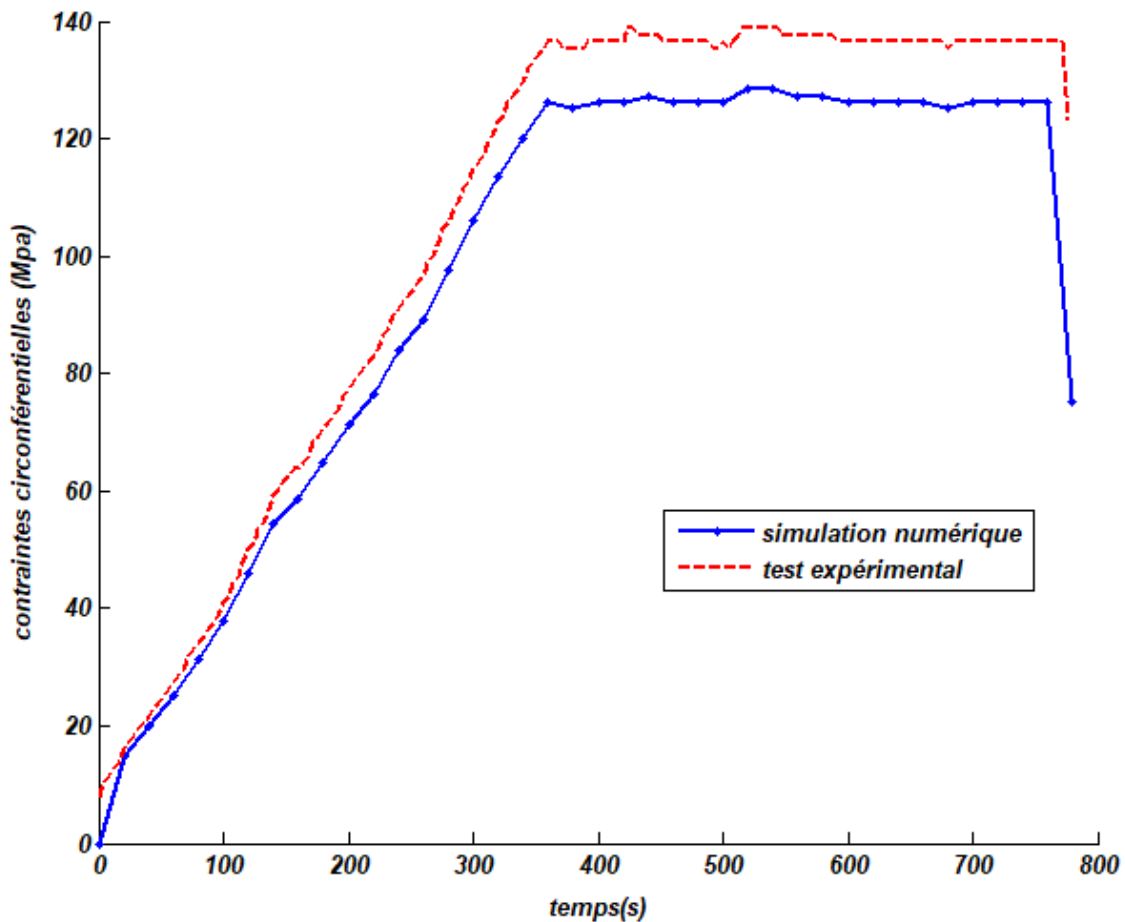


Figure 99: La réponse contraintes circonférentielles/temps d'un essai de mise sous pression d'un tube GRP ± 55 et la simulation numérique correspondante

Dans la figure 99, une bonne corrélation entre les résultats expérimentaux et numériques est montrée au début du chargement ; cependant, celle-ci est de moins en moins constatée au cours de l'essai. Ceci peut être expliqué par le non prise en compte du délaminage lors de la simulation numérique d'une part, et la considération du tube comme un stratifié unidirectionnelle d'une autre part. *Cependant, la dispersion entre les résultats expérimentaux et numériques reste acceptable pour pouvoir prévoir si la contrainte circonférentielle est dans la marge de sécurité fixée par la norme [116] qui est le but ultime de la réalisation de ce type d'essai dans l'industrie avant de concevoir toute structure travaillant sous pression connue à priori.*

4.5 Conclusion

Dans ce chapitre, des simulations numériques des éprouvettes longitudinales et cylindriques chargées en traction et en compression ont été réalisées suite à l'implémentation d'une

subroutine UMAT dans le code commercial ABAQUS afin de développer le comportement élasto-plastique endommageable du matériau.

Les résultats de ces simulations ont été comparés aux observations expérimentales correspondantes afin de valider le modèle développé.

Un bon accord a été obtenu lors de cette comparaison indiquant une performance acceptable du modèle.

Ceci a ouvert la voie, à l'utilisation de ce modèle dans une application industrielle.

