



Université
de Toulouse

THÈSE

En vue de l'obtention du

DOCTORAT DE L'UNIVERSITÉ DE TOULOUSE

Délivré par :

Institut National Polytechnique de Toulouse (INP Toulouse)

Discipline ou spécialité :

Génie Mécanique, Mécanique des Matériaux

Présentée et soutenue par :

M. VICTOR ALFONSO MUNOZ CUARTAS

le jeudi 24 septembre 2015

Titre :

IDENTIFICATION DE MECANISMES D'ENDOMMAGEMENT DE
STRATIFIES CARBONE-EPOXYDE PAR COUPLAGE DE L'EMISSION
ACOUSTIQUE ET DE LA THERMOGRAPHIE INFRAROUGE

Ecole doctorale :

Mécanique, Energétique, Génie civil, Procédés (MEGeP)

Unité de recherche :

Laboratoire de Génie de Productions de l'ENIT (E.N.I.T-L.G.P.)

Directeur(s) de Thèse :

M. MOUSSA KARAMA

Rapporteurs :

M. ERIC LACOSTE, UNIVERSITE BORDEAUX 1

M. VINCENT GARNIER, UNIVERSITE DE LA MEDITERRANEE

Membre(s) du jury :

M. ABDELGHANI SAOUAB, UNIVERSITE DU HAVRE, Président

Mme HÉLÈNE WELEMANE, ECOLE NATIONALE D'INGENIEUR DE TARBES, Membre

Mme MARIANNE PERRIN, UNIVERSITE TOULOUSE 3, Membre

Mme MARIE LAETITIA PASTOR, UNIVERSITE TOULOUSE 3, Membre

Mme NATHALIE GODIN, INSA LYON, Membre

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

Remerciements

Ce travail de recherche a été effectué dans le cadre d'une collaboration entre le Laboratoire Génie de Production (LGP) à l'Ecole Nationale d'Ingénieurs de Tarbes (ENIT) et l'Institut Clément Ader (ICA) à l'IUT de Tarbes, grâce à une allocation de l'école doctorale MEGeP. Je souhaite remercier toutes les personnes qui m'ont accompagné et qui ont contribué à la réalisation de cette thèse.

Je tiens d'abord à remercier mon directeur de thèse, Moussa Karama, ainsi que mes encadrants, Marianne Perrin, Marie-Laetitia Pastor, Hélène Weleman et Arthur Cantarel d'avoir accepté de m'encadrer sur un sujet aussi passionnant. Je remercie cette équipe de personnes pour toutes les réunions si enrichissantes et leurs heures consacrées à travailler sur cette recherche. Je n'aurais jamais pu réaliser ce travail sans leurs conseils, leurs expertises des différents sujets abordés et leur disponibilité. J'ai énormément apprécié leurs qualités humaine et scientifique qui m'ont aidé à mener à bien ce travail.

Mes remerciements vont également à M. Abdelghani Saouab d'avoir présidé mon jury de thèse. Je remercie aussi M. Eric Lacoste et M. Vincent Garnier d'avoir eu la gentillesse d'être les rapporteurs de mon manuscrit. J'associe à ces remerciements Mme. Nathalie Godin de m'avoir fait l'honneur d'examiner mes travaux. Ils ont également contribué par leurs nombreuses remarques et suggestions à améliorer la qualité de ce mémoire, et je leur en suis très reconnaissant.

J'adresse aussi mes remerciements à l'équipe CIMMES, Bernard Lorrain, Virginie Lagarde et Pierre Selva pour leur disponibilité et l'aide qu'ils m'ont accordé tout au long de la réalisation des essais. Merci aussi à Christian Garnier pour ses conseils et nos échanges scientifiques.

Je souhaite exprimer ma gratitude de façon plus personnelle à toutes les personnes (particulièrement aux doctorants) qui m'ont accompagnée au cours de ces années. Je remercie plus chaleureusement mes compatriotes, Vanessa, Paula et Juan Diego pour leur amitié et tous les moments que nous avons partagé à l'ENIT comme en dehors.

Merci aussi à Benjamin Valès pour son amitié, son apport et sa collaboration au sujet de thèse dans le cadre de son projet de master recherche. Je lui souhaite plein de succès dans sa thèse.

Je souhaite enfin remercier à mes proches. Un grand merci à Elizabeth de m'avoir accompagné, soutenu et encouragé tout au long de la thèse. Merci à toute ma famille, Laura, Paula et tout particulièrement mes parents Clara et Alfonso qui malgré les 8300 km qui nous séparent, ils m'ont toujours accompagné et encouragé dans cette aventure. Muchas gracias papás!

Table des matières

Table des matières	viii
Table des figures	xiii
Liste des tableaux	xv
Introduction générale	1
1 Etude de l'endommagement de matériaux composites par des méthodes non destructives	5
1.1 Introduction	6
1.2 Généralités sur les matériaux composites	6
1.2.1 Définition des matériaux composites	6
1.2.1.1 Types de fibres	6
1.2.1.2 Matrices	7
1.2.1.3 Structures en composites	7
1.2.2 Utilisation de composites dans l'aéronautique	7
1.2.3 Procédés de fabrication	8
1.3 Endommagement des composites sous sollicitations quasi-statiques et dynamiques	9
1.3.1 Fissuration matricielle	10
1.3.2 Décohésion fibre-matrice	10
1.3.3 Rupture de fibres	11
1.3.4 Délaminage	12
1.3.5 Comportement et évolution de l'endommagement sous sollicitations mécaniques	12
1.3.5.1 Traction quasi-statique	12
1.3.5.2 Fatigue	13
1.4 Méthodes de contrôle discret	18
1.4.1 Ultrasons	19
1.4.1.1 Ultrasons comme méthode CND	19
1.4.1.2 Ultrasons comme méthode END	21
1.4.2 Thermographie infrarouge active	22
1.4.3 Radiographie et tomographie à rayons X	23
1.4.4 Courants de Foucault	25

1.5	Méthodes de contrôle en continu	25
1.5.1	Mesures surfaciques 2D par corrélation d'images numériques	26
1.5.2	Emission acoustique	26
1.5.2.1	Définition	26
1.5.2.2	Détection et traitement des signaux	27
1.5.2.3	Identification de l'endommagement	28
1.5.3	Thermographie infrarouge passive	29
1.6	Couplage des méthodes de suivi	32
1.7	Conclusion	33
2	Matériau et dispositifs expérimentaux	35
2.1	Introduction	36
2.2	Fabrication des éprouvettes	36
2.2.1	Matériaux constitutifs	37
2.2.2	Procédé de fabrication	37
2.2.3	Préparation des éprouvettes	39
2.2.3.1	Éprouvettes de traction	39
2.2.3.2	Éprouvettes de caractérisation ultrasonore	39
2.3	Machines de sollicitation mécanique	41
2.4	Caractérisation mécanique du matériau	41
2.4.1	Procédure expérimentale pour la caractérisation par des essais de traction	41
2.4.2	Procédure expérimentale pour la caractérisation ultrasonore	44
2.4.2.1	Principe général	44
2.4.2.2	Détermination des vitesses ultrasonores	46
2.4.2.3	Détermination des composantes de la matrice de rigidité	48
2.4.3	Résultats et discussion	50
2.4.3.1	Réponse globale du matériau aux essais de traction	50
2.4.3.2	Résultats de la caractérisation	51
2.5	Dispositifs expérimentaux pour le suivi de l'endommagement	54
2.5.1	Émission acoustique	54
2.5.2	Thermographie infrarouge	56
2.5.3	Techniques couplées	59
2.6	Conclusions	59
3	Couplage de l'émission acoustique et la thermographie infrarouge au suivi de l'endommagement sous sollicitation quasi-statique	61
3.1	Introduction	62
3.2	Conditions des essais mécaniques	62
3.3	Comportement global acoustique et thermique	63
3.4	Identification de mécanismes d'endommagement par EA	66
3.4.1	Sélection de l'algorithme	66
3.4.1.1	k-means	66
3.4.1.2	max-min distance	66

3.4.1.3	forgy	67
3.4.1.4	cluster seeking	67
3.4.1.5	isodata	67
3.4.2	Optimisation des descripteurs	70
3.4.3	Optimisation du nombre de classes	72
3.4.4	Résultats de classification par la méthode de reconnaissance de formes	74
3.5	Cadre thermodynamique	75
3.5.1	Premier principe	77
3.5.2	Second principe	77
3.5.3	Equation de la chaleur	78
3.6	Détermination de la conductivité thermique	80
3.6.1	Position du problème	80
3.6.2	Méthode d'estimation	83
3.7	Traitement des signaux thermiques	85
3.8	Caractérisation de l'endommagement par couplage EA-TI	88
3.8.1	Phénomènes de faible énergie et amplitude	88
3.8.1.1	EA corrélée à la source de chaleur	88
3.8.1.2	Source de chaleur corrélée à l'EA	89
3.8.2	Phénomènes de grande énergie et amplitude	90
3.8.2.1	EA corrélée à la source de chaleur	90
3.8.2.2	Source de chaleur corrélée à l'EA	92
3.8.2.3	Analyse de la rupture	92
3.9	Conclusions	93
4	Application du couplage EA-TI au cas de la sollicitation dynamique	95
4.1	Introduction	96
4.2	Détermination des conditions d'essai	96
4.2.1	Paramètres mécaniques	96
4.2.2	Enregistrement par thermographie infrarouge	99
4.3	Comportement global	101
4.3.1	Nombre de cycles à rupture	101
4.3.2	Activité acoustique et thermique globale	102
4.4	Identification des mécanismes d'endommagement par émission acoustique .	105
4.4.1	Sélection de l'algorithme et optimisation des descripteurs	105
4.4.2	Optimisation du nombre de classes	108
4.4.3	Résultats de classification par la méthode de reconnaissance de formes	111
4.4.3.1	Essai $\sigma_{max} = 0.65\sigma_{rup}$	111
4.4.3.2	Essai $\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$	113
4.5	Détermination des sources de chaleur	113
4.5.1	Essai $\sigma_{max} = 0.65\sigma_{rup}$	116
4.5.2	Essai $\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$	117
4.6	Couplage émission acoustique-thermographie infrarouge pour le suivi de l'endommagement sous sollicitations dynamiques	119
4.6.1	Essai $\sigma_{max} = 0.65\sigma_{rup}$	119

4.6.2	Essai $\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$	121
4.7	Comparaison des résultats des essais quasi-statiques et dynamiques	125
4.7.1	Emission acoustique	125
4.7.2	Thermographie infrarouge	127
4.8	Conclusions	128
	Conclusion générale	131
	Bibliographie	144
	Annexe 1	145
	Annexe 2	147
	Annexe 3	149
	Annexe 4	151

Table des figures

1.1	Pourcentage du poids total de la structure attribué aux matériaux composites [6]	8
1.2	Exemple de types d'endommagement d'un stratifié [1]	10
1.3	Exemple de fissuration transverse de la matrice d'un stratifié carbone/époxyde [17]	10
1.4	Exemple de décohésion fibre-matrice d'un composite verre/époxyde vinyl-ester [19]	11
1.5	Rupture de fibres suite à une fissuration transverse de la matrice d'un composite carbone/époxyde [21]	11
1.6	Exemple du délaminage d'un composite carbone/époxyde avec les plis orientés en différentes directions [25]	12
1.7	Évolution de l'endommagement de stratifiés carbone/époxyde sous traction quasi-statique : mesure de la résistance électrique des fibres de carbone [30]	13
1.8	Courbes de contrainte-déformation axiales pour un stratifié unidirectionnel carbone/époxyde sollicité suivant 3 directions de fibres [34]	14
1.9	Processus d'endommagement générale d'un stratifié sous sollicitations quasi-statiques ou de fatigue en traction-traction [35]	15
1.10	Densité de fissuration transverse dans le plis orientés à 90° par rapport à l'axe de sollicitation d'un stratifié carbone/époxyde [36]	16
1.11	Évolution de l'endommagement de stratifiés carbone/époxyde sous fatigue : mesure de la résistance électrique des fibres de carbone [32]	16
1.12	Courbes de fatigue uni-axial pour un stratifié unidirectionnel carbone/époxyde sollicité suivant 3 directions de fibres [34]	17
1.13	Les 3 phases du CND [39]	18
1.14	Propagation et polarisation des ondes ultrasonores : (a) volumique de compression, (b) volumique de cisaillement, (c) onde de surface [55]	20
1.15	Méthode de détection de défauts par ultrasons [56]	20
1.16	Caractérisation ultrasonore par contact [55]	21
1.17	Caractérisation ultrasonore en immersion [69]	22
1.18	Flux thermique [73]	23
1.19	Principe du contrôle par rayonnement X	24
1.20	Principe des courants de Foucault [51]	25
1.21	Mesure de déformation par corrélation d'images [82]	27
1.22	Principe d'acquisition par émission acoustique	28

1.23	Descripteurs acoustiques	28
1.24	Étapes de classification des méthodes de reconnaissance de formes [29] . . .	30
1.25	Identification de mécanismes d'endommagement par la méthode de reconnaissance de formes non-supervisée (algorithme k-means) pour un composite verre/époxyde sous fatigue uni-axiale [13]	30
1.26	Principe d'acquisition par thermographie infrarouge	31
1.27	Variation de température d'un composite carbone/époxyde due aux processus d'endommagement mesuré par TI [76]	31
1.28	Variations de température dues à la dissipation mécanique et la thermoélasticité d'un matériau soumis à des sollicitations cycliques [106]	32
1.29	Champ de température et de sources de chaleur pour une éprouvette d'aluminium sous sollicitation de fatigue [111]	33
1.30	Corrélation entre l'évolution de la température et l'augmentation du nombre d'alternances cumulés d'un matériau composite verre/époxyde sous essai de de fatigue en flexion [114]	34
2.1	Procédé de fabrication des éprouvettes	38
2.2	Préparation de la cuisson du matériau composite en autoclave	38
2.3	Cycle de cuisson de la plaque	39
2.4	Éprouvettes de traction après découpe	40
2.5	Éprouvette pour la caractérisation ultrasonore	40
2.6	Dispositif expérimental des essais de traction	43
2.7	Images de la DIC pour l'éprouvette à 0°	43
2.8	Dispositif expérimental de caractérisation ultrasonore par réflexion	45
2.9	Description du trajet de l'onde. Φ : angle entre le plan $\mathbf{x}_2\text{-}\mathbf{x}_3$ et le plan de l'onde incidente. θ_i : angle incident. θ_r : angle de réfraction	46
2.10	Vitesse de référence V_0 en fonction de l'angle Φ pour les différents éprouvettes	47
2.11	Détermination du temps de vol (TDV)	47
2.12	Vitesse ultrasonore par rapport à l'angle d'incidence dans le plan $\mathbf{x}_2\text{-}\mathbf{x}_3$ ($\Phi = 0^\circ$)	48
2.13	Vitesse ultrasonore par rapport à l'angle d'incidence dans le plan $\mathbf{x}_1\text{-}\mathbf{x}_3$ ($\Phi = 90^\circ$)	48
2.14	Courbes contrainte-déformation pour les 3 types d'éprouvettes et les deux méthodes de mesure de la déformation	50
2.15	Modules élastiques	52
2.16	Mesure du signal à différents angles	53
2.17	Etalonnage du capteur WD	55
2.18	Paramètres temporels d'une salve d'émission acoustique [13]	56
2.19	Détermination de la variation de température pendant les essais de fatigue	58
2.20	Position des capteurs d'EA et zone d'étude en TI sur la surface de l'éprouvette	58
2.21	Dispositif expérimental pour les essais quasi-statiques	59
2.22	Dispositif expérimental pour les essais de fatigue	60
3.1	Comportement global mécanique, acoustique et thermique pour l'essai à 0°	64
3.2	Comportement global mécanique, acoustique et thermique pour l'essai à 90°	65

3.3	Méthodologie d'évaluation de la performance des algorithmes de classification [91]	68
3.4	Performance statistique des algorithmes pour l'essai à 0°	69
3.5	Première fissure visible observée par corrélation d'images pour l'essai à 0° à $t = 230$ secondes	69
3.6	Classement des signaux en fonction de l'amplitude et du temps par deux algorithmes différents pour l'essai à 0°	69
3.7	Classement des signaux par l'algorithme k-means en fonction du pic fréquentiel et de l'amplitude pour l'essai à 0°	70
3.8	Dendrogramme de corrélation des descripteurs d'EA pour l'essai à 0°	71
3.9	Dendrogramme de corrélation des descripteurs d'EA pour l'essai à 90°	72
3.10	Coefficient R_{DB} en fonction du nombre de classes pour les deux types d'essai	73
3.11	Classement en fonction de l'amplitude et du temps des mécanismes d'endommagement identifiés pour l'essai à 0° (algorithme k-means, 4 descripteurs, 3 classes)	74
3.12	Classement en fonction de l'amplitude et du temps des mécanismes d'endommagement identifiés pour l'essai à 90° (algorithme k-means, 3 descripteurs, 2 classes)	75
3.13	Forme des signaux d'EA des mécanismes d'endommagement	76
3.14	Détermination de la constante τ	80
3.15	VER du composite isotrope-transverse	82
3.16	Influence du filtre spatial médian sur le champ de température et sur le champs des sources de chaleur associé (essai à 90° à $t_r - 4\delta t$)	86
3.17	Influence de la symétrie matérielle de la conduction du matériau sur l'estimation des sources de dissipation (essai à 90° à $t_r - 4\delta t$)	87
3.18	Analyse de corrélation entre une faible énergie acoustique et des sources de chaleur (essai à 0°)	89
3.19	Analyse de corrélation entre une source de chaleur de faible intensité et l'amplitude acoustique (essai à 0°)	90
3.20	Analyse de corrélation entre EA de grande énergie et des sources de chaleur (essai à 0°)	91
3.21	Variation de la source de chaleur pour le pixel présentant la source de chaleur la plus élevée pendant l'intervalle $t = 128.428 \pm 0.5$ s (essai à 0°)	91
3.22	Analyse de corrélation entre une source de chaleur élevée et l'amplitude acoustique (essai à 0°)	92
3.23	Variation de la source de chaleur pour le pixel présentant la source de chaleur la plus élevée pendant l'intervalle $t = 281.227 \pm 0.5$ s (essai à 0°)	93
3.24	Analyse de corrélation entre l'EA et les sources de chaleur autour de l'instant de rupture t_r (essai à 0°)	94
4.1	Les différents types de sollicitation en fatigue [151]	97
4.2	Evolution de la température des éprouvettes pour différentes fréquences de sollicitation ($\sigma_{max} = 0.65\sigma_{rup}$, $R_\sigma = 0.1$)	99

4.3	Variations de température dues à la dissipation mécanique et la thermoélasticité d'un matériau soumis à des sollicitations mécaniques [106]	100
4.4	Enregistrement par thermographie infrarouge lors des essais de fatigue . . .	101
4.5	Comportement acoustique et thermique global pour l'essai à $\sigma_{max} = 0.65\sigma_{rup}$	103
4.6	Comportement acoustique et thermique global pour l'essai à $\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$	104
4.7	Performance statistique des algorithmes pour les deux types d'essai	106
4.8	Amplitude en fonction du nombre de cycles des signaux acoustiques classifiés par l'algorithme max-min distance	106
4.9	Premier endommagement visible par TI pour l'essai $\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$ à $N = 900$ cycles	107
4.10	Amplitude en fonction du nombre de cycles des signaux acoustiques classifiés par l'algorithme k-means	107
4.11	Dendrogrammes de corrélation des descripteurs d'EA pour l'essai $\sigma_{max} = 0.65\sigma_{rup}$	108
4.12	Dendrogrammes de corrélation des descripteurs d'EA pour l'essai $\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$	108
4.13	Coefficient R_{DB} en fonction du nombre de classes considérées pour les deux types d'essai lors du premier classement	109
4.14	Premier classement en fonction de l'amplitude et du temps des salves d'émission acoustique pour l'essai $\sigma_{max} = 0.65\sigma_{rup}$	110
4.15	Premier classement en fonction de l'amplitude et du temps des salves d'émission acoustique pour l'essai $\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$	110
4.16	Coefficient R_{DB} en fonction du nombre de classes considérées pour les deux types d'essai lors du reclassement de l'ensemble 2	111
4.17	Mécanismes d'endommagement identifiés en fonction de l'amplitude et du nombre de cycles pour l'essai $\sigma_{max} = 0.65\sigma_{rup}$ (algorithme k-means, 4 descripteurs, 3 classes)	112
4.18	Champ thermique et barycentre fréquentiel des signaux acoustiques en fonction de l'amplitude pour l'essai $\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$	114
4.19	Mécanismes d'endommagement identifiés en fonction de l'amplitude et du nombre de cycles pour l'essai $\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$ (algorithme k-means, 4 descripteurs, 4 classes)	115
4.20	Evolution de la moyenne des sources de chaleur en fonction du nombre de cycles de l'éprouvette $\sigma_{max} = 0.65\sigma_{rup}$	116
4.21	Evolution des cartes de sources de chaleur au cours de l'essai $\sigma_{max} = 0.65\sigma_{rup}$	117
4.22	Evolution de la moyenne des sources de chaleur en fonction du nombre de cycles de l'éprouvette $\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$	118
4.23	Evolution des cartes de sources de chaleur au cours de l'essai $\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$	118
4.24	Corrélation entre l'évolution globale des sources de chaleur et l'EA lors de l'essai $\sigma_{max} = 0.65\sigma_{rup}$	120
4.25	Champs des sources de chaleur cumulées des différentes zones d'analyse de corrélation et image post-mortem de l'éprouvette de l'essai $\sigma_{max} = 0.65\sigma_{rup}$	122
4.26	Corrélation entre l'évolution globale des sources de chaleur et l'EA lors de l'essai $\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$	123