En effet, une simulation d'un essai de mise sous pression d'un tube a été réalisée. Des résultats proches à ceux expérimentaux ont été obtenus, ce qui assure d'avantage la validité du modèle numérique développé lors de cette étude.

Cependant, une légère dispersion entre les résultats est quand même constatée lors de la validation du modèle pour les structures cylindriques, qui est causée par le non prise en compte du délaminage. La confrontation de cette limitation est donc la perspective de ce travail ce qui permettra de simuler des structures plus complexes.

Conclusion générale

Le but ultime des travaux de cette thèse est de développer un outil numérique aisément utilisable pour la simulation du comportement des tubes composites.

Toute une démarche a été donc suivie pour atteindre ce but.

Le départ a été d'une étude bibliographique préparatoire qui présente tous les outils ainsi que les approches utilisées le long du travail.

Quelques généralités sur les matériaux composites ont été donc présentées. Puis, un grand intérêt a été accordé à la compréhension des phénomènes d'endommagement pouvant naître dans les structures composites sollicitées.

Les différentes techniques de caractérisation de ces phénomènes ont été également présentées.

Une étude bibliographique sur les approches et les méthodes de modélisation de l'initiation et de l'évolution de ces phénomènes a été tout de même abordée.

La caractérisation expérimentale du matériau est une étape primordiale dans ce type d'études, puisque c'est grâce aux observations expérimentales qu'on peut comprendre les phénomènes physiques propres au matériau dont les caractéristiques intrinsèques permettent ensuite de développer un modèle numérique qui traduit le comportement global sous sollicitation de traction et de compression.

Un grand intérêt a été donc accordé à cette partie. En effet, une grande base de données a été créée dans le but de bien comprendre le comportement du matériau, en particulier l'amorçage et l'évolution des phénomènes d'endommagement. Plusieurs techniques et outils ont été donc utilisés, en particulier la technique de l'émission acoustique qui a servi non seulement au suivi du comportement du matériau au cours du temps, mais aussi d'identifier les phénomènes mécaniques ayant lieu jusqu'à la défaillance totale du matériau.

Ceci a été réalisé grâce à l'analyse des signatures des signaux acoustiques collectés lors du chargement des éprouvettes représentatives des tubes composites.

Cette analyse est suivie par le regroupement des signaux ayant la même signature et donc le même mécanisme source.

En fait, deux méthodes de classification non supervisées ont été appliquées qui sont la méthode de K-moyennes et la méthode de la carte auto-organisatrice de Kohonen.

L'implémentation de l'algorithme K-moyennes a été simple mais très sensible à l'initialisation des centres de classe, il a été donc nécessaire de faire plusieurs itérations pour

obtenir le résultat optimal. En outre, cette méthode nécessite la définition du nombre de classes souhaité ce qui n'intervient pas avec notre cas d'étude. Le nombre de classes a été donc imposé a priori après avoir fait un test d'indices de validité de classification à différents nombres de classes.

Concernant la carte auto-organisatrice de Kohonen, cette méthode ne dépend pas de l'initialisation. Ainsi, même si cette méthode était relativement complexe et coûteuse en mémoire et en temps, elle a montré une très bonne performance.

Finalement, même si ces deux méthodes sont différentes dans leurs principes et dans leurs algorithmes, elles ont conduit au même résultat et ont été complétées pour fournir une variété de résultats permettant de distinguer clairement les différents types d'endommagement existants ainsi que de suivre leur évolution.

Bien que la technique d'émission acoustique a permis de bien étudier le comportement du matériau, des observations microscopiques ont été réalisées afin d'approfondir cette étude.

En se basant sur cette étude de caractérisation expérimentale, une formulation mathématique du modèle décrivant le comportement du matériau a été développée.

En plus des analyses expérimentales une considération doit être accordée à l'architecture des structures composites obtenues par enroulement filamentaire pour pouvoir développer un modèle performant. En effet, l'éprouvette découpée du tube ne peut pas être considérée comme un composite unidirectionnel UD. Ceci a été justifié grâce à une observation par la technique de tomographie X qui a montré que dans un même plan de l'éprouvette on peut distinguer deux types de pli : des plis d'orientation de fibres $+\alpha$ et $-\alpha$. Cependant l'identification du motif d'enroulement spécifique à notre cas d'étude a été difficile voire impossible à cause des paramètres de fabrication qui ont donné naissance à une architecture complexe.

Alors, lors de la modélisation numérique, toutes les structures ont été considérées comme empilement de couches d'épaisseur égale.

Lors de la formulation théorique du modèle numérique du comportement du matériau, l'échelle mésoscopique a été adopté.

Ce choix a été basé sur les observations expérimentales qui ont mis en évidence deux échelles d'amorçage et d'évolution des mécanismes d'endommagement qui sont le pli où les fissurations matricielles, les ruptures de fibres ainsi que les décohésions entre les fibres et la matrice naissent et se développent ; et l'interface où se localisent les délaminages.

Le composite a été donc considéré comme un empilement de deux constituants pli et interface.

Ainsi, pour chaque constituant un modèle a été développé.

Dans ces modèles, les mécanismes d'endommagement sont introduits selon l'échelle à laquelle ils se développent.

Les critères de la mécanique d'endommagement continue ont été utilisés pour modéliser l'amorçage et l'évolution de ces phénomènes.

Les variables d'endommagement ont été donc définies dans les trois directions du matériau et associées à la diminution de la rigidité.

Le concept de la contrainte effective a été utilisé lors de l'écriture de la loi du comportement du matériau, la contrainte usuelle a été donc remplacée par la contrainte effective.

La modélisation de la séparation des plis ou du délaminage a été réalisée en se basant sur la mécanique de rupture qui définit trois modes de rupture pouvant avoir lieu combinés pour chaque fissuration qui sont la traction pure, le cisaillement pur et la torsion pure.

La combinaison entre ces modes a été tenue en compte lors de la modélisation de l'interface par la définition d'un mode mixte de délaminage en se basant sur le critère énergétique de Benzeggagh et Kenane qui considère que la propagation de l'endommagement est définie par l'énergie libérée lorsque la fissure se propage appelée taux de restitution d'énergie.

La condition de propagation d'une fissure selon eux est donc lorsque le taux de restitution d'énergie soit supérieur à l'énergie de cohésion.

Il s'agit donc d'un modèle de zones cohésives qui implique des éléments d'interface menant à l'ouverture de la fissure selon une loi cohésive basée sur une loi de traction/séparation qui suppose qu'au niveau de la pointe de toute fissure, des forces cohésives apparaissent et évoluent en fonction de l'ouverture progressive de cette fissure.

Lors du développement du modèle, un ensemble de paramètres liés aux propriétés spécifiques du matériau est utilisé. La fiabilité du modèle dépend fortement de la précision de ces paramètres. Un grand intérêt a été alors accordé à la détermination de ces propriétés. Cette tâche a été un peu compliquée pour le cas de notre matériau bobiné non homogène et anisotrope. En effet, celle-ci a nécessité l'utilisation de dispositifs expérimentaux spéciaux, plus qu'un type d'éprouvettes représentatives (longitudinales et cylindriques), plusieurs essais mécaniques, en plus de l'outil numérique qui a été aussi impliqué pour identifier les paramètres du modèle de l'interface.

Le modèle analytique du pli développé, a été implémenté dans le code de calcul par la méthode des éléments finis « Abaqus » via la subroutine « UMAT ». Tandis que la simulation du comportement de l'interface a été réalisée directement sur l'interface CAE du logiciel.

Le modèle total a été bien validé par comparaison avec des essais de traction sur des éprouvettes longitudinales bobinées découpées à partir des tubes avec une très bonne

corrélation entre les résultats numériques et expérimentaux indiquant une bonne performance du modèle.

Cependant les prédictions numériques dans le cas des éprouvettes cylindriques représentatives (anneaux) présentent une légère dispersion par rapport aux observations expérimentales dans le cas des tests de traction et de compression. Cette dispersion est causée par le non prise du délaminage lors de la modélisation en plus de la non simulation du phénomène de flambement généralement présent lors des essais de compression. En fait, cette limitation est le résultat du calcul d'une telle structure relativement complexe avec une mémoire limitée. Cependant, la dispersion obtenue reste légère ce qui nous permet de valider une fiabilité satisfaisante du modèle de simulation de ces structures.

Ceci a ouvert la voie, à l'utilisation de ce modèle dans une application industrielle.

En effet, une simulation d'un essai de mise sous pression d'un tube a été réalisée. Des résultats proches avec une légère dispersion à ceux expérimentaux ont été obtenus également dans ce cas.

Cette légère dispersion est toujours causée par le non prise en compte du délaminage d'une part, et la considération du tube comme un stratifié unidirectionnelle d'une autre part.

La confrontation de cette limitation et la construction d'un modèle complet pour reproduire l'endommagement et la rupture finale des structures composites bobinées complexes est donc la perspective de ce travail. Les voies d'amélioration restent donc ouvertes.