4.27	Champs des sources de chaleur cumulées des différentes zones d'analyse de corrélation et image post-mortem de l'éprouvette de l'essai $\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$	124
4.28	Signaux acoustiques de fissuration matricielle des essais quasi-statiques et dynamiques	125
4.29	Signaux acoustiques de décohésion fibres-matrice des essais quasi-statiques et dynamiques	126
4.30	Signaux acoustiques de la rupture de fibres des essais quasi-statiques et dynamiques	126
4.31	Evolution de la source de chaleur moyenne globale des essais quasi-statiques et dynamiques	127
4.32	Champs des sources de chaleur ponctuels avant la rupture des essais quasi-statiques et dynamiques	128
4.33	Vitesse ultrasonore par rapport à l'angle d'incidence de l'éprouvette 2	147
4.34	Vitesse ultrasonore par rapport à l'angle d'incidence de l'éprouvette 3	148
4.35	Evolution de la température moyenne relative au cours de l'essai de traction quasi-statique pour l'essai à 45°	149
4.36	Classement en fonction de l'amplitude et du temps des mécanismes d'endommagement identifiés pour l'essai à 45° (algorithme k-means, 3 descripteurs, 2 classes)	150
4.37	Analyse de corrélation entre une faible amplitude acoustique et des sources de chaleur (essai à 90°)	152
4.38	Analyse de corrélation entre une source de chaleur de faible intensité et l'amplitude acoustique (essai à 90°)	153
4.39	Analyse de corrélation entre EA de grande amplitude et des sources de chaleur (essai à 90°)	153
4.40	Variation de la source de chaleur pour le pixel présentant la source de chaleur la plus élevée pendant l'intervalle $t = 38.927 \pm 0.5$ s (essai à 90°)	154
4.41	Analyse de corrélation entre une source de chaleur élevée et l'amplitude acoustique (essai à 90°)	155
4.42	Variation de la source de chaleur pour le pixel présentant la source de chaleur la plus élevée pendant l'intervalle $t = 42.216 \pm 0.5$ s (essai à 90°)	155
4.43	Analyse de corrélation entre l'EA et les sources de chaleur autour du temps de rupture t_r (essai à 90°)	156

Liste des tableaux

2.1	Propriétés du pré-imprégné M10R/38%/UD150/CHS	37
2.2	Propriétés générales de la plaque composite obtenue	42
2.3	Caractéristiques des jauges de déformation utilisées lors les essais de traction	42
2.4	Contrainte à la rupture de chacune des types d'essai	51
2.5	Vitesse de propagation des ondes pour chaque type d'éprouvette	56
3.1	Proportion de salves appartenant à chaque classe en fonction du nombre de descripteurs pour l'essai à 0°	71
3.2	Proportion de salves appartenant à chaque classe en fonction du nombre de descripteurs pour l'essai à 90°	72
3.3	Valeurs moyennes des descripteurs acoustiques de chaque mécanisme d'en- dommagement pour l'essai à 0°	75
3.4	Valeurs moyennes des descripteurs acoustiques de chaque mécanisme d'en- dommagement pour l'essai à 90°	76
4.1	Contraintes maximales considérées pour les deux types d'essais	98
4.2	Paramètres utilisés pour les deux types d'essais de fatigue	99
4.3	Nombre de cycles à rupture pour les deux essais	101
4.4	Proportion de salves appartenant à chaque classe en fonction du nombre de descripteurs pour l'essai $\sigma_{max} = 0.65\sigma_{rup}$	109
4.5	Proportion de salves appartenant à chaque classe en fonction du nombre de descripteurs pour l'essai $\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$	109
4.6	Valeurs moyennes des descripteurs acoustiques pour les deux ensembles de données acoustiques des deux essais	110
4.7	Valeurs moyennes des descripteurs acoustiques et proportion de salves de chaque mécanisme d'endommagement pour l'essai $\sigma_{max} = 0.65\sigma_{rup}$	113
4.8	Valeurs moyennes des descripteurs acoustiques et proportion de salves de chaque mécanisme d'endommagement pour l'essai $\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$	114
4.9	Valeurs moyennes des descripteurs acoustiques de chaque mécanisme d'en- dommagement pour l'essai à 45°	149

Introduction générale

Les matériaux composites ont été introduits dans le secteur de l'aéronautique depuis une soixantaine d'années. Ils offrent une alternative importante aux matériaux métalliques du fait de leur rapport résistance/poids élevé. De ce fait, la conception des derniers avions long courriers des principaux constructeurs aéronautiques tels que Boeing ou Airbus offre une large place à l'utilisation de ces matériaux (par exemple 50% du poids de la structure du Boeing B-787 ou 53% de l'Airbus A350 XWB sont réalisés en matériaux composites). Néanmoins, l'une des restrictions dans leur développement tient à la variabilité intrinsèque de leur comportement liée notamment à la présence de défauts créés lors de la fabrication du matériau et aux endommagements induits en service. On peut citer les exemples suivants :

- défauts de fabrication : décollement de parties assemblées, inclusions de corps étrangers, taux d'imprégnation de résine non homogène, taux de fibres non constant, porosités, délaminage,
- endommagements induits en service : fissuration de la matrice, rupture de fibres, décohésion fibres-matrice, délaminage.

Ces défauts et endommagements sont divers, complexes et peuvent engendrer la ruine des structures s'ils ne sont pas identifiés et contrôlés judicieusement. Le manque de connaissances quant à la prédiction du comportement sous chargement de la structure implique généralement un sur-dimensionnement des structures via l'introduction d'importants coefficients de sécurité.

Par mesure de sécurité, il est préférable de détecter ces endommagements le plus rapidement possible afin de pouvoir prendre les mesures adéquates : réparation, renforcement ou remplacement standard de l'aérostructure endommagée. Il est donc important de pouvoir détecter ces défauts rapidement et en configuration de fonctionnement. Les contrôles non destructifs (CND) sont dédiés à ce type de vérification. Les méthodes de CND sont maintenant très ancrées dans le milieu industriel :

- mesures de champs acoustiques : les ultrasons, l'émission acoustique,
- mesures de champs thermiques : la thermographie infrarouge,
- mesures de champs cinématiques : corrélation et stéréo-corrélation d'images numériques,
- mesures de champs densimétriques : radiographie et tomographie à rayons X,
- mesures de champs magnétiques : courants de Foucault.

Ces méthodes peuvent également être différenciées dans deux catégories : les méthodes de contrôle discret (qui permettent de déterminer l'état de santé des structures à un mo-

ment précis, comme les ultrasons) et les méthodes de contrôle en continu (qui permettent de faire un suivi de l'état de santé d'une structure lors des sollicitations mécaniques, comme l'émission acoustique).

Dans ce travail de thèse, on s'intéresse à l'étude de l'endommagement par méthodes de contrôle continu de matériaux composites carbone-époxyde unidirectionnels utilisés notamment pour la construction de pièces de fuselage des aérostructures. Il s'agit de composites thermodurcissables renforcés de fibres longues de carbone dont les propriétés de résistance sont remarquables et sont fabriqués à partir de plusieurs méthodes :

- l'infusion de résine liquide,
- le moulage par transfert de résine,
- le procédé de mise en œuvre par pré-imprégnés.

Notre étude porte sur l'étude de l'endommagement des matériaux composites fabriqués à partir de l'empilement successifs de plis pré-imprégnés. Les mécanismes d'endommagement sont étudiés par le biais d'un couplage de deux méthodes de suivi non destructives spécifiques, l'une étant déjà en application industrielle et l'autre en plein essor dans le secteur de l'aéronautique : l'émission acoustique (EA) et la thermographie infrarouge (TI).

L'EA permet de détecter en temps réel des défauts évolutifs. La structure ainsi surveillée est instrumentée par un réseau de capteurs piézoélectriques. Elle permet de localiser avec précision la ou les sources acoustiques. Elle peut également apporter de nombreuses réponses sur la caractérisation des cinétiques d'endommagement. La qualité des résultats est conditionnée par le choix du type de capteur et de son mode de couplage. Pour cela, un certain nombre de critères entrent en compte comme le domaine de température dans laquelle la structure évolue, la réponse en fréquence du capteur. . . Aujourd'hui l'EA est utilisée lors de l'élaboration de matériaux (solidification, traitements thermiques. . .), lors de processus de fabrication (soudage), lors de la mise en service (épreuve de qualification) ou encore lors de contrôle en service (surveillance périodique, requalification. . .). Une dernière particularité de la technique d'EA est qu'elle permet une reconnaissance des mécanismes d'endommagement comme les ruptures de fibres, les délaminages, le déchaussement de fibres, les ruptures d'interfaces fibres-matrice, la microfissuration de la matrice en ce qui concerne les matériaux composites.

La TI est une technique de mesure optique qui est utilisée pour suivre l'évolution des dommages lors d'essais mécaniques (traction et/ou fatigue). Durant les essais mécaniques, la pièce ou la structure est sollicitée. Il y a donc création de chaleur dans la pièce. Il est alors possible de mesurer directement la température en surface de l'échantillon. Ceci permet de déterminer tous les endommagements réversibles (thermo élasticité) et irréversibles (dus à la fatigue, à la plasticité. . .) et par conséquent de remonter à des propriétés physiques et thermiques du matériau via la résolution de l'équation de la chaleur (calcul des sources de chaleur). La thermographie infrarouge a donc fait ses preuves aussi bien en contrôle discret qu'en suivi d'essais. Elle est aujourd'hui classiquement employée pour caractériser le comportement en fatigue des aciers (c'est-à-dire évaluer la résistance à la fatigue pour un nombre donné de cycles). La TI est également utilisée sur des composites mais très peu de post-traitements existent à cause de la complexité du comportement des composites (problème d'anisotropie). Les seuls post-traitements effectués reposent sur les

mêmes hypothèses que celles faites sur les matériaux métalliques (hypothèse d'isotropie). Ceci reste aujourd'hui un verrou scientifique.

Ces deux techniques sont d'ores et déjà employées dans l'industrie avec succès, le plus souvent séparément. Si certains travaux ont cherché à mettre en évidence des relations entre leurs résultats respectifs, les analyses obtenues sont jusqu'à présent restées au niveau superficiel en se basant exclusivement sur leurs données brutes. Ce travail vise à enrichir l'analyse des phénomènes de dégradation au travers d'une part, d'une interprétation plus approfondie des informations issues de l'EA et de la TI et, d'autre part, d'une étude combinée de leurs résultats.

La rédaction de ce mémoire s'organise autour de quatre parties.

Le premier chapitre est dédié à la revue de la bibliographie. Le but ici est de présenter l'état de l'art de l'endommagement et des méthodes de contrôle pour les matériaux composites. Dans un premier temps, les différents mécanismes d'endommagement créés par des sollicitations quasi-statiques et cycliques sont présentés. Dans un second temps, nous nous focalisons sur les méthodes de contrôle discret qui sont utilisées et qui sont en cours de développement dans l'industrie aéronautique. Dans cette partie, nous nous intéressons aux techniques de contrôle non destructives ainsi qu'aux méthodes d'évaluation non destructives. Ensuite, nous étudions les techniques de contrôle employées en continu lors de sollicitations, notamment la corrélation d'images numériques, l'émission acoustique et la thermographie infrarouge. Enfin, les études existantes visant au couplage de l'EA et la TI pour l'étude et la caractérisation de l'endommagement sont évoquées.

Dans un deuxième chapitre, nous présentons le matériau étudié, réalisé par empilement de plis unidirectionnels. Nous abordons également la caractérisation du composite, en démontrant dans ce cas l'intérêt des méthodes ultrasonores par rapport aux procédures classiques basées sur des essais mécaniques. Cette étape de caractérisation permet de déterminer à la fois les modules élastiques et les contraintes admissibles à rupture du matériau composite. Enfin, nous présentons le protocole expérimental mis en place pour le suivi en continu de l'endommagement par EA et TI ainsi que pour la réalisation des essais de traction quasi-statiques et dynamiques.

L'étude du couplage de l'émission acoustique et de la thermographie infrarouge pour des essais quasi-statiques fait l'objet du troisième chapitre. L'enjeu ici est d'analyser les corrélations spatiales et temporelles des événements acoustiques et thermiques. A cette fin, une campagne d'essais expérimentaux a été menée de manière à solliciter le stratifié carbone-époxyde par des sollicitations de traction quasi-statiques. L'émission acoustique est mise en place afin d'identifier les mécanismes d'endommagement générés par les sollicitations. Pour ce faire, nous avons utilisé des algorithmes de reconnaissance de forme non supervisés. Une étude sur le choix de l'algorithme, sur le nombre de descripteurs acoustiques et sur le nombre de groupes de signaux acoustiques (nombre de mécanismes d'endommagement) a été réalisée. En ce qui concerne la thermographie infrarouge, les champs de température obtenus sont utilisés pour déterminer les sources de chaleur qui mettent en évidence le comportement thermomécanique du matériau. Cette démarche s'avère indispensable dans la mesure où la température ne peut pas être considérée comme

un indicateur fiable de l'état d'endommagement de la pièce. La démarche pour déterminer les sources de chaleur s'appuie sur des arguments thermodynamiques (l'équation de la chaleur), un traitement du signal au vu du caractère bruité et discret de ces mesures ainsi qu'une approche d'homogénéisation pour rendre compte de la conductivité thermique anisotrope du matériau composite. Une fois les interprétations des différents résultats acoustiques et thermiques effectuées, il est dès lors possible d'examiner précisément les corrélations pouvant exister entre ces deux manifestations de l'endommagement.

Le quatrième chapitre s'intéresse quant à lui aux sollicitations de fatigue. De la même manière que pour les essais quasi-statiques, l'objectif est de mieux identifier et caractériser l'endommagement du matériau composite ainsi que d'analyser les corrélations entre l'EA et la TI lors de sollicitations dynamiques. Après avoir défini tous les paramètres nécessaires pour les sollicitations cycliques, nous utilisons l'émission acoustique pour identifier les mécanismes d'endommagement de la même manière que pour les essais quasi-statiques. Ensuite, nous nous basons à nouveau sur les équations de détermination des sources de chaleur pour déterminer leur évolution au cours des sollicitations. Une étude du couplage EA-TI global et à différents instants des essais est présentée. Enfin, nous faisons une comparaison entre les résultats issus des deux types de sollicitation.

Chapitre 1

Etude de l'endommagement de matériaux composites par des méthodes non destructives

Sommaire

1.1	Introduction	6
1.2	Généralités sur les matériaux composites	6
1.2.1	Définition des matériaux composites	6
1.2.1.1	Types de fibres	6
1.2.1.2	Matrices	7
1.2.1.3	Structures en composites	7
1.2.2	Utilisation de composites dans l'aéronautique	7
1.2.3	Procédés de fabrication	8
1.3	Endommagement des composites sous sollicitations quasi-statiques et dynamiques	9
1.3.1	Fissuration matricielle	10
1.3.2	Décohésion fibre-matrice	10
1.3.3	Rupture de fibres	11
1.3.4	Dé laminage	12
1.3.5	Comportement et évolution de l'endommagement sous sollicitations mécaniques	12
1.3.5.1	Traction quasi-statique	12
1.3.5.2	Fatigue	13
1.4	Méthodes de contrôle discret	18
1.4.1	Ultrasons	19
1.4.1.1	Ultrasons comme méthode CND	19
1.4.1.2	Ultrasons comme méthode END	21
1.4.2	Thermographie infrarouge active	22
1.4.3	Radiographie et tomographie à rayons X	23
1.4.4	Courants de Foucault	25

1.5	Méthodes de contrôle en continu	25
1.5.1	Mesures surfaciques 2D par corrélation d'images numériques	26
1.5.2	Emission acoustique	26
1.5.2.1	Définition	26
1.5.2.2	Détection et traitement des signaux	27
1.5.2.3	Identification de l'endommagement	28
1.5.3	Thermographie infrarouge passive	29
1.6	Couplage des méthodes de suivi	32
1.7	Conclusion	33

1.1 Introduction

Dans ce chapitre nous présentons les matériaux composites et les modes d'endommagement sous chargements quasi-statique et dynamique. Afin de permettre le développement de ce type de matériau, nous devons être capables de garantir leur intégrité et leur résistance structurale. Une forte demande en méthodes de contrôle et d'évaluation non destructifs existe. Nous nous focalisons, dans une seconde partie, sur les méthodes de contrôles et d'évaluation non destructives utilisées pour la détection des défauts. Pour terminer, nous étudierons les méthodes de contrôles qui permettent de faire un suivi de l'endommagement des structures composites en continu durant un essai.

1.2 Généralités sur les matériaux composites

1.2.1 Définition des matériaux composites

Un matériau composite est l'arrangement d'un matériau de renfort (fibres continues ou non, particules,...) qui est noyé dans une matrice dont la résistance peut être beaucoup plus faible et dont la fonction principale est de servir de liant. Ce matériau peut ainsi être très hétérogène et très fortement anisotrope. Ces propriétés mécaniques dépendent donc de la direction du renfort [1, 2]. Il existe une large variété de matériaux composites, dont le bois est un exemple, c'est un matériau composite naturel. Le béton armé est un autre exemple. Il existe d'autres types de composites qui sont généralement classés en 3 catégories suivant la nature de leur matrice : les composites à matrice organique, les composites à matrice minérale et les composites à matrice métallique. L'avantage de ces matériaux est qu'ils possèdent des propriétés spécifiques exceptionnelles, par exemple dans certains cas plus de 10 fois supérieures à l'acier. Ils permettent ainsi la construction de structures à la fois très performantes et très légères.

1.2.1.1 Types de fibres

Les fibres se présentent sous forme de fils unidirectionnels, de mats ou des tissus. Elles apportent au matériau composite la rigidité, la résistance à la rupture ou la dureté [3]. Elles sont constituées par plusieurs filaments de diamètre compris entre 5 et 15 μm [1].

Celles qui sont le plus couramment utilisées dans l'industrie sont les fibres de verre, de carbone, de kevlar et des fibres naturelles (chanvre, lin, ...). Commercialement les fibres se divisent en 2 groupes : les fibres courtes et les fibres longues. Les fibres courtes se présentent sous forme de mats ou feutres qui font de quelques centimètres à des fractions de millimètre. Elles sont mises aléatoirement ou semi orientées dans la pièce.

Les fibres longues se présentent sous plusieurs formes : unidirectionnels, tissus bidimensionnels et tissés dans 3 directions. Les fibres unidirectionnelles permettent d'optimiser la réponse de la structure selon le type de sollicitation que la structure doit supporter. Ce type de fibres apportent une grande résistance à la pièce lorsque l'effort est dirigé dans la directions des fibres. Les tissus permettent une meilleure homogénéité des propriétés dans le plan mais elles ont une rigidité et une résistance plus faibles car elles sont ondulées et réparties dans plusieurs directions.