Références bibliographiques

- [1] Lionel GENDRE . Matériaux composites et structures composites
- [2] <http://www.cvm.qc.ca/geoffrio/index/materiau/cours13/cours13.html>
- [3] http://www.ssicomposites.com/processes_vb.html
- [4] <http://www.piv-composites.fr/fr/cms.php?id=6>
- [5] BINÉTRUY , C., 2008. Structures sandwich. Techniques de l'ingénieur, Volume AM 5141, pp. 1-31.
- [6] François Horel « Modélisation analytique de l'amortissement des poudres composites sandwich contenant des couches viscoélastiques ».
- [7] BERBAIN, F. & CHEVALIER, A., 1997. Mise en oeuvre des composites: Méthodes et matériels. Base documentaire "Plastiques et Composites" éd. s.l.: Techniques de l'Ingénieur.
- [8] Berthelot J.M J. M. Berthelot, Matériaux composites, Comportement mécanique et analyse de structure. Tec & Doc, 5ème édition, Paris, 2010.
- [9] BOWLES K. J. , FRIMPONG S. Voids effects on the interlaminar shear strength of unidirectional graphite-fiber reinforced composites. Journal of Composite Materials, Vol. 26, 1992, pp. 1487-1509.
- [10] COSTA M. L., DE ALMEIDA S. F. M. , REZENDE M. C. Critical void content for polymer composite laminates. AIAA Journal, Vol. 43, N° 6, 00011452 (ISSN), 2005, pp. 1336-1341.
- [11] LIU L., ZHANG B. M., WANG D. F. , WU Z. J. Effects of cure cycles on void content and mechanical properties of composite laminates. Composite Structures, Vol. 73, N° 3, 02638223 (ISSN), 2006, pp. 303-309.
- [12] LEDRU Y. Etude de la porosité dans les matériaux composites stratifiés aéronautiques. Thèse de doctorat, Institut national polytechnique de Toulouse, Toulouse, 2009.
- [13] J. B. Ramirez, “Caractérisation et modélisation de l’endommagement des composites bobinés. Application à la prédiction de l’éclatement des réservoirs bobinés hyperbares,” Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d’Aérotechnique, Thèse de doctorat, 2013.

- [14] LAKSIMI, A., BENMEDAKHENE, S. and BOUNOUAS, L. Monitoring acoustic emission during tensile loading of thermoplastic composite materials. International Conference on Composites Materials (ICCM12), CD-Rom, Paris, Juillet 1999
- [15] L. Dong & J. Mistry. Acoustic emission monitoring of composite cylinders. *Composite Structures* Vol. 40, No. 1, pp. 43-53, 1998
- [16] S.Huguet, N.Godin, R.Gaertner, L.Salmon, D.Villard, 'Use of acoustic emission to identify damage modes in glass fibre reinforced polyester', *Composites Science and Technology*, 62, (2002)1433–1444
- [17] M. Giordano, & L .Nicolais, 'An acoustic emission characterization of the failure modes in polymer-composite materials'. *Composites Science and Technology*, vol. 58 (1998) 1923–1928.
- [18] O. Chen, P. Karandikar, N. Takeda, T. Kishi, « Acoustic emission characterization of a glass-matrix composite » *Non destructive Testing and Evaluation*, vol.8-9, pp.869-878, 1992.
- [19] Hua Su, Cheng Chang. Acoustic emission wavelet analysis of filament wound composite tube fatigue damage process. *The Open Mater Sci J* 2015;9 (1):214–9
- [20] Hamid Reza Mahdavi, Gholam Hossein Rahimi, Amin Farrokhhabadi. Failure analysis of (± 55)₉ filament-wound GRE pipes using acoustic emission technique. *Eng Failure Anal* 2016; 62: 178–87.
- [21] Carrol, Kayawski, Chiu. Mechanical response of epoxy/glass multidirectional filament composites tubes, NASA CR-210661, E.U.A.; 2001
- [22] Kaiser J. Erkenntnisse und Folgerungen aus der Messung von Gerauschen bei Zugbeanspruchung von metallischen Werkstoffen. *Archiv Eisenhüttenwesen* 1953;24:43–5
- [23] M.L. Benzeggagh, S. Barre, B. Echalié, R. Jacquemet, Etude de l'endommagement de matériaux composites à fibres courtes et à matrice thermoplastique. *AMAC Journées Nationales Composites*, Paris, 1992; 8: 703–14.
- [24] O. Chen, P. Karandikar, N. Takeda, T. Kishi, Acoustic emission characterization of a glass-matrix composite. *Non destructive Testing and Evaluation*, 1992; 8-9: 869–78.
- [25] S.-T. Kim, Y.-T. Lee, Characteristics of damage and fracture process of carbon fiber reinforced plastic under loading-unloading test by using AE method. *Materials Science and Engineering*, 1997; 234: 322–26.