1.2.1.2 Matrices

La matrice assure la transmission des efforts au renfort au sein d'un composite. Il en existe plusieurs types, chacune avec ses caractéristiques propres. Dans la famille de matrices minérales, nous avons par exemple le carbure de silicium et le carbone qui permettent d'obtenir des matériaux réfractaires. Il y a également les matrices métalliques (les alliages d'aluminium, de titane) qui permettent d'associer les propriétés des matériaux à des renforts performants. On trouve enfin les matrices organiques qui se divisent en 2 groupes : les résines thermoplastiques qui sont dans un état solide à température ambiante et qui peuvent être chauffées pour les mettre en forme, et les résines thermodurcissables (polyester, phénoliques, polyuréthanes, époxydes, ...) qui sont assez simples à mettre en œuvre et donnent des pièces composites très légères.

1.2.1.3 Structures en composites

Les structures composites se divisent en deux grandes familles : les stratifiés monolithiques et les structures sandwichs. Les stratifiés monolithiques sont des structures généralement minces formées d'une succession de strates. Cette superposition de couches permet à la structure de résister à des efforts complexes dans le plan. Cependant, les efforts hors plan ne peuvent être repris que par la matrice. Les couches successives peuvent être constituées de plis dont le renfort est unidirectionnel ou tissé.

Quant aux structures sandwichs, elles sont obtenues à partir de deux peaux, réalisées dans un matériau ayant de très bonnes caractéristiques mécaniques, collées sur une âme constituée d'un matériau très léger et ayant de faibles caractéristiques mécaniques [4]. L'avantage de telles structures est de donner une rigidité en flexion plus importante en comparaison aux matériaux composites stratifiés. Dans certains cas, l'âme est utilisée pour permettre une isolation thermique, une barrière feu, ...

1.2.2 Utilisation de composites dans l'aéronautique

Les matériaux composites sont présents dans l'industrie aéronautique depuis une cinquantaine d'années, offrant une alternative aux matériaux métalliques. La principale mo-

tivation pour l'utilisation des matériaux composites en aéronautique est le gain de masse tout en conservant de bonnes caractéristiques mécaniques. Ainsi, les matériaux composites à fibres de verre ou de carbone et résine organique ont été introduits par tous les constructeurs d'avions au fur et à mesure du lancement des nouveaux programmes et développement d'avions existants. Dans les années 1970, l'utilisation des composites de fibre de verre ont été largement développée pour la fabrication des pièces des avions Airbus A300 B2/B4 (6% de la masse de l'avion) et les premiers Boeing 747 [5]. Les premiers matériaux composites de fibres de carbone ont été utilisés pour la réalisation de pièces secondaires et parties mobiles de la voilure du Concorde [6]. Ce type de composite a aussi été largement employé pour la fabrication des bielles de support plancher sur l'Airbus A310 dans les années 1970. La figure 1.1 présente l'évolution du pourcentage d'utilisation des composites en masse dans les structures aéronautiques durant les dernières années. A la fin des années 1980, seulement 10 à 15% du poids de la structure des avions était faite en matériaux composites. En 2005, Airbus a sorti son A380 avec 25% du poids de la structure en composite. En 2011, Boeing sortait le B787 avec 50% du poids de l'avion fait en composites. Enfin, l'A350 XWB d'Airbus comporte 53% du poids de la structure de l'avion en composites.

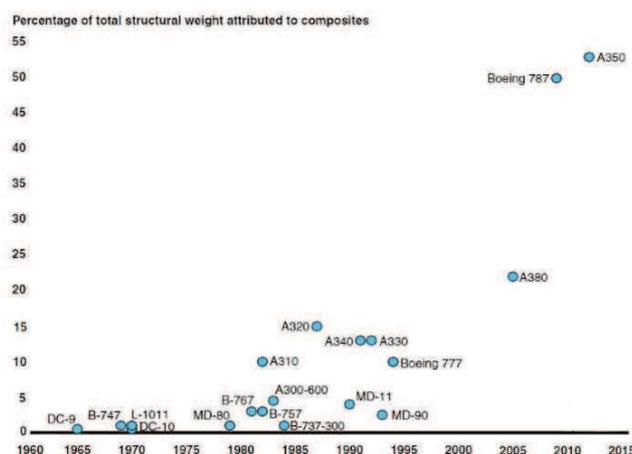


FIGURE 1.1 – Pourcentage du poids total de la structure attribué aux matériaux composites [6]

Actuellement les structures primaires des avions sont constituées de différents types de matériaux composites et de métaux. Parmi les structures composites, le matériau le plus employé actuellement est le composite stratifié de carbone avec des résines thermodurcissables de type époxydes [7]. De ce fait, dans cette revue bibliographique de thèse nous nous focalisons sur ce type de matériau.

1.2.3 Procédés de fabrication

Les techniques de fabrication des matériaux composites permettent l'obtention de formes complexes avec la possibilité de simplifier les assemblages en une seule pièce. Ceci requiert l'utilisation d'un moule pour réaliser la forme de la pièce. La plupart de ces procédés de moulage nécessitent les étapes suivantes : l'imprégnation du renfort par la

résine, le compactage pour enlever les bulles d'air et avoir un taux de fibres intéressant, une cuisson du matériau permettant la polymérisation, le démoulage et la finition. Les techniques les plus utilisées dans l'industrie aéronautique (pour les composites à matrice therm durcissable comme le stratifié carbone/époxyde) sont le drapage de pré-imprégnés, l'infusion par film de résine (Resin Film Infusion - RFI), l'infusion de résine liquide (Liquid Resin Infusion - LRI) et l'injection de résine sous pression (Resin Transfer Molding - RTM) [1] :

- le drapage de pré-imprégnés : dans ce cas, les plis sont déjà imprégnés de résine qui est non polymérisée. Le drapage des plis se fait sur un moule en donnant les directions des fibres à chaque couche afin d'obtenir les propriétés mécaniques élevées dans la direction du chargement. Ensuite, à l'aide d'une pompe à vide et d'une bâche, un vide relatif est obtenu permettant de réaliser le compactage. Finalement, la consolidation est effectuée en autoclave en contrôlant la température et la pression dans la pièce. Ce procédé est très utilisé dans l'industrie aéronautique et permet l'obtention de pièces avec de très bonnes caractéristiques mécaniques ;
- l'infusion par film de résine (RFI) : ce procédé consiste à faire le drapage des fibres au-dessus d'un film de résine. L'imprégnation des fibres par la résine est effectuée en contrôlant la température en autoclave. La seule différence par rapport au drapage de pré-imprégnés est que les tissus sont secs avant la consolidation du composite (ce qui simplifie le stockage de la matière première) ;
- l'infusion de résine liquide (LRI) : ce procédé consiste à placer la préforme fibreuse entre un moule rigide et une bâche à vide et d'injecter la résine par dépression au moyen d'une pompe à vide. La résine avance au travers des tissus grâce à la dépression générée par la pompe en sortie du moule. La consolidation est ensuite effectuée en étuve. Ce procédé permet d'obtenir des pièces avec un taux de porosité faible, pour la réalisation de pièces de grande et de petite tailles [8, 9],
- l'injection de résine sous pression (RTM) : ce procédé consiste à placer la préforme fibreuse entre deux moules rigides chauffant et à injecter la matrice. Les matrices doivent avoir une faible viscosité afin de faciliter l'écoulement de celle-ci au sein de la préforme. La principale différence par rapport au procédé LRI est l'utilisation d'un contre-moule rigide pour résister aux pressions mises en jeu (plusieurs bars). Ce procédé permet une très bonne précision dimensionnelle.

1.3 Endommagement des composites sous sollicitations quasi-statiques et dynamiques

Dans le milieu aéronautique, deux catégories d'endommagement peuvent apparaître : les défauts créés lors de la fabrication du matériau et les endommagements provenant du chargement et de la sollicitation de la structure. Lors de cette étude, nous ne nous intéressons qu'à l'étude de l'endommagement sous sollicitations mécaniques.

En raison de la nature hétérogène de la structure des matériaux composites, les propriétés macroscopiques des composites stratifiés sont naturellement anisotropes [10]. Que ce soit lors de chargements mécaniques quasi-statiques ou lors de chargements en fatigue,

les matériaux composites subissent divers types d'endommagements. Ces mécanismes d'endommagement typiques des stratifiés tels que la fissuration matricielle, la décohésion fibres-matrice, le délaminage et la rupture de fibres ont été largement étudiés dans la littérature, notamment par Payan [11], Talreja [12], Masmoudi [13] (figure 1.2).

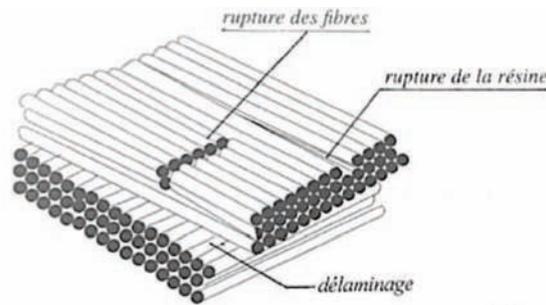


FIGURE 1.2 – Exemple de types d'endommagement d'un stratifié [1]

1.3.1 Fissuration matricielle

La fissuration matricielle est l'apparition de microfissures dans les zones où l'hétérogénéité du milieu est importante ou en présence d'inclusions. Ces inclusions ont tendance à créer des zones de concentration de contraintes depuis lesquelles la matrice va commencer à se fissurer. Suivant la direction de la sollicitation, elles peuvent se propager dans le sens transversal ou longitudinal des fibres [11, 14, 15]. Les fissures dans le sens transversal traversent les plis ayant les fibres les plus désorientées par rapport à l'axe de sollicitation [16] (figure 1.3). Quant aux fissures longitudinales, elles sont perpendiculaires à la surface inter-plis et traversent l'épaisseur des plis orientés dans l'axe de sollicitation par exemple dans le cas de cisaillement [17].



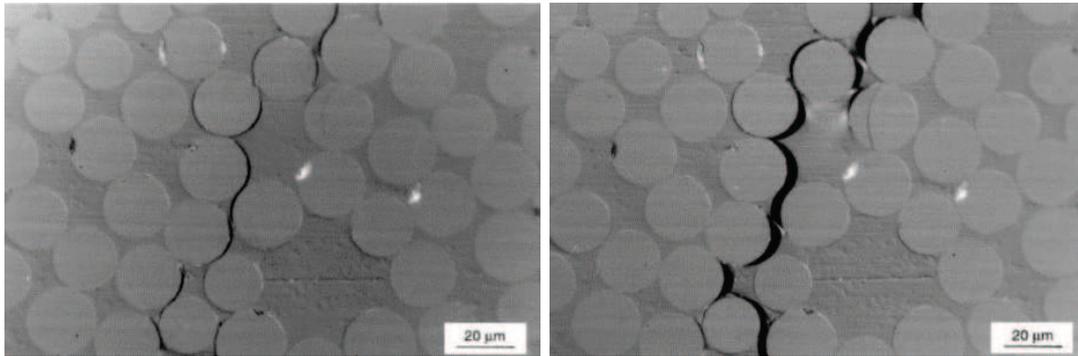
FIGURE 1.3 – Exemple de fissuration transversale de la matrice d'un stratifié carbone/époxyde [17]

1.3.2 Décohésion fibre-matrice

La décohésion fibre-matrice se produit dans la zone de transfert des charges entre le renfort et la matrice et dépend de la résistance relative de chaque composant [18]. Suite à l'apparition de microfissures dans la matrice, elles vont se propager et arriver jusqu'à

l'interface fibre-matrice. Suivant l'adhérence de l'interface, différents événements peuvent survenir [13, 15] :

- si l'adhérence est très faible, la fissuration matricielle est déviée à l'interface et la décohésion fibre-matrice se propage sur une grande distance (figure 1.4),
- si l'adhérence est très forte, il y aura une propagation de la fissure qui sera initiée soit par rupture de fibres, soit par rupture de la matrice.



(a) décohésion fibre-matrice

(b) propagation de la décohésion

FIGURE 1.4 – Exemple de décohésion fibre-matrice d'un composite verre/époxyde vinyl-ester [19]

1.3.3 Rupture de fibres

La rupture de fibres intervient généralement à un stade avancé de l'endommagement dans les plis orientés suivant l'axe de sollicitation. Ce type d'endommagement survient lorsque l'on atteint la limite de rupture des fibres. Une accumulation de multiples ruptures de fibres dans le matériau peut entraîner une instabilité et surtout une perte de résistance globale du matériau, ce qui conduit à la ruine de la structure et à la rupture [10, 13, 20] (figure 1.5).

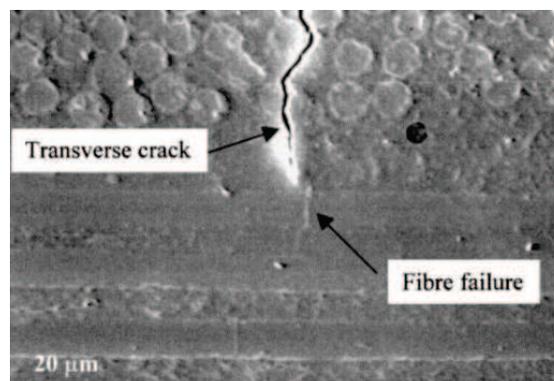


FIGURE 1.5 – Rupture de fibres suite à une fissuration transverse de la matrice d'un composite carbone/époxyde [21]

1.3.4 Délaminage

Le délaminage est la séparation de deux couches du composite, ce qui rend le défaut visible à l'œil nu dans plusieurs cas contrairement aux modes d'endommagement précédents. Il se produit principalement dans les stratifiés à empilement de plis croisés du au fait de la différence de module entre les couches [13, 22]. Cette séparation des couches se produit dans les bords des structures et près des discontinuités géométriques où les gradients de contraintes sont plus forts et conduisent à des contraintes hors plan (de stratification) [23, 24] (figure 1.6).

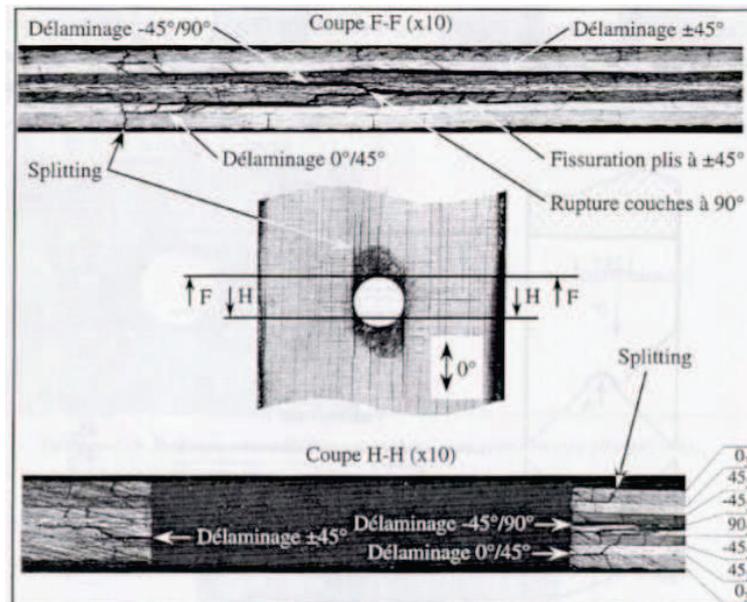


FIGURE 1.6 – Exemple du délaminage d'un composite carbone/époxyde [25]

1.3.5 Comportement et évolution de l'endommagement sous sollicitations mécaniques

L'évolution et l'apparition de chacun des modes d'endommagement mentionnés précédemment dépendent de plusieurs paramètres : la vitesse de chargement, la direction de chargement par rapport à la direction des fibres [26], le mode de sollicitation [27], le processus de fabrication [28], etc.

1.3.5.1 Traction quasi-statique

Lorsque la sollicitation en traction quasi-statique de la pièce est parallèle à l'axe des fibres (sens longitudinal), trois modes d'endommagement interviennent [29]. La fissuration de la matrice est la première étape du processus d'endommagement. Avec l'augmentation de la charge, les fissures se multiplient en augmentant leur densité ce qui entraîne par la suite des décohésions fibre-matrice. Quand les ruptures traversent le pli et atteignent les interfaces, un autre mode d'endommagement se met en place dans le cas d'empilements croisés : le délaminage. Ensuite, des fibres vont se rompre et transférer la charge aux fibres

voisines. Enfin, une fois que des fibres ne supportent plus la charge, la rupture du matériau intervient [12]. Différents auteurs ont montré que les ruptures de fibres se produisent en fin d'essai [21, 30, 31, 32]. En effet, par l'intermédiaire de mesures de conductivité de fibres, il est possible d'identifier l'instant auquel ce mécanisme d'endommagement se met en place. Les fibres étant plus conductrices que la matrice, plus il y a de rupture de fibres, plus la résistivité électrique du composite augmente (figures 1.7).

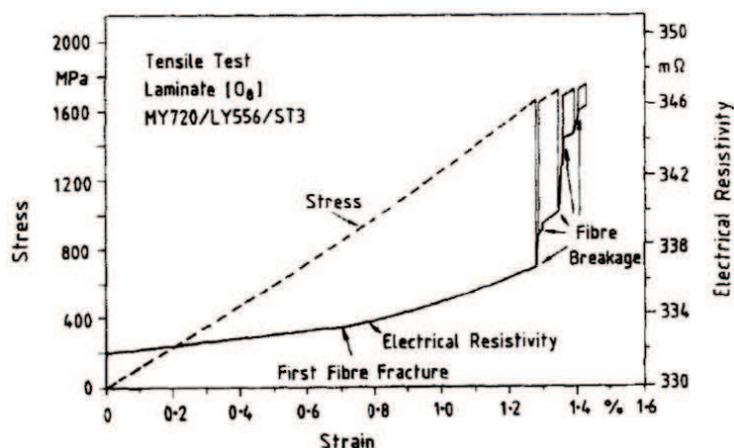


FIGURE 1.7 – Évolution de l'endommagement de stratifiés carbone/époxyde sous traction quasi-statique : mesure de la résistance électrique des fibres de carbone [30]

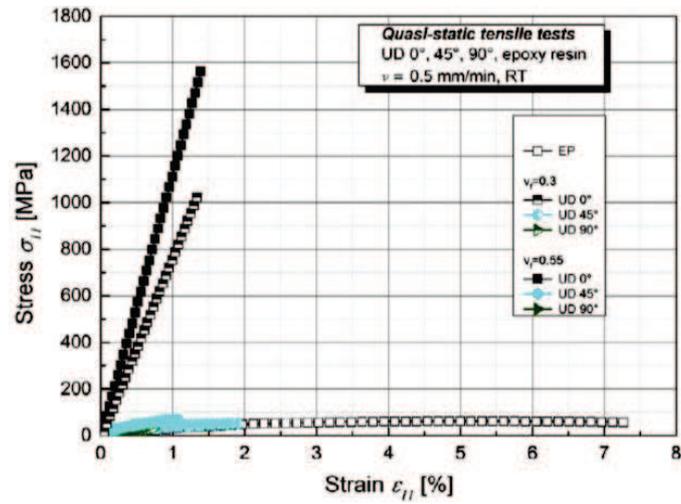
En traction perpendiculaire aux fibres (sans transversal), seules la matrice et les interfaces du matériau s'endommagent, des microfissures se développant au niveau des défauts. La force d'adhésion fibre-matrice détermine ensuite le type de fissure qui se propage et engendre la rupture de la pièce.

Dans le cas de la traction avec la sollicitation déviée par rapport aux fibres, la matrice et les fibres sont toujours sollicitées. L'apparition des modes d'endommagement dépend alors de l'inclinaison des fibres par rapport à l'axe de sollicitation [12].