- [26] G. Kotsikos, J. T. Evans, A. G. Gibson, J. Hale, Use of acoustic emission to characterize corrosion fatigue damage accumulation in glass fiber reinforced polyester laminates. *Polymer Composites*, 1999; 20(5): 689–96.
- [27] O. Ceysson, M. Salvia, L. Vincent, Damage mechanisms characterization of carbon fibre/epoxy composite laminates by both electrical resistance measurements and acoustic emission analysis. *Scripta Materialia*, 1996; 34 (8) : 1273–80.
- [28] Davies DL, Bouldin DW. Cluster separation measure. *IEEE Trans Pattern Anal Mach Intell* 1979;1(2):95–104.
- [29] Tou JT. DYNOC—a dynamic optimal cluster-seeking technique. *Int J Comput Inf Sci* 1979;8:5417.
- [30] Rousseeuw PJ. Silhouettes: a graphical aid to the interpretation and validation of cluster analysis. *J Comput Appl Math* 1987;20:53–65.
- [31] NOESIS V 4.1, Overview & Reference Manuals, Envirocoustics S.A., 2004
- [32] Eric Granger Ismail , Ben Ayed, cours ETSMTL, Classificateurs de type perceptron monocouche, Hiver 2018
- [33] A. Anastasopoulos, et al., *Neural Computing & Applications*, 1999, 8, 53-61.
- [34] Simpson, P. K. *Artificial Neural Systems*, Pergamon Press (1990).
- [35] Kohonen, T. (1990) The Self-Organizing Map. *Proceedings of the IEEE*, 78, 1464-1480.
- [36] Godin, N., Huguet, S., Gaertner, R. Clustering of acoustic emission signals collected during tensile tests on unidirectional glass/polyester composite using supervised and unsupervised classifiers *NDT & E International* 2004; 37 : 253-264.
- [37] Huguet S., Godin N., Gaertner R.. Use of acoustic emission to identify damage modes in glass fibre reinforced polyester. *Composites Science and technology*, 62, 2002, pp. 1433-1444
- [38] OLIVEIRA R., MARQUES A.T., “Health monitoring of FRP using acoustic emission and artificial neural networks”, *Computers & Structures* 86(3):367–373, 2008.
- [39] J. Bezdek, «Pattern recognition with fuzzy objective function algorithms,» Plenum Press, 1981.
- [40] A. Bensaid, «Validity guided with applications to image clustering,» *IEEE transactions on fuzzy systems*, pp. 112-113, 1996.
- [41] X.L.Xie et G. Beni, «Validity measure for fuzzy clustering,» *IEEE transactions on PAMI*, pp. 841- 846, 1991.

- [42] Sutton, M.A., Wolters, W.J., Peters, W.H., Ranson, W.F. and McNeill, S.R.: Determination of Displacement Using an Improved Digital Correlation Method, *Image Vis. Comput.*, 1-3 (1983), 9-133.
- [43] Muszyński L, Lopez-Anido R, Shaler SM. Image Correlation Analysis Applied to Measurement of Shear Strains in Laminated Composites. In: the SEM IX International Congress on Experimental Mechanics. Orlando, FL, 2000. p. 163-166.
- [44] Melrose P, Lopez-Anido R, Muszyński L. Elastic Properties of Sandwich Composite Panels using 3- D Digital Image Correlation with the Hydromat Test System. In: SEM XI International Congress and Exposition on Experimental and Applied Mechanics. Costa Mesa, CA, 2004. p. No. 490.
- [45] Jean-Loup PENSIER – François HILD,2004] principe de la corrélation d’images numériques Eans Cachan 2004
- [46] Garcia D., “Mesure de formes et de champs de déplacements tridimensionnels par stéréo-corrélation d’images” *Thèse de l’Institut National Polytechnique de Toulouse*, (2001).
- [47] R. Horaud et G. Csurka,1998]Self-Calibration and Euclidean Reconstruction Using Motions of A Stereo Rig, *International Conference on Computer Vision*, pp. 96-103, 1998.
- [48] Marie-Odile Berger, Calibrage d’une caméra, November 24, 2014
- [49] Peter Sturm and S. Maybank. On Plane-Based Camera Calibration : A General Algorithm, Singularities, Applications. In *Proceedings of IEEE Conference on Computer Vision and Pattern Recognition*, Hilton Head Island, South Carolina (USA), pages 432–437, 1999.
- [50] TECHLAB. - Mesure de déformation 3D au service de la mécanique expérimentale [Enligne]. (Page consultée la 22 juillet 2011) “<http://www.techlab.fr/html/vic.htm>”
- [51] J. Rannou et al., “Three dimensional experimental and numerical multiscale analysis of a fatigue crack” ,*Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 199 (2010) 1307-1325
- [52] Yihong He, Andrew Makeev. “Nonlinear shear behavior and interlaminar shear strength of unidirectional polymer matrix composites: A numerical study”. *International Journal of Solids and Structures* 51 (2014) 1263–1273
- [53] S. Avril, M. Bonnet, A. Bretelle, M. Grédiac, F. Hild, P. Ienny, F. Latourte, D. Lemosse, S. Pagano, E. Pagnacco, and F. Pierron. Overview of Identification Methods of Mechanical Parameters Based on Full-field Measurements. *Experimental Mechanics*, 48(4):381–402, 2008.
- [54] M. Grédiac, in : C.R. Colloque National MECAMAT, (2010).
- [55] D. Claire et al., *Comptes Rendus Mécanique* 330 (2002) 729-734.