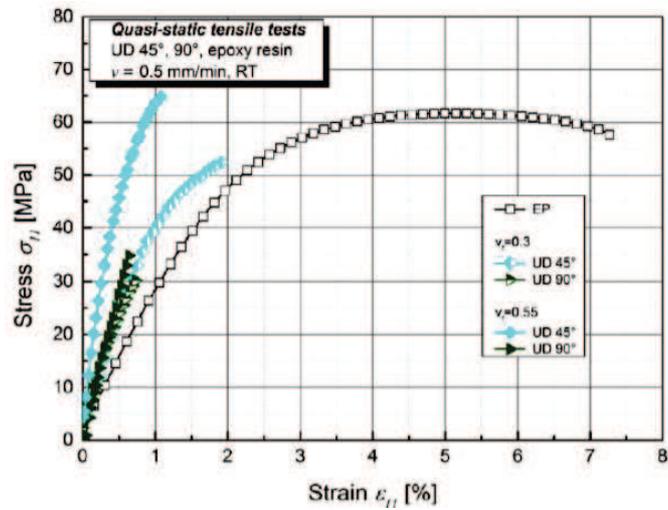
D'un point de vue macroscopique, le comportement des stratifiés unidirectionnels est fortement anisotrope. En fonction de la direction de sollicitation par rapport aux fibres, le comportement va varier, il n'est pas forcément linéaire [33, 34]. Brunbauer et al. [34] ont réalisé des essais de traction quasi-statiques sur un composite carbone/époxyde. Le comportement à 0° , 45° et 90° pour le stratifié unidirectionnel est présenté dans les figures 1.8(a) et 1.8(b). Le comportement d'un composite sollicité suivant l'axe des fibres est linéaire élastique, représentatif de celui des fibres, et la rupture est considérée comme fragile. Dans le sens transverse, le comportement est moins linéaire du fait de la viscoélasticité de la matrice et du glissement des fibres. La fissuration matricielle et la décohésion fibre-matrice dégradent fortement les propriétés élastiques. Dans le cas d'une sollicitation en cisaillement, le comportement est fortement non-linéaire [11].

1.3.5.2 Fatigue

Le processus d'endommagement des stratifiés sous sollicitations cycliques de fatigue a été étudié expérimentalement et par le biais de différents modèles. La figure 1.9 (proposée par Jamison et al. [35]), présente les étapes de la progression de ce processus. Ce modèle



(a) 0°



(b) 45° et 90°

FIGURE 1.8 – Courbes de contrainte-déformation axiales pour un stratifié carbone/époxyde sollicité suivant 3 directions de fibres [34]

a été développé pour le cas d'une sollicitation cyclique en fatigue dans le cas traction-traction.

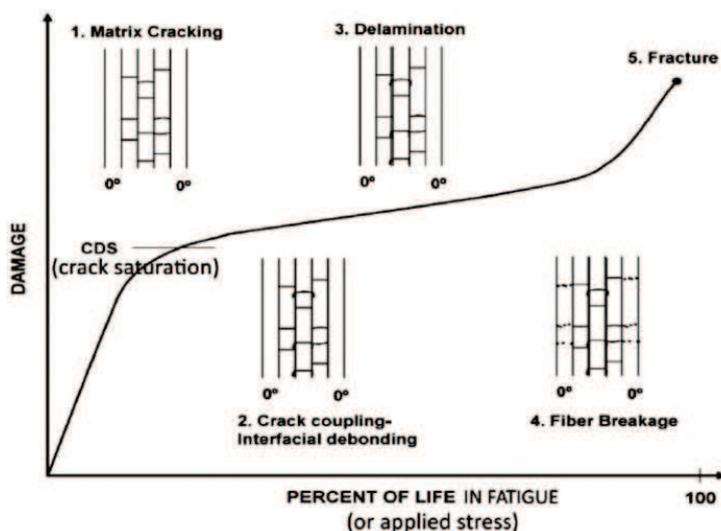


FIGURE 1.9 – Processus d'endommagement générale d'un stratifié sous sollicitations quasi-statiques ou de fatigue en traction-traction [35]

On constate que ce modèle est aussi applicable au cas du chargement quasi-statique comme il est expliqué par Talreja [12]. De ce fait, l'ordre d'apparition des mécanismes d'endommagement est similaire à celui de la traction quasi-statique. Néanmoins, ces mécanismes arrivent plus lentement. La figure 1.10 est un exemple de ce phénomène. Elle présente l'augmentation de la densité de fissures transverses observées par rayons X (des plis à 90°) par rapport au nombre de cycles pour des stratifiés carbone/époxyde où S est le rapport entre la contrainte maximale appliquée et la résistance à la traction quasi-statique. Avec l'augmentation de la charge, le nombre de fissures dans la matrice apparaît plus tôt.

L'étude de la résistivité électrique des fibres sous chargements de fatigue a également permis d'observer que la rupture de fibres se produit majoritairement à la fin de vie des structures composites (figure 1.11).

Les essais de fatigue réalisés par Brunbauer et al. [34] permettent d'observer le comportement macroscopique du matériau composite carbone/époxyde sous sollicitations de fatigue. La figure 1.12 présente la courbe S-N pour un essai de fatigue traction-traction. Les courbes montrent qu'à 0°, le matériau atteint une limite d'endurance de 60% de la charge de rupture en traction quasi-statique à 5×10^6 cycles. En revanche, pour les sollicitations hors axes de fibres, le matériau s'endommage plus rapidement.

Dans cette première partie, on remarque la diversité et la complexité des modes d'endommagement qui sont générés lorsque les matériaux composites sont sollicités mécaniquement. Nous avons observé que certains d'entre eux se développent à l'échelle microscopique et ne sont pas visibles à l'œil nu.

Dans le but de garantir une sécurité accrue des structures composites, il s'avère primordial de contrôler ces mécanismes d'endommagement et son évolution au cours du chargement. L'endommagement est souvent contrôlé et étudié par différentes méthodes

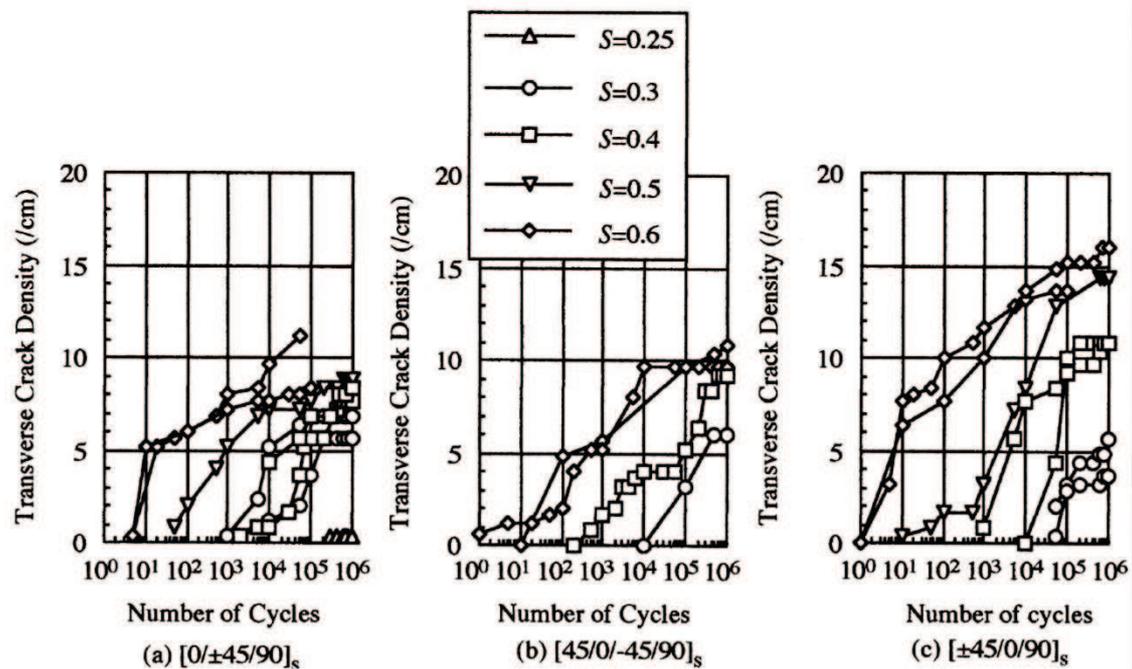


FIGURE 1.10 – Densité de fissuration transverse dans les plis orientés à 90° par rapport à l'axe de sollicitation d'un stratifié carbone/époxyde [36]

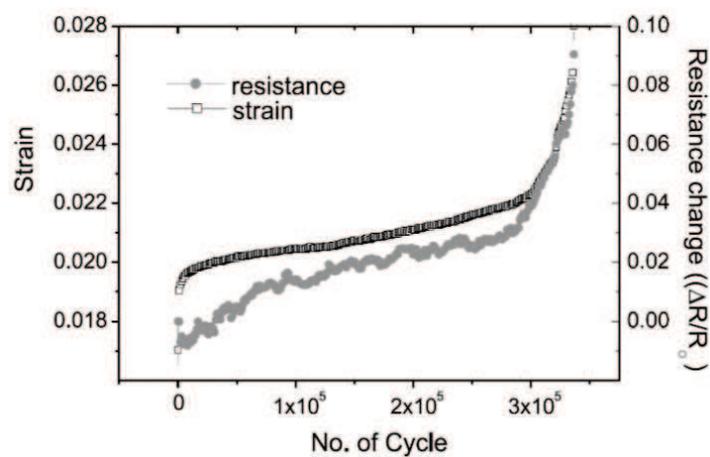
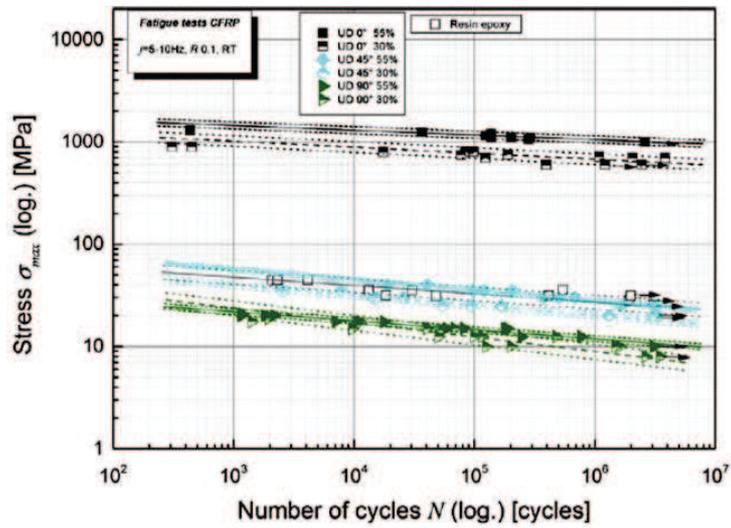
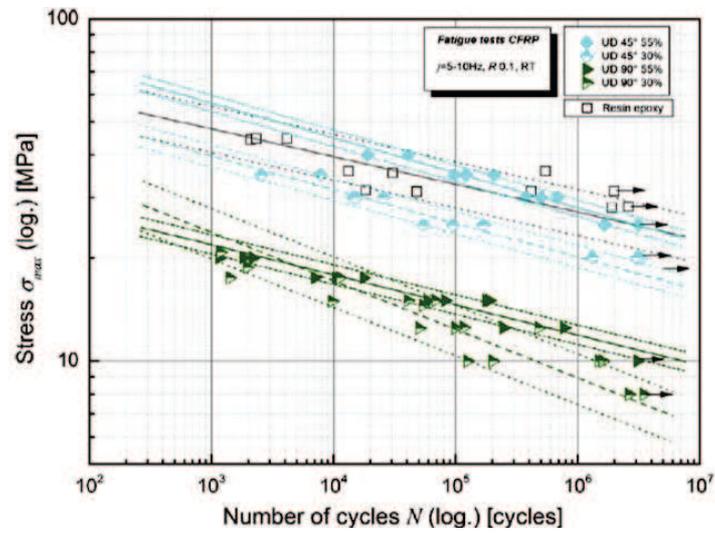


FIGURE 1.11 – Évolution de l'endommagement de stratifiés carbone/époxyde sous fatigue : mesure de la résistance électrique des fibres de carbone [32]



(a) 0°



(b) 45° et 90°

FIGURE 1.12 – Courbes de fatigue uni-axial pour un stratifié carbone/époxyde sollicité suivant 3 directions de fibres [34]

qui visent à caractériser les défauts et les mécanismes d'une manière ponctuelle ou par un suivi au cours d'essais. Nous pouvons distinguer deux catégories de méthodes :

- les méthodes de contrôle discret,
- les méthodes de suivi en continu.

De ce fait, on propose dans les paragraphes suivants de faire une étude des différentes méthodes utilisées pour contrôler et caractériser l'endommagement de matériaux composites en mode discret et en mode continu.

1.4 Méthodes de contrôle discret

Les méthodes de contrôle discret permettent de déterminer l'état de santé des structures à un moment précis, avant ou après une sollicitation mécanique. Cette catégorie comprend notamment les méthodes de contrôles non destructif (CND) ainsi que les méthodes d'évaluation non destructive (END).

Le contrôle non destructif est largement utilisé dans l'industrie aéronautique [37] car ces méthodes fournissent des informations concernant l'état d'endommagement des pièces contrôlées sans altérer ni modifier leur état [38] et peut se réaliser sans démonter la structure. Le principe du contrôle non destructif d'une pièce comporte généralement trois étapes [38, 39] (figure 1.13) :

- l'excitation, qui peut être de type mécanique, électromagnétique ou thermique,
- la perturbation qui est intrinsèque aux défauts et aux endommagements de la pièce et qui interagit avec l'excitation,
- la révélation à l'aide de capteurs adaptés à chaque technique qui traduisent l'interaction entre l'excitation et la perturbation.

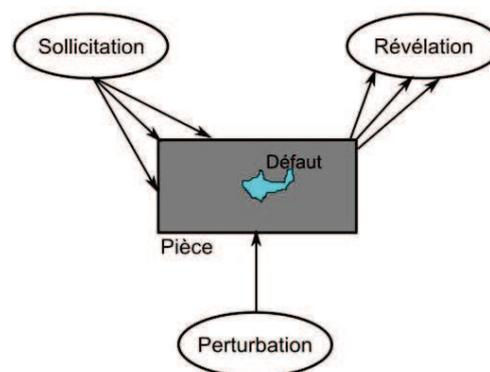


FIGURE 1.13 – Phases du CND [39]

Suivant la physique de la technique, le contrôle est fait par le biais de différentes techniques de mesure de champs. Les plus couramment employées dans l'industrie aéronautique sont :

- la mesure de champs acoustiques, qui comprend notamment le contrôle par ultrasons (US) [40]. Cette technique permet à la fois d'accéder à des informations sur les défauts intérieurs à de la pièce [37, 38, 41] mais aussi de déterminer ses caractéristiques mécaniques [42, 43, 44],

- la mesure de champs thermiques, dans laquelle on trouve la thermographie infrarouge (TI) [37, 45, 46],
- la mesure de champs densimétriques, qui comprend la radiographie et la tomographie à rayons X [38, 47, 48],
- la mesure de champs électromagnétiques, qui comprend principalement les courants de Foucault [49, 50].

On ajoute à ces méthodes de contrôle discret, l'inspection visuelle, le ressuage, la magnéto-scope [51]. Ces techniques de contrôle discret permettent d'identifier d'une part, les imperfections dues au procédé de fabrication (fibres non alignées, porosités, défauts d'imprégnation de résine, etc.) et, d'autre part, l'endommagement sous sollicitations [52] ou lié à des impacts [8].

1.4.1 Ultrasons

La technique ultrasonore permet à la fois de faire un contrôle discret du matériau (CND), mais aussi de faire une évaluation non destructive (END) notamment en ce qui concerne la caractérisation des propriétés mécaniques des matériaux. Les paragraphes suivants présentent ces deux méthodes.

1.4.1.1 Ultrasons comme méthode CND

Un système ultrasonore est constitué d'un générateur d'ultrasons. Il émet et reçoit des impulsions électriques d'un transducteur piézo-électrique. Le traducteur (capteur) converti l'énergie acoustique en énergie électrique et inversement [40]. Un couplant est nécessaire entre le capteur et la structure à ausculter afin de garantir le passage de l'onde entre les deux. Ce couplant peut être soit un gel positionné entre le capteur et la pièce, soit de l'eau (immersion totale de la pièce et du(des) capteur(s)). On parle alors de contrôle au contact ou de contrôle en immersion [53]. Les ondes générées par les capteurs peuvent être de différents types : longitudinales, transversales, de Rayleigh et de Lamb [51, 54] (figure 1.14). Leurs directions de propagation et de polarisation sont données par le type de capteur ainsi que par la position de ce dernier par rapport à la pièce.

Les ondes de volume de compression (longitudinales) sont utilisées pour la détection de défauts parallèles à la surface de détection, comme par exemple, les défauts des composites multicouches. Les ondes de volume transversales sont adaptées à la détection de défauts non parallèles à la surface de détection. Les ondes de Rayleigh sont la superposition d'une onde longitudinale et d'une onde transversale. Ces ondes sont utilisées pour la détection des défauts proches de la surface. Enfin, les ondes de Lamb qui correspondent à la superposition des deux ondes longitudinales et de deux ondes transversales sont utilisées pour le contrôle des plaques de faible épaisseur. [38].

Avec les ultrasons, la détection des défauts se réalise grâce à l'atténuation du faisceau ultrasonore. Le défaut au sein du matériau crée une hétérogénéité qui est atteinte par les ondes ultrasonores et interprétée comme un défaut (figure 1.15). Une étude complète de cette méthode appliquée aux composites est présentée dans la thèse de E. Peronnet [38].

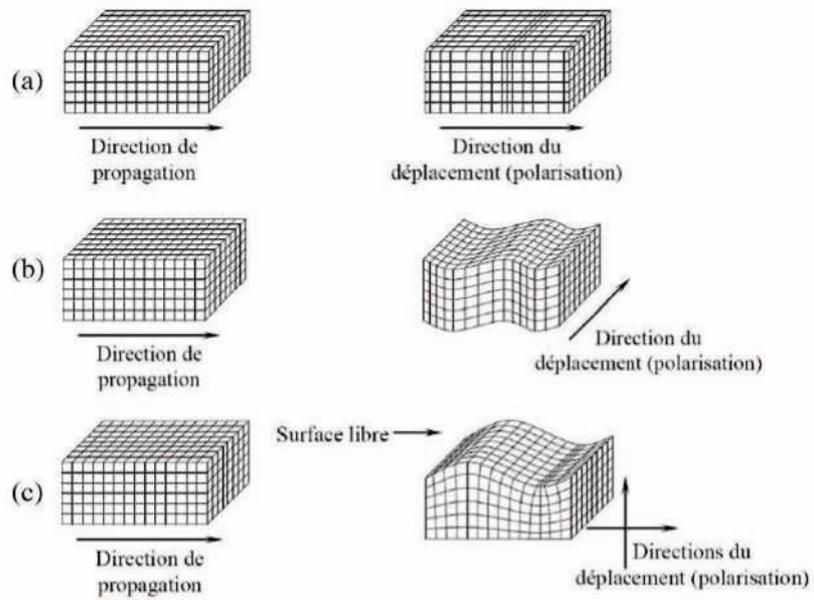


FIGURE 1.14 – Propagation et polarisation des ondes ultrasonores : (a) volumique de compression, (b) volumique de cisaillement, (c) onde de surface [55]

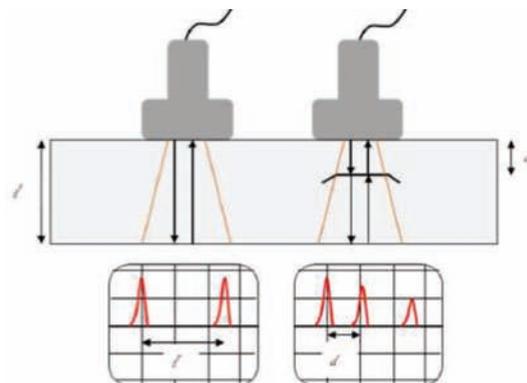


FIGURE 1.15 – Méthode de détection de défauts par ultrasons [56]

1.4.1.2 Ultrasons comme méthode END

Les ultrasons se propagent sous formes d'ondes, qui sont des oscillations régulières au sein d'un milieu. Ces ondes qui se caractérisent par un déplacement réversible et local de la matière sont par conséquent liées aux propriétés mécaniques du matériau. Les composantes d'élasticité du matériau sont liées à la vitesse de propagation des ondes mécaniques au sein de celui-ci par le biais de l'équation de Christoffel [57] (présentée en détail au chapitre 2). Ceci permet d'utiliser la méthode ultrasonore comme technique d'END. Les premières études expérimentales concernant cette technique ont été faites par Zimmer et Cost en 1970 [58].

Pour procéder à l'évaluation des propriétés mécaniques, deux configurations sont possibles : par contact [55] ou par immersion [59].

- La méthode par contact nécessite deux capteurs : un émetteur et un récepteur (figure 1.16). Cette méthode nécessite également l'analyse de 6 paires de facettes planes et parallèles afin de propager les ondes planes dans les directions souhaitées [55, 60], ce qui limite son utilisation à certaines applications. Pour la mise en œuvre de l'essai, le capteur émetteur est positionné sur la surface opposée au capteur récepteur. Les deux sont synchronisés à l'aide d'un oscilloscope qui permet de déterminer le temps de vol que met l'onde à traverser la pièce. Ensuite, en mesurant l'épaisseur de la pièce, il est possible de déterminer la vitesse de propagation des ondes dans le matériau.

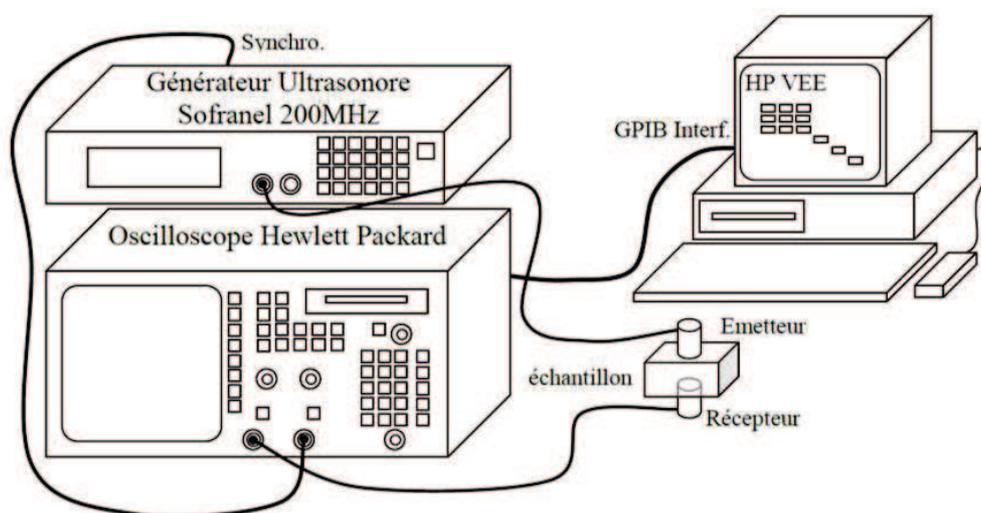


FIGURE 1.16 – Caractérisation ultrasonore par contact [55]

- La méthode par immersion permet de caractériser et de déterminer la totalité de la matrice de rigidité d'un matériau avec un seul échantillon en le tournant suivant différentes directions [61, 62] (figure 1.17). Cette configuration qui utilise un ou deux capteurs a été utilisée avec succès par différents auteurs pour déterminer la matrice de rigidité des matériaux composites [63, 64, 65, 66] ainsi que pour étudier l'évolution des composantes d'élasticité sous sollicitations [14, 67, 68]. Le principe consiste aussi à déterminer le temps de vol de l'onde. Précisément, il est nécessaire d'effectuer la mesure d'un temps de référence correspondant à la propagation dans

l'eau sans échantillon. La variation de l'angle d'incidence de l'onde ultrasonore implique différentes directions de propagation dans l'échantillon et donc différentes vitesses.

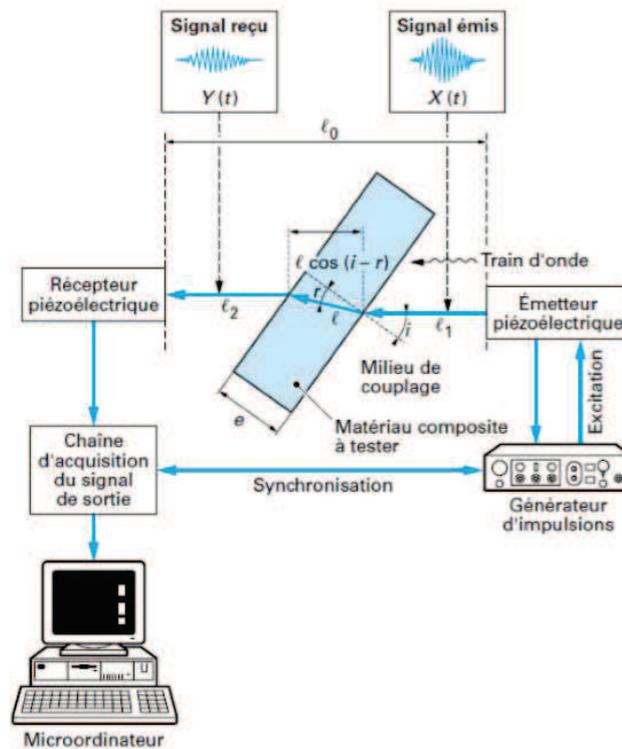


FIGURE 1.17 – Caractérisation ultrasonore en immersion [69]

1.4.2 Thermographie infrarouge active

La thermographie infrarouge appartient aux deux catégories de contrôle. La thermographie active (dans le cas du CND) est utilisée pour la détection de défauts grâce à l'apport d'un flux de chaleur extérieur. La thermographie passive est utilisée dans le suivi d'essais mécaniques (traction ou fatigue) où la sollicitation de la pièce et sa réponse servent de source pour analyser les phénomènes thermomécaniques et détecter des mécanismes irréversibles tels que la plasticité ou l'endommagement [70, 71]. Cette deuxième configuration, faisant l'objet de l'étude du contrôle en continu, sera présentée dans le paragraphe 1.5.3.

Le principe physique de la méthode est présenté dans la figure 1.18. Lorsqu'un flux thermique Φ est dirigé vers la pièce, une partie du flux est réfléchi sur le corps (Φ_r), une autre est transmise au travers de celui-ci (Φ_t) et une dernière partie est absorbée (Φ_a). De ce fait, le matériau s'échauffe et le flux de chaleur Φ_e qu'il émet est fonction de sa température. La transcription en température se fait à partir de la connaissance de l'émissivité du matériau (ϵ). L'émissivité est une propriété de la surface du matériau. Il s'agit du rapport de la luminance L du matériau sur la luminance du corps noir L_0 . Pour un stratifié carbone-époxyde, la valeur de l'émissivité est égale à 0.98 [38, 72].

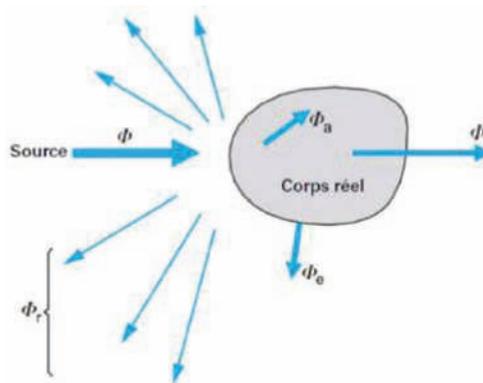


FIGURE 1.18 – Flux thermique [73]

La thermographie infrarouge permet d'accéder à des mesures de champs thermiques. Elle consiste en un relevé 2D des rayonnements thermiques émis par la surface observée [74]. Les longueurs d'ondes de la TI se décomposent en trois domaines : le domaine infrarouge proche (de 0.759 à 3 μm), le domaine infrarouge moyen (de 3 à 5 μm) et le domaine infrarouge lointain (de 5 à 1000 μm). Les gammes les plus fréquemment étudiées sont les domaines proche et moyen [75].

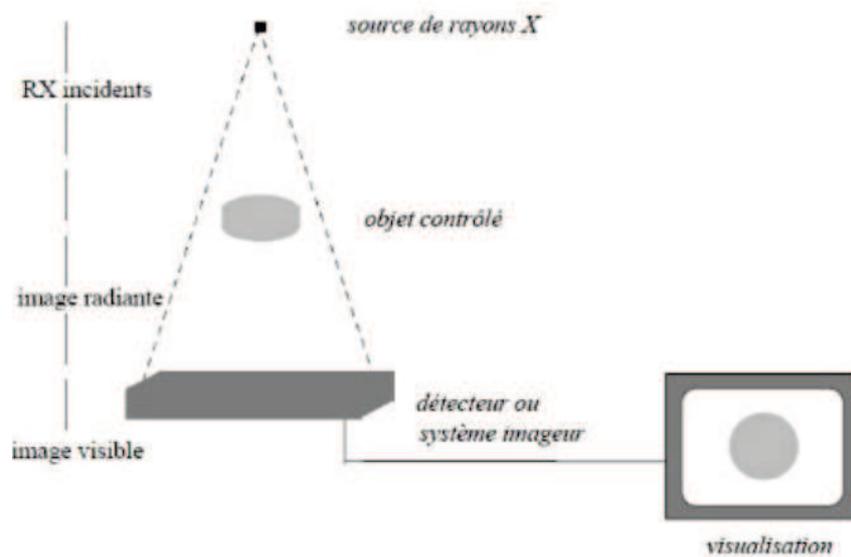
Les sources de chaleur utilisées comme excitation sont des lampes halogènes, des flashes, des lasers, des ondes ultrasonores, des courants de Foucault, etc [38]. Le choix du mode d'excitation dépend la sensibilité des défauts et du matériau à chacune des sources. Les lampes halogènes par exemple sont utilisées pour le contrôle de matériaux composites stratifiés et sandwichs. Le contrôle par thermographie infrarouge permet la détection des défauts de 3 à 4 mm présents en profondeur (au-delà de 2.1 mm) dans des composites monolithiques. Une étude sur la sensibilité de la technique sur les matériaux composites a aussi été menée par E. Peronnet [38]. Elle a montré que la thermographie infrarouge est de 11 à 17% moins sensible que les ultrasons quant à la détection des défauts sur des matériaux composites monolithiques. Ceci est dû au fait que la TI est limitée pour la détection des défauts en profondeur. A ce jour, la recherche bibliographique a montré que très peu d'études ont été consacrées à l'analyse des défauts des matériaux composites contrôlés par TI dans le cadre d'un contrôle non destructif.

1.4.3 Radiographie et tomographie à rayons X

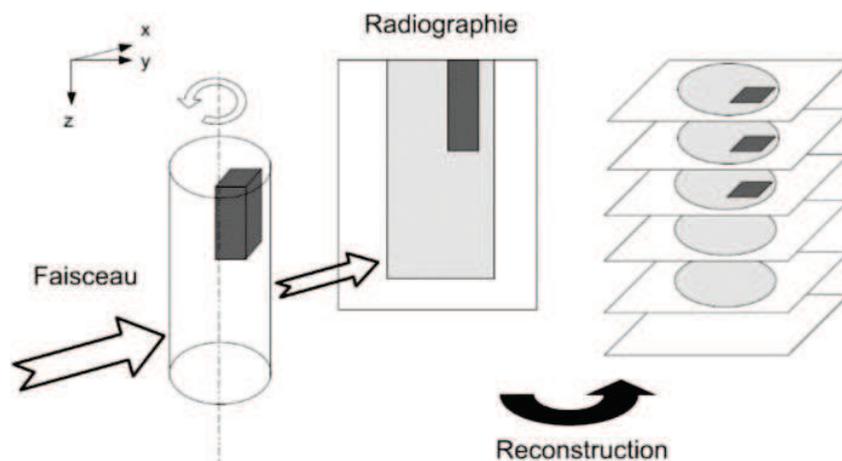
Ces dernières années, les méthodes densimétriques ont été développées comme moyen de CND pour les structures composites et métalliques [76, 77, 78]. Elles sont basées sur l'envoi d'un flux d'ondes électromagnétiques à travers la pièce. La réception du flux transmis est réalisée par des détecteurs adaptés, ce qui permet l'obtention d'une cartographie de mesure de champ en 2D (radiographie) ou 3D (tomographie) [38]. A la différence de la radiographie X, la tomographie X permet une mesure volumique du champ densimétrique à partir de plusieurs images radiographiques 2D [38, 47, 79] (figure 1.19). Les résultats de contrôles par rayons X sont basés sur les différences d'absorption de ces radiations lors de la pénétration par la matière [78]. De ce fait, deux paramètres conditionnent la performance de la technique : la capacité du matériau à absorber les rayons X et le

contraste d'absorption entre le matériau sain et les défauts au sein de celui-ci [38, 77]. Dans les applications pour matériaux composites, la radiographie X permet la détection d'endommagements tels que des fissures et des délaminages. La tomographie X est utilisée pour quantifier la présence de défauts induits par les procédés de fabrication et par les sollicitations mécaniques [47, 79].

La radiographie X et la tomographie X permettent la détection de défauts avec une bonne précision (écart de 0.3 mm pour des défauts de 3 à 6 mm de diamètre). Néanmoins, l'inconvénient majeur de la tomographie X est la présence d'artefacts produits lors de la phase de reconstruction. Ceci empêche la visibilité de tous les défauts au sein des matériaux [38].



(a) radiographie X [77]



(b) tomographie X [79]

FIGURE 1.19 – Principe du contrôle par rayonnement X

1.4.4 Courants de Foucault

La technique des courants de Foucault est basée sur les principes de l'électromagnétisme. Une bobine parcourue par un courant variable génère des courants induits (les courants de Foucault) qui créent eux-mêmes un flux magnétique qui s'oppose au flux générateur, modifiant ainsi l'impédance de la bobine. C'est l'analyse de cette variation d'impédance qui fournira des indications exploitables lors d'un contrôle d'une pièce [51] (figure 1.20). La présence d'une discontinuité électrique perturbant la circulation des courants de Foucault implique la présence d'un défaut.

La méthode a été utilisée avec succès pour le dimensionnement de l'endommagement de matériaux composites suite à des impacts de différentes énergies. L'étude a montré qu'il est possible de détecter tous les défauts générés par des impacts en utilisant les courants de Foucault [49]. Ce principe est surtout utilisé pour détecter des défauts superficiels, dans la mesure où les courants de Foucault sont à proximité de la surface des corps conducteurs [51]. Cette méthode ne s'applique qu'aux matériaux conducteurs de l'électricité.

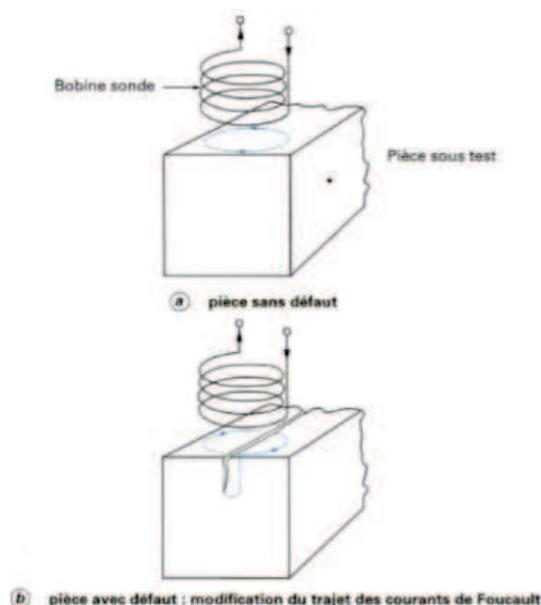


FIGURE 1.20 – Principe des courants de Foucault [51]

D'une manière générale, ces méthodes CND fonctionnent par comparaison avec des défauts type liés à des matériaux bien définis. Ceci limite leur utilisation sur les matériaux composites qui sont très variables. Il est nécessaire d'avoir un défaut "repère" pour chaque technique et pour chaque matériau contrôlé.

1.5 Méthodes de contrôle en continu

Les méthodes de contrôle en continu, contrairement aux méthodes discrètes, permettent de faire un suivi de l'état de santé d'une structure lors de sollicitations mécaniques. Elles sont utilisées lorsque la pièce est en service. Ceci implique que l'excitation et la perturbation permettant de faire le contrôle (voir figure 1.13) sont générées par la

sollicitation mécanique de la pièce elle-même. Les méthodes de cette catégorie permettent donc de faire un suivi de l'endommagement et des propriétés du matériau en temps réel, sans perturber la sollicitation ou le matériau. Dans le cadre de notre étude, nous nous intéressons particulièrement à :

- la méthode de mesures surfaciques 2D par corrélation d'images numériques,
- l'émission acoustique (EA),
- la thermographie infrarouge passive (TI).

1.5.1 Mesures surfaciques 2D par corrélation d'images numériques

Dans un contexte de sollicitations quasi-statique et de fatigue, les mesures surfaciques par corrélation d'images numériques permettent de déterminer le champ de déformation du matériau. La facilité de préparation de la surface analysée et la mise en œuvre sans contact [47, 76, 80] sont des atouts pour cette technique par rapport aux méthodes de mesures conventionnelles (par exemple la mesure de déformation à partir de jauges d'extensométrie collées sur la surface).

La corrélation d'images consiste à mettre en correspondance deux images numériques d'une surface plane munie de marqueurs ou d'un mouchetis observées à deux états distincts de déformation (une image à l'état de référence et une image en état déformé). Le traitement d'images permet alors d'en déduire le déplacement pour chaque état de chargement (figure 1.21). Une fois la déformation calculée, il est possible de remonter classiquement aux caractéristiques mécaniques du matériau.

Les images sont discrétisées spatialement par un capteur CCD en affectant pour chaque pixel de l'image corrélée un niveau de gris [80, 81]. Afin de pouvoir corréler les deux images, il faut que chaque point soit identifiable par rapport à son entourage pour permettre une bonne corrélation entre ces images. Le pixel homologue de la première image est déterminé dans la seconde image en optimisant un coefficient de corrélation sur leur voisinage. Le point et son voisinage sont appelés fenêtre de corrélation [9].

Cette méthode de mesure de déformation sans contact est donc adaptée à des essais où plusieurs mesures sont effectuées simultanément [9, 76].

1.5.2 Emission acoustique

1.5.2.1 Définition

L'émission acoustique est définie comme étant des ondes élastiques transitoires engendrées par la libération d'énergie dans un matériau ou par un processus [83]. La technique de l'émission acoustique consiste donc à détecter ces ondes élastiques pour en extraire des informations [84]. Les ondes élastiques sont générées au sein du matériau lorsque la matière évolue, se déforme ou s'endommage sous l'action d'une ou plusieurs contraintes. Les ondes sont ensuite captées par des capteurs piézo-électriques qui convertissent le signal acoustique en signal électrique. Cette technique permet donc de détecter des endommagements en temps réel.

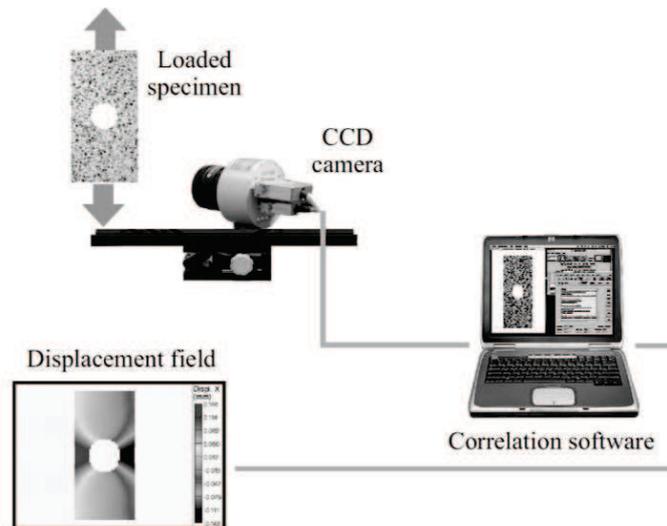


FIGURE 1.21 – Mesure de déformation par corrélation d’images [82]

1.5.2.2 Détection et traitement des signaux

Les ondes acoustique sont générées par une libération d’énergie au sein du matériau et se propagent à travers la pièce endommagée. Ces ondes arrivent ensuite aux capteurs. Chaque capteur possède une gamme de sensibilité en fréquence spécifique. Une EA peut être détectée par le capteur s’il a les bonnes caractéristiques et si la source d’émission acoustique est suffisamment énergétique. Le capteur est relié à la structure soit par une pression de maintien (avec un fluide de couplage), soit par un couplage solide ou soit par un couplage avec guide d’onde interposé. Cette dernière méthode est utilisée lorsque le capteur ne supporte pas l’ambiance. Enfin, un test normalisé (Hsu-Nielsen) [83, 85] permet de valider le couplage entre la structure et le capteur. En utilisant plusieurs capteurs sur la même structure, il est possible de déterminer les coordonnées du point ou de la zone où s’est produit l’événement d’EA. La méthode consiste à mesurer les différences de temps d’arrivée d’un même signal aux capteurs répartis sur la structure. Pour localiser les événements, il est nécessaire d’introduire la distance entre les capteurs dans un logiciel d’acquisition qui calcule la position de chaque événement par triangulation en fonction des différences de temps d’arrivée des ondes.