- [56] K. T. Kavanagh and R. W. Clough. Finite Element Applications in the Characterization of Elastic Solids. *International Journal of Solids and Structures*, 7(1):11–23, 1971.
- [57] M. A. Caminero, M. Lopez-Pedrosa, C. Pinna, C. Soutis. Damage Assessment of Composite Structures Using Digital Image Correlation. *Applied Composite Materials*. February 2014, Volume 21, Issue 1, pp 91–106
- [58] Morris, G.E., Hetter, C.M., "fractographic studies of Graphite Fatigue specimens", *Damage in composites materials*, 1982, pp.27-39
- [59] M.T.H. Sultan, N. Yidris, F. Mustapha, A.S.M. Rafie, and D.L. Majid "Damage Identification and Classification in CFRP Laminates - A SEM Based Study" *Applied Mechanics and Materials* November 2012; 225:138-143
- [60] Thomas Jollivet, Catherine Peyrac, Fabien Lefebvre, "Damage of composite materials", 5th Fatigue Design Conference, Fatigue Design 2013 *Procedia Engineering* 66 (2013) 746 – 758.
- [61] Grangeat, P. (2002). *La tomographie : fondements mathématiques, imagerie microscopique et imagerie industrielle*. Hermes Science Publication.
- [62] Chateau, C., Gélébart, L., Bornert, M., Crépin, J., Boller, E., Sauder, C. et Ludwig, W. (2011). In-situ x-ray microtomography characterization of damage in sic/f sic minicomposites. *Composites Science and Technology*, 71(6):916–924.
- [63] Maire, E., Fazekas, A., Salvo, L., Dendievel, R., Youssef, S., Cloetens, P. et Letang, J. M. (2003). X-ray tomography applied to the characterization of cellular materials. related finite element modeling problems. *Composites Science and Technology*, 63(16):2431–2443.
- [64] Carmona, V. (2009). *Etude de l'endommagement de matériaux composites par tomographie X et émission acoustique*. These de doctorat, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon.
- [65] Bayraktar, E., Antolonovich, S. et Bathias, C. (2006). Multiscale study of fatigue behaviour of composite materials by x-rays computed tomography. *International Journal of Fatigue*, 28(10):1322–1333.
- [66] S.C. Garcea, Y. Wang, P.J. Withers "X-ray computed tomography of polymer composites" *Composites Science and Technology* 156 (2018) 305-319
- [67] Tsai SW, Wu EM. A general theory of strength for anisotropic materials. *J Compos Mater* 1971;5:58–80.
- [68] Hashin, Z.; and Rotem, A.: A Fatigue Failure Criterion for Fiber Reinforced Materials. *J. Compos. Mater.*, vol. 7, Oct. 1973, pp. 448-464.
- [69] Hashin, Z.: Failure Criteria for Unidirectional Fiber Composites. *J. Appl. Mech.*, vol. 47, June 1980, pp. 32-334.

- [70] Puck, A., Schürmann, H., 2002. Failure analysis of FRP laminates by means of physically based phenomenological models. *Composites Science and Technology* 62, 1633–1662.
- [71] Sun, C.T., Quinn, B.J., and Oplinger, D.W., 1996, "Comparative Evaluation of Failure Analysis Methods for Composite Laminates," DOT/FAA/AR-95/109.
- [72] Chang, Fu-Kuo; Scott, Richard; Springer, George (1984). "Failure of Composite Laminates Containing Pin Loaded Holes—Method of Solution." *Journal of Composite Materials* 18(3): 255-278.
- [73] Sun C.t and Yamada S.E, 1978, “Strength distribution of a unidirectional fiber composite “ *journal of composite materials*. 12:169-176
- [74] Fu-kuo chang and Larry b. Lessard; damage tolerance of laminated composites containing an open hole and subjected to compressive loadings: part i-analysis; january 1, 1991; *journal of composites materials*
- [75] Hashin, Failure criteria for unidirectional fiber composites, *Journal of applied mechanics*, 47, June 1980, pp. 329- 334
- [76] Camanho P.P., D’avila C.G., de Moura M.F. Numerical Simulation of MixedMode Progressive Delamination in Composite Materials. *Journal of Composite Materials*, 37 (16), 1415-1438, 2003.
- [77] Kachanov, L.M., 1958. On time to rupture in creep conditions (in russian). *Izviestia Akademii Nauk SSSR, Otdelenie Tekhnicheskikh Nauk* 8, 26–31.
- [78] Lemaitre, Jean ; Chaboche, Jean-Louis. *Mécanique des matériaux solides*. Book Published by Paris, Dunod 1985. (1985)
- [79] P. LADEVEZE, O.ALLIX, J-F.DEU, D.LEVEQUE, « A mesomodel for localization and damage computation in laminates ». *Comput. Methods Appl. Mech. Engrg*, Vol. 183, pp. 105 - 122, 2000.
- [80] F.LAURIN, N.CARRERE, J-F. MAIRE, « A multiscale progressive failure approach for composite laminates based on thermodynamical viscoelastic and damage models ». *Composites: Part A*, Vol 38, pp. 198-209, 2007
- [81] Griffith, A.A. (1921) *The Phenomena of Rupture and Flow in Solids*. *Philosophical Transactions of the Royal Society of London Series A, Containing Papers of a Mathematical or Physical Character*, 221, 163-198.
- [82]Rybicki, E.F. and M.F. Kanninen. “A Finite Element Calculation of Stress-Intensity Factors by a Modified Crack Closure Integral.” *Engineering Fracture Mechanics*. 9 (1977): 931-938.

- [83] Benzeggagh, M. and M. Kenane. "Measurement of Mixed-Mode Delamination Fracture Toughness of Unidirectional Glass/Epoxy Composites with Mixed-Mode Bending Apparatus." *Composite Science and Technology*. 56 (1996): 439-449.
- [84] Reeder, J.R. "A Bilinear Failure Criterion for Mixed-Mode Delamination in Composite Materials." *Testing and Design. ASTM STP 1206*. 11 (1993): 303-322.
- [85] Reeder, J., S. Kyongchan, P. B. Chunchu, and D. R.. Ambur. Postbuckling and Growth of Delaminations in Composite Plates Subjected to Axial Compression. 43rd AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC Structures. Structural Dynamics, and Materials Conference. Denver. 1746 (2002): 10.
- [86] Wu, E. M. and R. C. Reuter Jr. Crack Extension in Fiberglass Reinforced Plastics. University of Illinois. T/AM Report. 275 (1965).
- [87] IRWIN. G. R. *Handbuch der Physik*, Vol. 6, p. 551 (edited by FL~GGE, S.) Springer, Berlin.
- [88] Dugdale. D. S .. 1960, "Yielding of steel sheets containing slits," *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol 8, pp. 100-104.
- [89] Barenblatt, G. I., 1962, "The mathematical theory of equilibrium cracks in brittle fracture," *Advances in Applied Mechanics*. Vol. 7, pp. 55-129.
- [90] M. Ortiz1 and a. Pandolfi; "finite-deformation irreversible cohesive elements for three-dimensional crack-propagation analysis", *international journal for numerical methods in engineering int. J. Numer. Meth. Engng*. 44, 1267–1282 (1999)
- [91] Rousseau J, Perreux D, Verdière N. The influence of winding patterns on the damage behaviour of filament-wound pipes. *Compos Sci Technol* 1999;59 (9):1439–49.
- [92] Gebiski Pawel, Golaski Leszek, Ono Kanji. Acoustic emission monitoring of fatigue of glass-fiber wound pipes under biaxial loading. *J Acoustic Emission* 2001;19:285–314.
- [93] Carrol, Kayawski, Chiu. Mechanical response of epoxy/glass multidirectional filament composites tubes, NASA CR-210661, E.U.A.; 2001.
- [94] Khalifa Ated Ben, Zidi Mondher, Abdelwahed Laksimi. Mechanical characterization of glass/vinylester $\pm 55^\circ$ filament wound pipes by acoustic emission under axial monotonic loading. *C R Mecanique* 2012;340:453–60.
- [95] Ellul Brian, Camilleri Duncan, Grech Jana, Muscat Martin. Filament wound composite pressure vessels and pipes subject to an internal pressure: an experimental and material characterization study. *J Pressure Vessel Technol* 2016; 138(6): 060907 (Jul. 18).
- [96] Radulovic' Jovan, Maksimovic' Katarina. Filament wound composite tubes: experimental and numerical simulations results. *Sci Tech Rev* 2009: LIX(2).
- [97] Hamed AF, Hamdan MM, Sahari BB, Sapuan SM. Experimental characterization

- of filament wound glass/epoxy and carbon/epoxy composite materials. *J Eng Appl Sci* 2008; 3(4): 76. ISSN 1819–6608.
- [98] ISO 8513:2016 : Plastics piping systems — Glass-reinforced thermosetting plastics (GRP) pipes — Test methods for the determination of the initial longitudinal tensile strength.
- [99] Barbero, E. J., & Lonetti, P. (2002). An Inelastic Damage Model for Fiber Reinforced Laminates. *Journal of Composite Materials*, 36(8), 941–962.
- [100] ASTM D2290 “Standard Test Method for Apparent Hoop Tensile Strength of Plastic or Reinforced Plastic Pipe”
- [101] EN ISO 14126 « composites plastiques renforcés de fibres : détermination des caractéristiques en compression dans le plan »
- [102] Rice J.R., Plane strain deformation near a crack tip in a power-law hardening material, *J. Mech. Phys Sol.* 1968, 16:1–12.
- [103] Abaqus 6.12 Analysis User’s Manual Volume V: Prescribed Conditions, Constraints & Interactions
- [104] Hartigan JA, Wong MA. A K-means clustering algorithm. *J Royal Stat Soc* 691C1979;28(1):100–8.
- [105] MacQueen JB. Some methods for classification and analysis of multivariate observations. In: Cam LML, Neyman J, editors. *Proceedings of the fifth berkeley symposium on mathematical statistics and probability*, vol. 1; 1967. p. 281–97.
- [106] H. Hernández-Moreno, B. Douchin, Francis Collombet, D. Choqueuse, P.Davies, “ Influence of winding pattern on the mechanical behavior of filament wound composite cylinders under external pressure”. *Composites Science and Technology* (2007). S0266-3538(07)00287-4
- [107] Yunfa Zhang Zihui Xia Fernand Ellyi, “ Two-scale analysis of a filament-wound cylindrical structure and application of periodic boundary conditions”, *International Journal of Solids and Structures* Volume 45, Issue 20, 1 October 2008, Pages 5322-5336.
- [108] Rabotnov, Y.N. (1968). Creep Rupture, in *applied Mechanics Conference* (Ed. M. Hetenyi and H. Vincenti), Stanford University, 342-349.
- [109] Abaqus Analysis User's Manual (6.12);” Defining the constitutive response of cohesive elements using a traction-separation description”section 32.5.6
- [110] Raju, I.S., Calculation of strain-energy release rates with higher order and singular finite elements, *Eng. Fracture Mech.* 38 (3) (1987): 251-274.
- [111] Zou Z., Reid S.R., Li S., Soden, P.D., Mode separation of energy release rate for delamination in composite laminates using sublaminates, *Int. J. Solids Struct.* 38 (2001): 2597-2613.