A la sortie des capteurs, les niveaux des signaux sont très faibles. Il est donc nécessaire d’amplifier les signaux par le biais d’un préamplificateur. Ensuite, la dernière étape consiste à traiter et analyser les signaux (figure 1.22). Un seuil de détection est établi dans le but de limiter les bruits. Le seuil est déterminé avant l’essai en utilisant la procédure Hsu-Nielsen.

Les ondes acoustique provenant de divers mécanismes, elles ont une signature particulière pour chacun de ces mécanismes (tous les mécanismes ne libèrent pas la même énergie). Chaque salve d’EA peut être caractérisée dans le domaine temporel (par des paramètres de forme) et dans le domaine spectral (par des paramètres fréquentiels) [86, 87] (figure 1.23). Le détail des paramètres est donné en annexe 1. Tous les paramètres (aussi appelés descripteurs) sont extraits par le système d’acquisition pour chaque événement acoustique. A partir des descripteurs il est possible de faire différents types d’analyses :

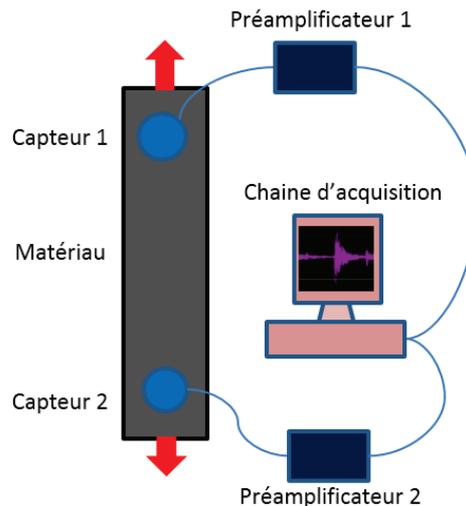


FIGURE 1.22 – Principe d'acquisition par émission acoustique

- l'analyse temporelle permet d'étudier l'évolution des descripteurs dans le temps,
- l'analyse statistique permet de séparer les mécanismes sources d'EA en traçant les courbes de distribution cumulée des salves en fonction d'un descripteur,
- l'analyse de corrélation consiste à tracer un descripteur en fonction d'un autre et de déterminer différents groupes de signaux,
- l'analyse multi-variables : permet de ranger les signaux acoustiques dont les caractéristiques sont similaires pour déterminer des groupes de signaux.

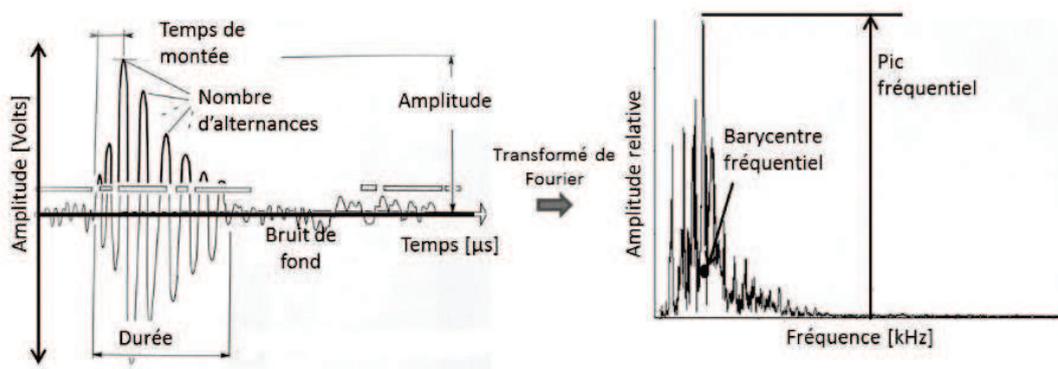


FIGURE 1.23 – Descripteurs acoustiques

1.5.2.3 Identification de l'endommagement

L'EA a été utilisée largement pour l'étude de mécanismes d'endommagement de matériaux sandwichs [88], de composites stratifiés de carbone/époxyde [26, 89, 90], de composites stratifiés de fibre de verre/époxyde [13, 20] et de composites à matrice céramique [91, 92]. Nous constatons que le problème majeur de l'acquisition par émission acoustique est de pouvoir discriminer les différents modes d'endommagement à partir des signaux. Pour pallier ce problème, différentes études [93, 94, 95, 96] ont d'abord été consacrées à l'analyse d'un seul descripteur d'EA. Il a été trouvé que l'amplitude est un paramètre

discriminant pour les différents types d'endommagement au sein de composites stratifiés. Chaque mécanisme d'endommagement correspond à des gammes d'amplitudes spécifiques :

- fissuration matricielle : 40-50 dB [93, 96],
- décohésion fibre-matrice : 55-100 dB [97],
- délaminage : 62 dB [96],
- rupture des fibres : 60-100 dB [93, 97].

Cependant, l'utilisation d'un seul descripteur pour identifier des mécanismes d'endommagement peut être insuffisante, d'autant plus que certaines gammes d'amplitude sont assez similaires. Il est donc nécessaire d'utiliser des méthodes multi-paramétriques permettant de classer les signaux acoustiques dans des familles de signaux. Cette technique de classification est appelée méthode de reconnaissance de formes supervisée ou non-supervisée [13, 92, 98, 99] (figure 1.24).

- Les méthodes supervisées nécessitent un jeu de descripteurs déjà identifiés pour construire le modèle statistique. Dans ce cas, les classes doivent être connues par l'utilisateur [29].
- Pour les méthodes non-supervisées, les classes ne sont pas connues a priori par l'utilisateur. Dans ce cas, la classification ne nécessite aucune information sur les données. La méthode est ainsi fondée sur la structure propre des descripteurs [13, 100, 101]. La première étape de cette méthode consiste à choisir les descripteurs pertinents, l'algorithme de classification et le nombre de classes optimal. La deuxième étape consiste à segmenter les données, afficher et interpréter les résultats.

La méthode de reconnaissance de formes a permis d'identifier et d'attribuer des signatures acoustiques aux mécanismes complexes d'endommagement de composites lors de sollicitations. Masmoudi par exemple [13] a fait des essais de traction, flexion et fatigue sur de composites verre/époxyde en appliquant cette méthode. L'EA a permis d'identifier 3 mécanismes d'endommagement dans des matériaux unidirectionnels (figure 1.25(a)) et 4 pour les stratifiés à plis croisés (figure 1.25(b)). Les signaux de la classe A correspondent à la fissuration matricielle, les signaux de classe B à la décohésion fibre-matrice, les signaux de la classe C à la rupture des fibres et les signaux de la classe D au délaminage dans les empilements croisés. Comme il a été évoqué précédemment, on observe que les ruptures de fibres se produisent vers la fin des essais avec les amplitudes les plus élevées. La technique appliquée en temps réel permet également d'identifier les nombres de cycles ou la contrainte à laquelle les mécanismes se mettent en place.

1.5.3 Thermographie infrarouge passive

La physique de cette méthode étant déjà présentée auparavant, on se propose d'étudier ici la technique appliquée au suivi de l'endommagement. Dans ce cas, la thermographie infrarouge est utilisée pour mesurer les variations de température lorsque des phénomènes thermomécaniques se produisent au sein du matériau du fait de sollicitations mécaniques. En fait, les phénomènes ont pour effet une augmentation ou une diminution locale de la température. Cette information est ensuite exploitée pour remonter aux phénomènes

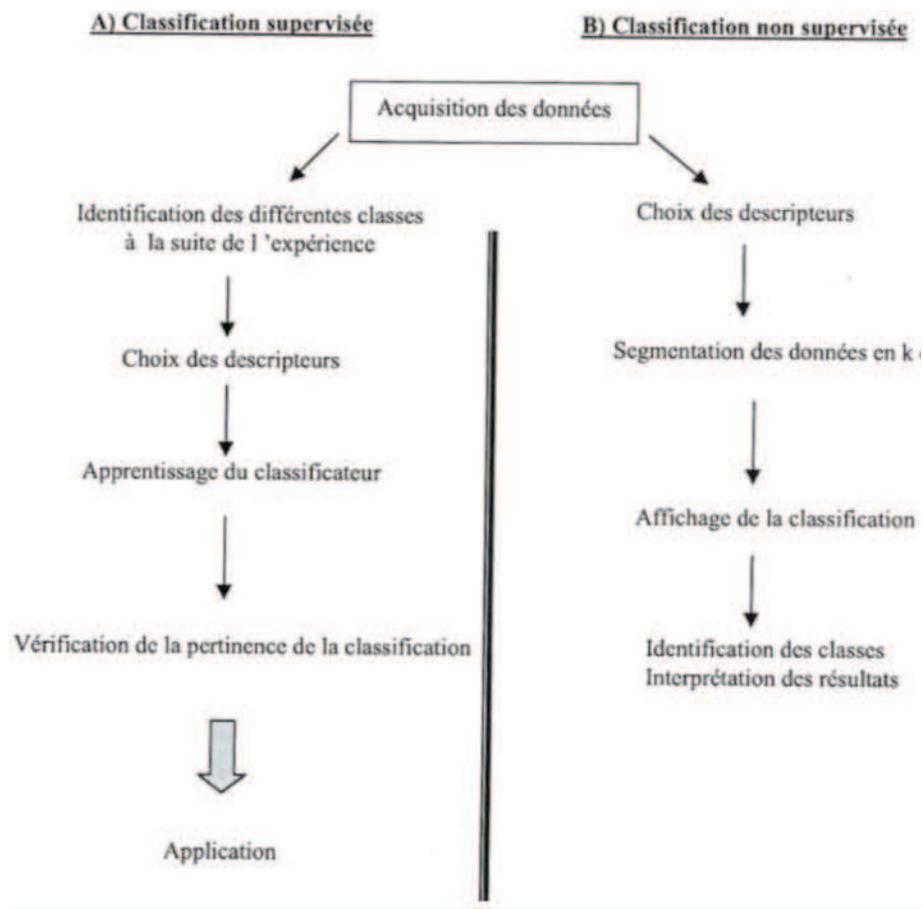


FIGURE 1.24 – Étapes de classification des méthodes de reconnaissance de formes [29]

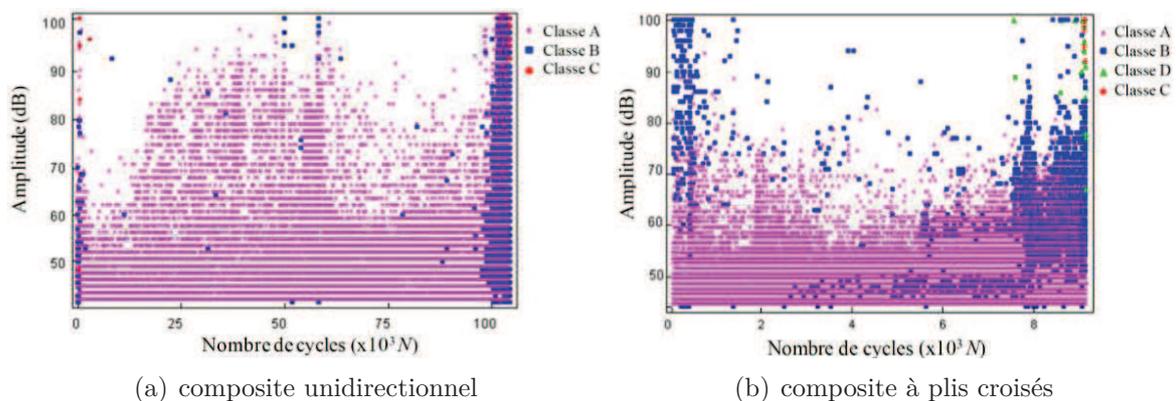


FIGURE 1.25 – Identification de mécanismes d'endommagement par la méthode de reconnaissance de formes non-supervisée (algorithme k-means) pour un composite verre/époxyde sous fatigue uni-axiale [13]

dissipatifs [102, 103]. La méthode est donc relativement simple à mettre en œuvre. Une caméra infrarouge est mise en place devant l'objet à mesurer et on obtient une cartographie complète de la température de la surface (pixel par pixel) de la pièce à analyser [9] (figure 1.26).

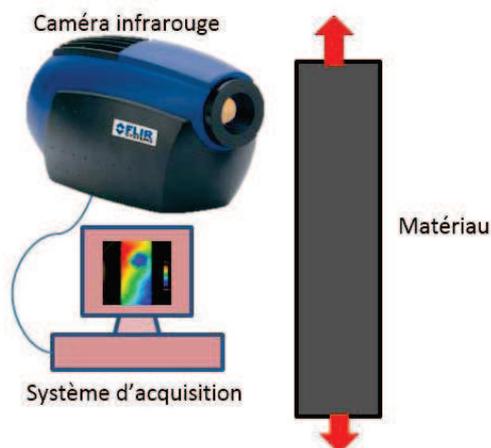


FIGURE 1.26 – Principe d'acquisition par thermographie infrarouge

Dans certaines études sur des matériaux composites [47, 104, 105], il a été utilisée la TI pour déterminer et localiser les échauffements dus aux mécanismes de dégradation. Les phénomènes d'endommagement se caractérisent par un dégagement d'énergie et donc une élévation locale de la température de la pièce à l'endroit où l'endommagement est généré (figure 1.27).

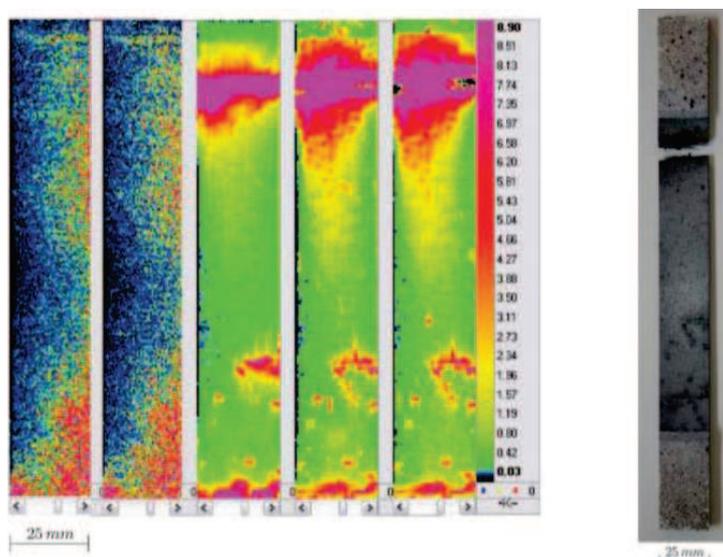


FIGURE 1.27 – Variation de température d'un composite carbone/époxyde due aux processus d'endommagement mesurée par TI [76]

Lorsque le matériau s'endommage et suit des processus irréversibles, nous constatons un processus de dissipation thermique dû à l'énergie de transformation ou d'endommagement micro-structural. La quantité de chaleur diffusée par ce processus est plus importante

que celle diffusée par la thermoélasticité du matériau [106]. En effet, lorsqu'un matériau est sollicité, les deux processus sont caractérisés par deux types de variation de température. La première correspond à la réponse thermoélastique du matériau et dépend notamment du coefficient de dilatation thermique. La deuxième variation de température est dûe aux phénomènes irréversibles de l'endommagement au sein du matériau (figure 1.28). De plus, la température n'est pas toujours un bon indicateur de l'endommagement au sein du matériau, elle peut être influencée par des échanges thermiques avec l'ambient et/ou par la diffusion de chaleur au sein du matériau. Il est donc nécessaire d'introduire des arguments thermodynamiques afin de déterminer les sources dissipatives dues à l'endommagement de la matière [74, 107, 108, 109]. Par le biais de l'équation de la chaleur, il est possible de caractériser les sources de chaleur. L'équation est établie dans le cadre des processus quasi-statiques, de petites déformations et sur les bases de la thermodynamique des processus irréversibles [110]. On peut ainsi identifier, localiser et voir l'évolution des sources d'endommagement de matériaux composites qui ne seraient pas révélées par une cartographie de température. La figure 1.29 par exemple, montre un champ de température et un champ de sources de chaleur au même instant pour un aluminium sollicité en fatigue. Cette figure met en évidence le fait que le champ de température est difficile à analyser. En revanche, le champ de sources de chaleur montre la localisation des zones de dissipation.

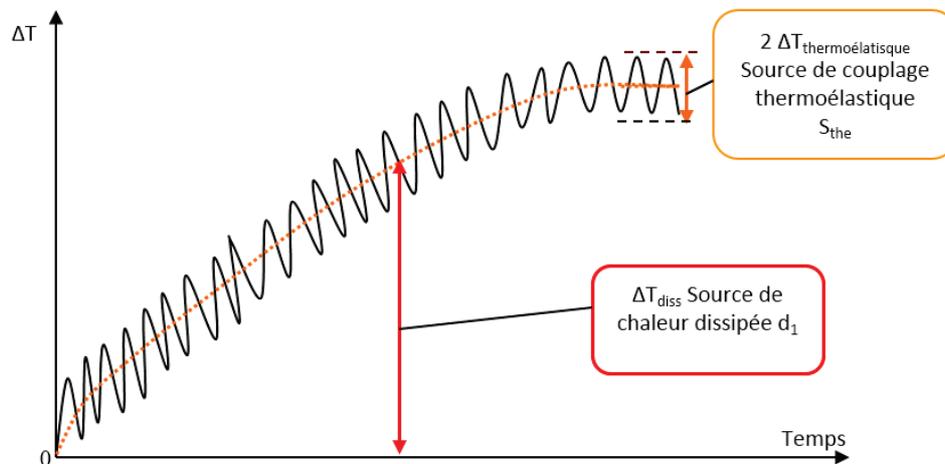


FIGURE 1.28 – Variations de température dues à la dissipation mécanique et la thermoélasticité d'un matériau soumis à des sollicitations cycliques [106]

1.6 Couplage des méthodes de suivi

Si certaines méthodes de contrôle permettent de faire une étude discrète de la santé des structures, nous nous intéressons dans nos travaux aux méthodes de contrôle en continu des composites. Ces méthodes de contrôle, notamment la mesure surfacique 2D par corrélation d'images, la thermographie infrarouge et l'émission acoustique permettent de faire un suivi des phénomènes de dégradation de la matière en temps réel.

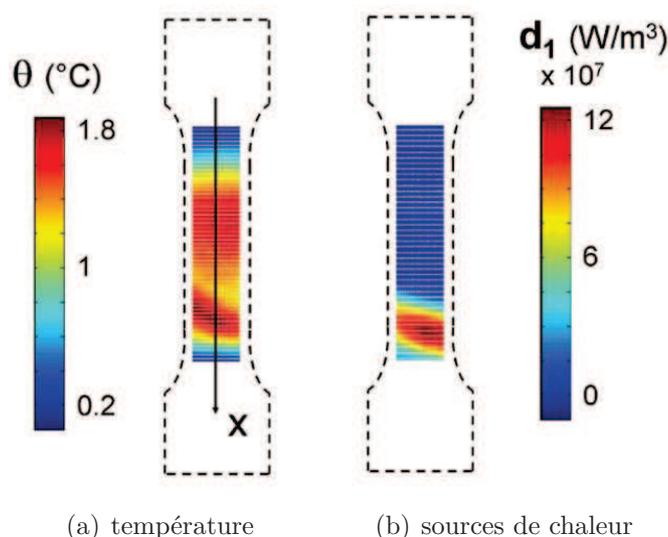


FIGURE 1.29 – Champ de température et de sources de chaleur pour une éprouvette d'aluminium sous sollicitation de fatigue [111]

L'essor de l'EA et de la TI pour la caractérisation de l'endommagement ont permis à certains auteurs de suggérer un couplage de ces deux méthodes afin d'approfondir les recherches sur la compréhension et la caractérisation de l'endommagement des composites. Quelques corrélations entre les événements acoustiques et thermiques ont déjà été mises en évidence surtout dans le contexte de sollicitation cyclique (fatigue). Par exemple, il a été constaté par Kordatos et al. [112] et De Vasconcellos et al. [113] l'apparition progressive des zones chaudes sur la surface du matériau composite en même temps que l'augmentation du nombre de salves acoustiques.