- [112] Krueger R., The virtual crack closure technique: history, approach and applications, *Applied Mechanical Review ASME* 57(2) (2004): 109-142.
- [113] Hellen T.K., On the method of the virtual crack extension, *Int. J. Numer. Methods Eng.* 9(1975): 187-207
- [114] Parks D.M., A stiffness derivative finite element technique for determination of crack tip stress intensity factors, *Int. J. Fract.* 10 (4) (1974): 487-502.
- [115] Standard Test Method for Resistance to Short-Time Hydraulic Pressure of Plastic Pipe, Tubing, and Fitting; D 1599 – 99 (Reapproved 2005).
- [116] DIN-16964 , wound glass fibre reinforced polyester resin (UP-GF) pipes.
- [117] Dongliang Zhang, Qingyuan Wang and Jiangfeng Dong; Simulation study on CFRP strengthened reinforced concrete beam under four-point bending; *Computers and Concrete* Volume17, Number3, March 2016, pages 407-421.
- [118] Benjamin Beckelynck ; « Étude de la délamination sur des matériaux composites tissés taffetas : Essais de caractérisation et simulations numériques » *Maîtrise en génie mécanique*, 2016
- [119] David Mba et al, Slug velocity measurement using Acoustic Emission technology; *ARCHIVE Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Part E Journal of Process Mechanical Engineering* 1989-1996 (vols 230(1)) , May 2014.
- [120] Hajer Boussetta , Moez Beyaoui, Abdelouahed Laksimi, Lassaad Walha, Mohamed Haddar “Study of the filament wound glass/polyester composite damage behavior by acoustic emission data unsupervised learning”, *Applied Acoustics* 127 (2017) 175–183

Résumé :

De nos jours, les tubes composites obtenus par enroulement filamentaire PRV, sont largement utilisés dans le domaine de transport des fluides. Cependant, pour le concepteur, ces nouveaux matériaux représentent un changement important, qui impacte profondément la conception, et la réalisation des produits industriels. Pour bien prendre la mesure de ce changement, il est essentiel de bien appréhender les particularités mécaniques de ce matériau à travers des essais expérimentaux. Ce qui a fait l'objet des travaux de cette thèse. Plusieurs techniques et outils ont été donc utilisés, en particulier la technique de l'émission acoustique. Cette étude de caractérisation a permis la modélisation numérique du comportement du matériau.

Lors du développement du modèle, un ensemble de paramètres a été utilisé dont l'identification a nécessité l'utilisation de dispositifs expérimentaux spéciaux, en plus de l'outil numérique.

Ce modèle a été validé grâce à une comparaison avec des essais de traction et de compression sur des éprouvettes représentatives. Ce qui a ouvert la voie, à l'utilisation de ce modèle dans une application industrielle par la simulation d'un essai de mise sous pression d'un tube.

Mots clés : tubes composites, émission acoustique, modélisation numérique, validation expérimentale.

Abstract:

Nowadays, filament wound composite pipes GRP, are widely used in in the transport of fluids. However, for the designer, these new materials represent a significant change, which profoundly affects the design and realization of industrial products. In order to take the measure of this change, it is essential to understand the mechanical characteristics of this material through experimental tests; which is the purpose of this thesis works. Thus, several techniques and tools have been used, in particular the acoustic emission technique. This experimental characterization study allowed the numerical modeling of the material behavior.

During the development of the model, a set of parameters is involved; whose identification has required the use of special experimental devices, in addition to the numerical tool.

The model has been validated by comparison with tensile and compressive tests on representative specimens. This paved the way for the use of this model in an industrial application by modeling a test of pipe pressurizing.

Key words: composite pipes, acoustic emission, experimental characterization, numerical modeling, experimental validation.