Des corrélations entre la température moyenne de la surface, l'énergie et le nombre d'alternances cumulées ont été aussi corroborées. Les courbes par rapport au temps de ces données présentent simultanément des points d'inflexion correspondant à des transitions entre les modes d'endommagement du matériau [114] (figure 1.30). Dans les travaux de Kordatos et al. [115] concernant le suivi de la croissance de la fissuration, on observe une tendance similaire entre la relation temps de montée/amplitude des salves d'EA et la température.

1.7 Conclusion

Ce premier chapitre a permis de comprendre la complexité et l'évolution des mécanismes d'endommagements qui coexistent dans les composites stratifiés soumis à des sollicitations mécaniques. Pour contrôler et étudier ces endommagements, différentes techniques ont été développées : soit pour faire un contrôle discret des structures, soit pour étudier l'apparition et l'évolution des modes d'endommagement. Dans cette dernière catégorie, nous distinguons, particulièrement, l'émission acoustique et la thermographie infrarouge.

Les études préliminaires ont montré l'intérêt du couplage de l'EA et de la TI. Cepen-

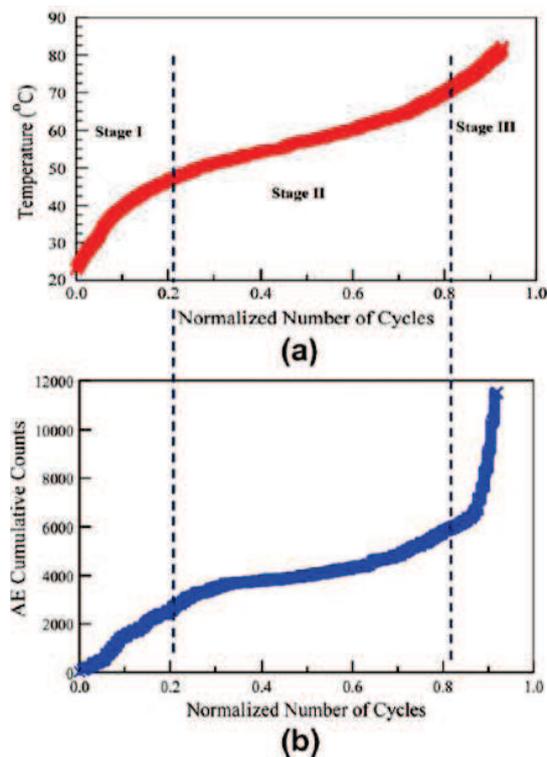


FIGURE 1.30 – Corrélation entre l'évolution de la température et l'augmentation du nombre d'alternances cumulées d'un matériau composite verre/époxyde sous essai de fatigue en flexion [114]

dant, ces études proposent une analyse globale des événements acoustiques sans distinguer les modes d'endommagement spécifiques. Quant aux aspects thermiques, ils sont principalement limités aux observations des variations de température qui peuvent être influencées par les échanges avec le milieu ambiant. Quelques tentatives pour fournir d'autres interprétations sont généralement limitées par des hypothèses fortes : la dissipation thermique est estimée à partir du taux d'absorption de chaleur [114], la considération du couplage thermo-élastique [115] et la conductivité thermique au sein du matériau sont négligées.

Le chapitre suivant concerne la caractérisation du matériau et les méthodes expérimentales mises en œuvre pour étudier l'endommagement de matériaux composites sous sollicitations de traction quasi-statique et de fatigue.

Chapitre 2

Matériau et dispositifs expérimentaux

Sommaire

2.1	Introduction	36
2.2	Fabrication des éprouvettes	36
2.2.1	Matériaux constitutifs	37
2.2.2	Procédé de fabrication	37
2.2.3	Préparation des éprouvettes	39
2.2.3.1	Éprouvettes de traction	39
2.2.3.2	Éprouvettes de caractérisation ultrasonore	39
2.3	Machines de sollicitation mécanique	41
2.4	Caractérisation mécanique du matériau	41
2.4.1	Procédure expérimentale pour la caractérisation par des essais de traction	41
2.4.2	Procédure expérimentale pour la caractérisation ultrasonore	44
2.4.2.1	Principe général	44
2.4.2.2	Détermination des vitesses ultrasonores	46
2.4.2.3	Détermination des composantes de la matrice de rigidité	48
2.4.3	Résultats et discussion	50
2.4.3.1	Réponse globale du matériau aux essais de traction	50
2.4.3.2	Résultats de la caractérisation	51
2.5	Dispositifs expérimentaux pour le suivi de l'endommagement	54
2.5.1	Émission acoustique	54
2.5.2	Thermographie infrarouge	56
2.5.3	Techniques couplées	59
2.6	Conclusions	59

2.1 Introduction

Les matériaux composites étant des matériaux anisotropes, ils présentent des propriétés mécaniques différentes suivant l'orientation des fibres. Afin d'optimiser la conception de ces structures, il est donc important de connaître les propriétés de ce matériau. Pour ce faire, il existe plusieurs techniques de caractérisation. Jusqu'à présent, l'essai de traction avec des mesures de déformation est la technique normalisée pour identifier les propriétés élastiques des composites [116, 117]. Cependant, un tel procédé est destructif par nature. De plus, plusieurs éprouvettes sont nécessaires et il ne fournit qu'une partie des constantes élastiques lorsque les plaques sont minces. L'étude bibliographique du premier chapitre a mis en évidence que les techniques ultrasonores basées sur la mesure des vitesses des ondes ultrasonores sont un moyen intéressant et non destructif pour la détermination des propriétés de stratifiés composites orthotropes et quasi-orthotropes. Ces techniques peuvent donc être une alternative aux méthodes classiques pour la caractérisation du matériau. Nous évaluons leur potentiel dans ce chapitre.

De plus, les structures composites sont très souvent fortement sollicitées en service. Nous avons vu, dans le premier chapitre, les endommagements qui peuvent être générés dans les matériaux composites sous sollicitations quasi-statique et dynamique. Afin de contrôler ces endommagements en continu, il existe des moyens de contrôle non destructifs dont nous avons parlé dans la section 1.4. Ainsi, afin d'approfondir et d'améliorer nos connaissances sur ces endommagements, nous avons décidé de coupler deux méthodes non destructives à savoir l'émission acoustique et la thermographie infrarouge. Nous détaillerons également leurs modes d'utilisation dans ce chapitre.

Nous proposons dans la première partie de ce chapitre la présentation du procédé de fabrication des éprouvettes. Dans une deuxième partie, nous présentons une comparaison des méthodes de caractérisation classique par des essais de traction (mesure de déformation par jauges et corrélation d'images) et de la méthode de caractérisation ultrasonore par immersion. La méthodologie pour déterminer la matrice de rigidité de notre matériau ainsi que les constantes élastiques sont présentées. Pour terminer, la fin de ce chapitre est dédiée à la présentation du dispositif expérimental mis en place pour l'étude de l'endommagement sous sollicitations mécaniques. Nous détaillerons également les dispositifs de suivi par l'émission acoustique et la thermographie infrarouge.

2.2 Fabrication des éprouvettes

Comme mentionné dans le chapitre bibliographique, une partie importante des pièces de structure sont aujourd'hui fabriquées à base de stratifié carbone/époxyde [6]. Nous avons donc choisi pour ce travail de recherche d'étudier le matériau composite carbone/époxyde. Ce type de composite est largement utilisé dans l'industrie aéronautique, spécialement pour la fabrication de certaines pièces du fuselage des avions.

2.2.1 Matériaux constitutifs

Le stratifié est fabriqué au laboratoire à partir de pré-imprégnés unidirectionnels HexPly® de désignation M10R/38%/UD150/CHS fabriqué par Hexcel. Le matériau est composé de fibres de carbone haute résistance de type T700S de la gamme TORAYCA® fabriquées par Toray Industries, Inc et d'une matrice M10 permettant une cuisson entre 85 et 150°C, sous une pression comprise entre 0.9 et 5 bar et un taux de montée en température entre 0.5 et 10°C min⁻¹. Les propriétés physiques et thermiques du pré-imprégné sont données par le fournisseur (tableau 2.1). Les conductivités longitudinales et transversales des fibres sont données par le fabricant. La conductivité thermique de la matrice est obtenue à l'aide du logiciel Granta CES® selector [118].

Propriétés	Valeurs
Type	UD
Masse surfacique	150 g m ⁻²
Épaisseur du pli	0.16 mm
Conductivité thermique des fibres sens longitudinale k_{fL}	9.4 W m ⁻¹ °C ⁻¹
Conductivité thermique des fibres sens transverse k_{fT}	1.6 W m ⁻¹ °C ⁻¹
Conductivité thermique de la matrice k_m	0.4 W m ⁻¹ °C ⁻¹

TABLE 2.1 – Propriétés du pré-imprégné M10R/38%/UD150/CHS

2.2.2 Procédé de fabrication

De part sa simplicité de mise en œuvre, le procédé de fabrication retenu dans ce travail est l'empilement de fibres. La technique requiert un stockage des plis pré-imprégnés au congélateur afin d'éviter la polymérisation de la matrice. Le matériau final est réalisé par empilement successif de plis en respectant une séquence d'empilement spécifique. Ce procédé de fabrication est généralement utilisé pour des pièces de géométrie moyennement complexe, que ce soit en petites ou grandes séries [8].

Dans le cadre de cette étude et compte tenu des spécificités des normes ISO quant à la caractérisation des composites et de l'équipement disponible au sein du LGP, l'empilement est réalisé manuellement à partir de 14 plis unidirectionnels permettant d'avoir une épaisseur finale de 2 mm. Les 14 plis sont tous positionnés dans la même direction afin d'obtenir un composite unidirectionnel. Les tissus de mise en œuvre et la séquence d'empilement sont disposés dans un moule et recouverts d'un sac d'étanchéité, le tout relié à une pompe à vide. Le vide généré par la pompe permet l'évacuation des bulles d'air (figure 2.1). Un fil de Kevlar est positionné sur un des bords de la plaque afin de repérer la direction des fibres.

Une fois l'empilement réalisé, le moule est passé en autoclave (figure 2.2). Le cycle de cuisson théorique choisi et qui reste dans les marges du fournisseur est donné à la figure 2.3 (consolidation à 125° pendant 90 min à 2 bar). Lorsque la plaque est sortie de l'autoclave, elle est démoulée soigneusement et préparée pour la découpe des éprouvettes, réalisée avec une scie diamantée.

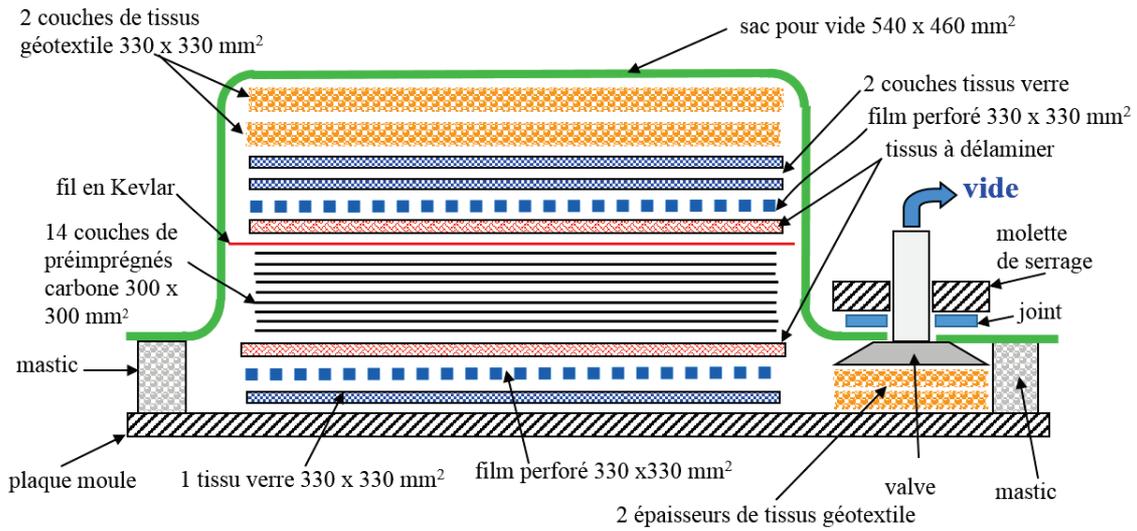


FIGURE 2.1 – Procédé de fabrication des éprouvettes

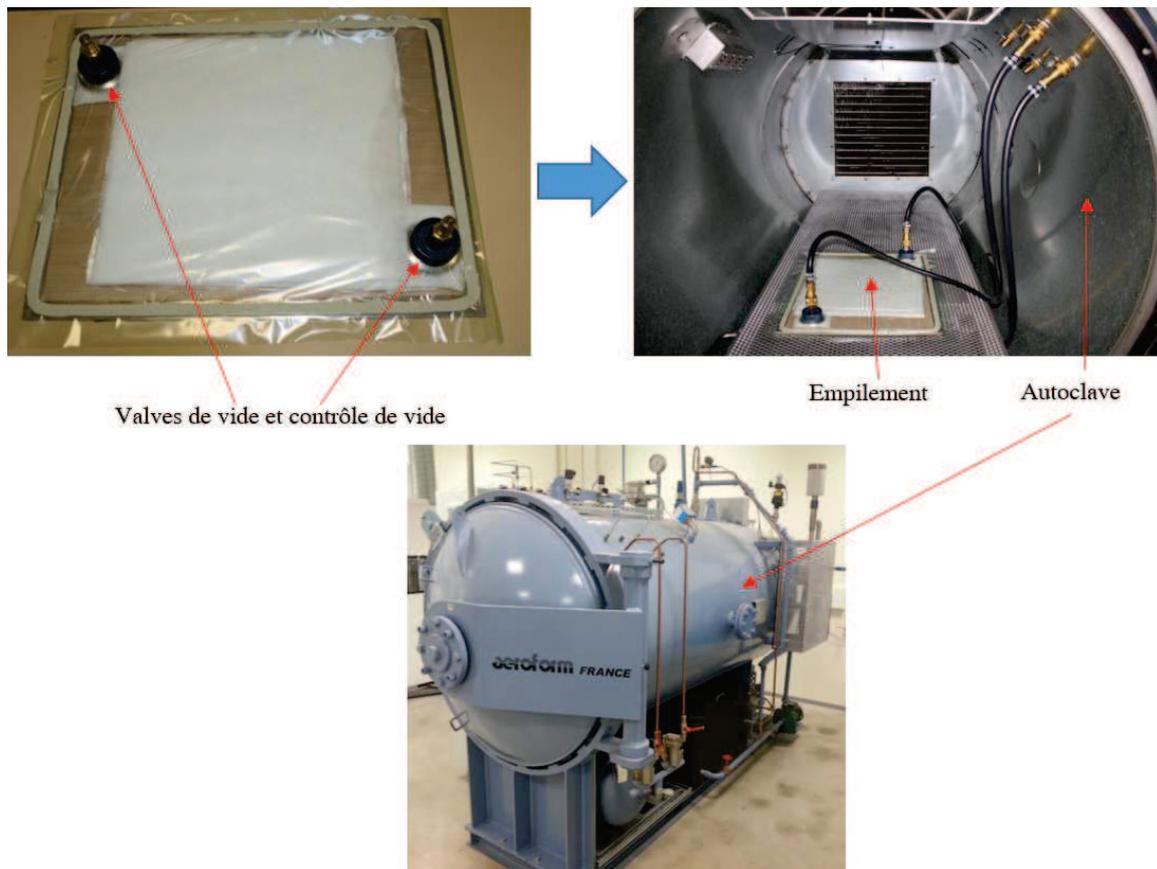


FIGURE 2.2 – Préparation de la cuisson du matériau composite en autoclave

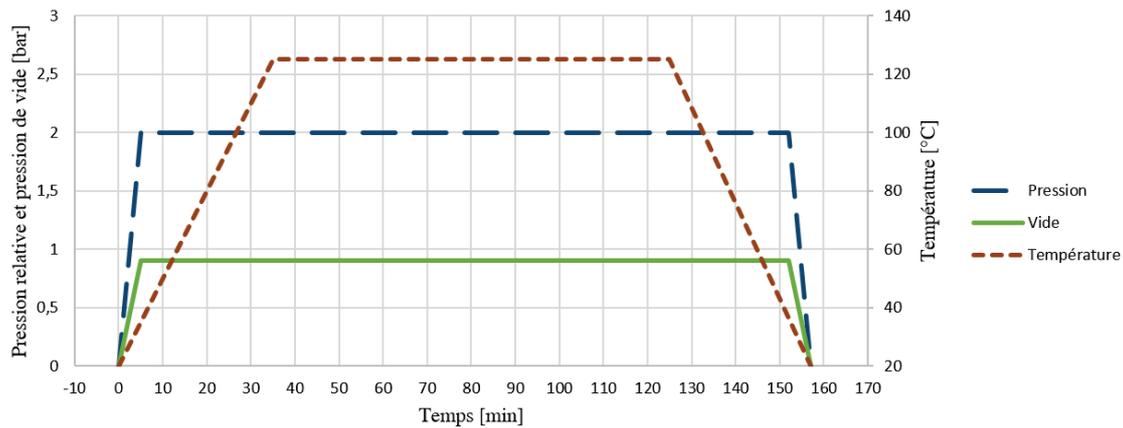


FIGURE 2.3 – Cycle de cuisson de la plaque

2.2.3 Préparation des éprouvettes

2.2.3.1 Éprouvettes de traction

L'obtention des propriétés élastiques dans le plan du composite par des essais de traction nécessite trois types d'éprouvettes selon la direction des fibres : à 0° , 90° et 45° selon la norme [117]. Les talons sont fabriqués à partir de composites pré-impregnés en verre/époxyde comportant un empilement de 6 couches $[(\pm 45)_6]$. Ces talons ont pour rôle principal la répartition de l'effort de serrage en évitant l'endommagement aux extrémités de l'éprouvette et le glissement de celle-ci lors des sollicitations. Les talons sont collés aux extrémités des éprouvettes en utilisant une résine thermodurcissable de type époxyde. Le cycle de cuisson de cette colle est de 1 heure à 90°C en étuve. Ces éprouvettes sont ensuite découpées et préparées suivant la norme ISO 527-5 [117]. Cette découpe détermine l'orientation des fibres \mathbf{x}_1 par rapport à l'axe de sollicitation. La figure 2.4 présente les trois types d'éprouvettes que nous avons utilisés pendant notre étude. Les largeurs d'éprouvette varient en fonction des directions de sollicitation afin de suivre les préconisations de la norme et les impératifs du matériel d'essai.

2.2.3.2 Éprouvettes de caractérisation ultrasonore

Quant aux éprouvettes utilisées pour la caractérisation ultrasonore en immersion, elles sont également issues des plaques cuites en autoclave. Il a été expliqué dans le premier chapitre que ce type de caractérisation ne nécessite qu'une seule éprouvette pour la détermination complète du tenseur de rigidité. Nous avons découpé trois éprouvettes identiques pour ces essais afin de déterminer la reproductibilité des essais. Nous avons découpé les éprouvettes avec des dimensions permettant la mesure de la vitesse ultrasonore dans notre cuve (figure 2.5). Les éprouvettes (de traction et de caractérisation ultrasonore) ont été contrôlées visuellement et par C-Scan afin de s'affranchir de la présence de défauts et d'imperfections liés à la fabrication.

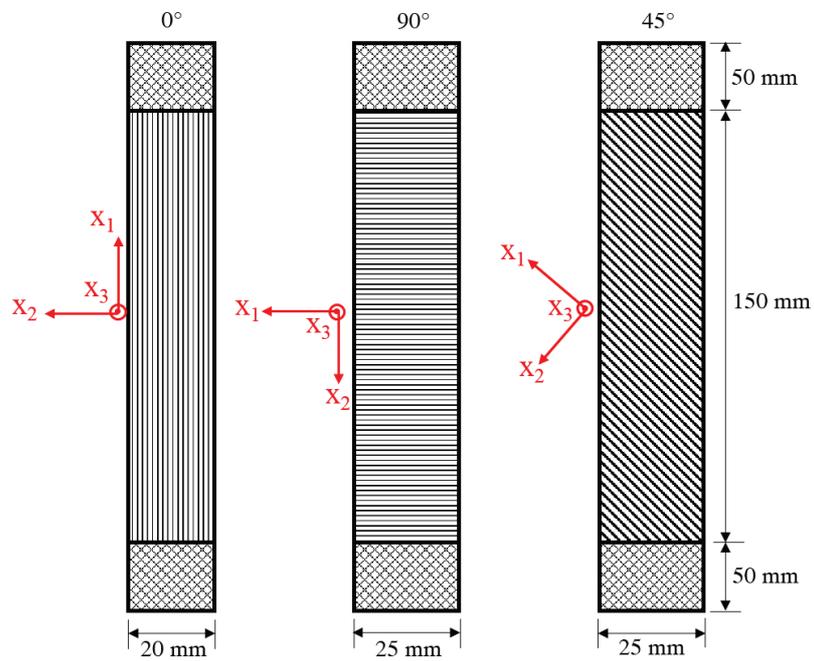


FIGURE 2.4 – Éprouvettes de traction après découpe

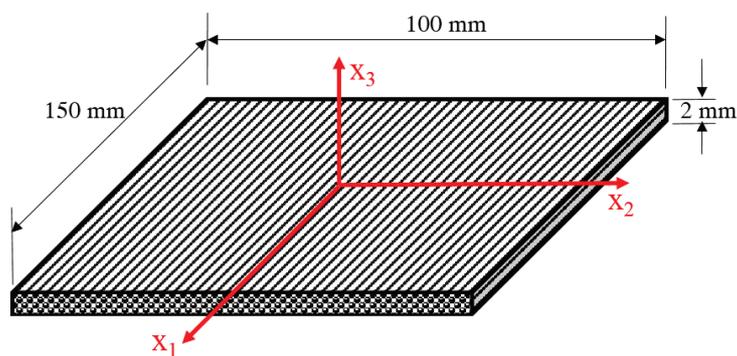


FIGURE 2.5 – Éprouvette pour la caractérisation ultrasonore

2.3 Machines de sollicitation mécanique

Deux types de machines sont utilisées pour la sollicitation mécanique des éprouvettes :

- les sollicitations quasi-statiques uni-axiales sont réalisées avec une machine d'essai électromécanique INSTRON 5500 de capacité maximale 100 kN. Cette machine est pilotée par un ordinateur et elle est constituée d'une traverse supérieure fixe et d'une traverse inférieure mobile. Elle est utilisée tant pour la caractérisation mécanique comme pour les essais de suivi en traction quasi-statique ;
- quant aux essais de fatigue, ils ont été réalisés sur une machine de fatigue INSTRON 1345 hydraulique à capacité maximale en dynamique de 100 kN. La machine dynamique est constituée d'un vérin inférieur mobile.

Les deux types d'essai ont eu lieu au sein du LGP au Centre d'Ingénierie en Mécanique, Matériaux Et Surfaces (CIMMES). Le détail d'utilisation pour le suivi de l'endommagement est donné dans la section 2.5.

2.4 Caractérisation mécanique du matériau

L'objectif dans cette partie est double. Nous souhaitons d'une part connaître les propriétés mécaniques du matériau. D'autre part, nous comparons la méthode de caractérisation ultrasonore en immersion avec les méthodes classiques de caractérisation par des essais de traction instrumentés par des jauges et par la corrélation d'images. La comparaison est faite à partir des modules d'élasticité obtenus par le biais de chaque méthode. Le but est d'identifier les avantages et inconvénients de l'utilisation de chaque méthode. Les jauges de déformation sont utilisées pour mesurer les déformations axiale et latérale et les constantes de rigidité sont ensuite estimées à partir des réponses contrainte-déformation. En parallèle, un système de corrélation d'images numériques est aussi utilisé pour confirmer les informations fournies par les jauges. Quant à la technique ultrasonore en immersion (présentée dans la section 1.4), un dispositif spécifique permettant la rotation de l'éprouvette a été mis en place afin d'étudier la réponse du matériau sous diverses ondes incidentes. Les trois techniques permettent d'obtenir le tenseur de rigidité du matériau. Nous comparerons à la fin de ce paragraphe les résultats obtenus.

2.4.1 Procédure expérimentale pour la caractérisation par des essais de traction

Avant de caractériser mécaniquement les éprouvettes, nous déterminons les propriétés générales du stratifié nécessaires pour la suite. Sa masse volumique est obtenue à partir du poids d'un échantillon et en mesurant le volume d'eau déplacé lors qu'il est immergé. La chaleur spécifique est obtenue à l'aide du logiciel CES[®] [118]. Le taux de fibres du stratifié cuit est donné par le fournisseur (tableau 2.2).

Les essais mécaniques sont effectués à température ambiante dans une chambre thermorégulée à 25°C. Selon la norme [117], la vitesse de sollicitation est réglée à :

- 2 mm min⁻¹ pour les éprouvettes 0°,
- 1.5 mm min⁻¹ pour les éprouvettes 45°,

Propriétés	Valeurs
Masse volumique	1449 kg m ⁻³
Taux de fibres f_V	60%
Chaleur spécifique	1000 J kg ⁻¹ °C ⁻¹

TABLE 2.2 – Propriétés générales de la plaque composite obtenue

— et 1 mm min⁻¹ pour les éprouvettes 90°.

Afin de vérifier la reproductibilité des essais, trois éprouvettes sont utilisées pour chaque direction de chargement.

Les éprouvettes ont été équipées de jauges de déformation HBM K-LY41-6/350-3-2M dont les caractéristiques sont données dans le tableau 2.3. Elles ont été connectées à un système d’acquisition HBM Spider 8.30 et le traitement des données est effectué à l’aide du logiciel Catman Easy [119].

Propriétés	Valeurs
Résistance	350 Ohm
Longueur de la grille de mesure	6 mm
Ajustement en température	ferritique
Nombre de fils	3
Longueur de câble	2 m
Facteur de jauge	2.07

TABLE 2.3 – Caractéristiques des jauges de déformation utilisées lors les essais de traction

La méthode de corrélation d’images numériques (DIC) est également positionnée au cours des essais de traction (figure 2.6). Les marqueurs de corrélation sont réalisés par le biais de points blancs peints sur la surface de l’échantillon (figures 2.6 et 2.7). Ils forment un losange de 23 mm (sens axial) × 20 mm (sens latéral). Le traitement des images avec les marqueurs permet alors d’obtenir la déformation au cours du chargement pour chaque direction de sollicitation (axiale et latérale). Le système de corrélation d’images utilise un capteur Aramis qui est composé de deux caméras CCD avec une résolution de 1392 × 1040 pixels (résolution en déplacement de 5 μm). Pour des structures planes, une seule caméra est nécessaire pour mesurer la déformation 2D. Les déplacements de la structure sont déduits à partir de l’analyse des niveaux de gris des marqueurs (figure 2.7). La qualité des marqueurs a été vérifiée en faisant un suivi de différentes images à l’aide du logiciel Aramis afin de garantir la reconnaissance des différents niveaux de gris par le capteur CCD et aussi pour permettre un suivi précis de chaque pixel au cours du processus de déformation. L’étalonnage du système se fait facilement en prenant des images d’un panneau d’étalonnage sous différentes vues en perspective. En outre, la longueur focale est de 35 mm pour la lentille de la caméra. La distance entre le système d’acquisition et l’échantillon est de 700 mm, ce qui entraîne une résolution spatiale d’environ 80 × 80 μm² (taille de pixel). Les images sont acquises depuis le début ($t = 0$ s) jusqu’à la fin de l’essai; compte tenu de la taille des données recueillies et les difficultés liées

au stockage et au calcul, la fréquence d'acquisition est fixée à une image par seconde. L'éprouvette n'est exposée qu'à la lumière visible afin d'éviter toute perturbation due à des variations de température. Les jauges et marqueurs ont été positionnés sur la même face des éprouvettes.

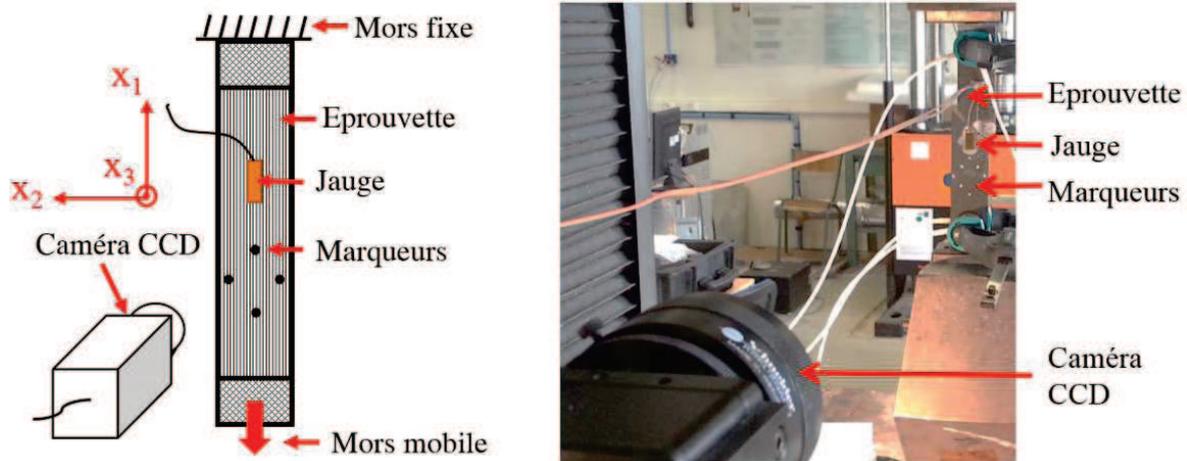


FIGURE 2.6 – Dispositif expérimental des essais de traction

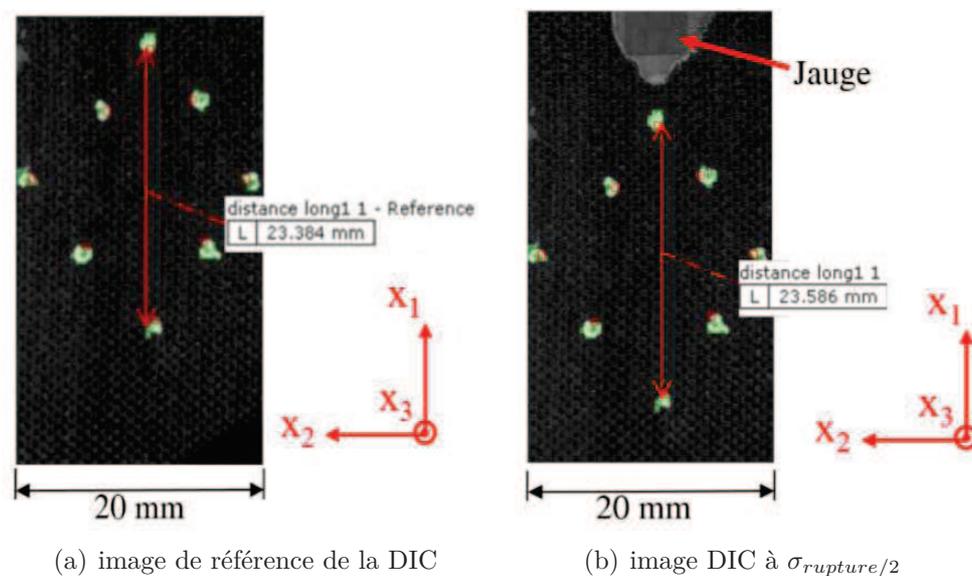


FIGURE 2.7 – Images de la DIC pour l'éprouvette à 0°

A partir de l'essai à 0°, le module d'élasticité E_1 ainsi que le coefficient de Poisson ν_{12} sont déterminés classiquement par le couple de données effort/déformation (axiale et transversale). Les modules d'élasticité $E_2 = E_3$ sont mesurés de la même manière à partir de l'essai à 90°. Finalement, le module de cisaillement G_{12} est obtenu à partir de l'équation 2.1 en prenant le module d'élasticité E_{45° provenant de l'essai à 45°.

$$\frac{1}{G_{12}} = \frac{4}{E_{45^\circ}} - \frac{1}{E_1} - \frac{1}{E_2} + 2\frac{\nu_{12}}{E_1} \quad (2.1)$$

L'inconvénient de cette procédure est que la dernière propriété élastique, c'est-à-dire le coefficient de Poisson ν_{23} , ne peut être déterminé. Le comportement élastique du composite stratifié n'est donc pas entièrement connu.

2.4.2 Procédure expérimentale pour la caractérisation ultrasonore

2.4.2.1 Principe général

Comme il a été évoqué au chapitre bibliographique, la caractérisation ultrasonore permet d'obtenir les propriétés élastiques d'un matériau en utilisant une seule éprouvette. Pour ce faire, il est nécessaire, tout d'abord, de déterminer la matrice de rigidité du matériau. La détermination de cette matrice requiert la détermination de vitesses ultrasonores au sein du matériau dans différentes directions. Ces vitesses sont ensuite reliées aux composantes de la matrice par le biais d'une procédure présentée dans les paragraphes suivants.

La matrice de rigidité élastique que nous souhaitons déterminer est la suivante. Elle est donnée pour un matériau isotrope transverse (selon le repère de la figure 2.4) :

$$[\mathbb{C}_{ijkl}] = \begin{bmatrix} \mathbb{C}_{1111} & \mathbb{C}_{1122} & \mathbb{C}_{1122} & 0 & 0 & 0 \\ \mathbb{C}_{1122} & \mathbb{C}_{2222} & \mathbb{C}_{2233} & 0 & 0 & 0 \\ \mathbb{C}_{1122} & \mathbb{C}_{2233} & \mathbb{C}_{2222} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \mathbb{C}_{2323} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \mathbb{C}_{1212} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \mathbb{C}_{1212} \end{bmatrix} \quad (2.2)$$

La caractérisation ultrasonore donne accès aux 5 composantes représentatives du comportement élastique du matériau, notamment \mathbb{C}_{1111} , \mathbb{C}_{2222} , \mathbb{C}_{1122} , \mathbb{C}_{2323} et \mathbb{C}_{1212} . \mathbb{C}_{2233} est obtenu à partir de \mathbb{C}_{2222} et \mathbb{C}_{2323} (équation 2.3). Cette détermination s'appuie sur la résolution de l'équation de Christoffel [57] (équation 2.4).

$$\mathbb{C}_{2233} = \mathbb{C}_{2222} - 2\mathbb{C}_{2323} \quad (2.3)$$

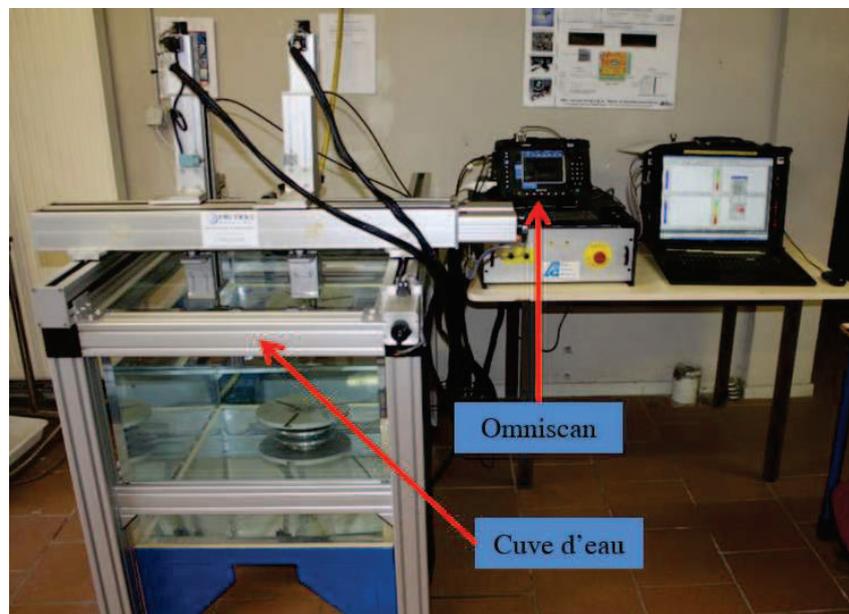
$$|\mathbf{n} \cdot \mathbb{C} \cdot \mathbf{n} - \rho V(\mathbf{n})\mathbf{I}| = 0 \quad (2.4)$$

où $V(\mathbf{n})$ représente la vitesse de l'onde dans la direction de propagation du vecteur unitaire \mathbf{n} , ρ la masse volumique et \mathbf{I} le tenseur identité du second ordre. Par conséquent, ceci requiert la mesure des vitesses des ondes ultrasonores pour différentes orientations de propagation dans le matériau. Dans le cas des composites isotropes transverses, les seules mesures de vitesse nécessaires s'effectuent dans les plans de symétrie du matériau. Ces mesures sont suffisantes pour déterminer les 5 constantes élastiques indépendantes [43, 64].

Dans la technique ultrasonore en immersion par réflexion, l'eau sert de couplant pour le transfert des ondes entre le capteur et l'éprouvette [61, 120]. Le capteur n'est pas en contact direct avec la pièce, par conséquent un bon couplage est assuré par le liquide. Ceci permet de mesurer les vitesses d'ondes à différents angles de propagation, soit en réglant

l'orientation du capteur, soit en tournant l'éprouvette [59]. En effet, pour déterminer avec précision la matrice de rigidité, il est nécessaire de déterminer les vitesses ultrasonores au sein du matériau pour différents directions \mathbf{n} (équation 2.4). Chaque direction est liée à une vitesse spécifique.

Compte tenu du dispositif expérimental, nous avons choisi de faire tourner l'échantillon par le biais d'un système de rotation immergé dans la cuve (figure 2.8). Les ondes ultrasonores sont générées par un Omniscan 32 :128 PR qui est connecté à un capteur piézo-électrique mono-élément. Le capteur agit à la fois comme source d'ultrasons et récepteur (nous avons choisi de travailler en réflexion). La fréquence du capteur est de 5 MHz, ce qui est en accord avec les expériences présentées dans la littérature [66]. Enfin, le réflecteur et l'éprouvette sont alignés à incidence normale ($\theta_i = 0^\circ$, figure 2.8). Ces mesures ont été effectuées au sein de l'IUT de Tarbes (département GMP).



(a) cuve

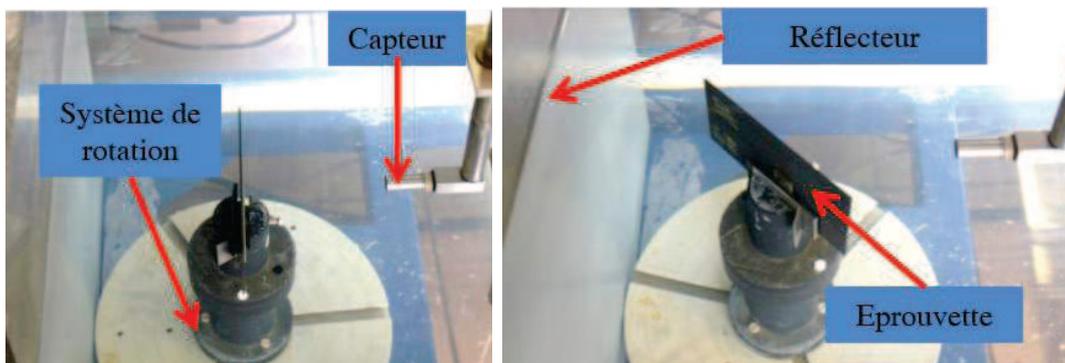
(b) $\theta_i = 0^\circ$ (c) $\theta_i \neq 0^\circ$

FIGURE 2.8 – Dispositif expérimental de caractérisation ultrasonore par réflexion

Les mesures de vitesse sont réalisées suivant différents angles Φ entre le plan $\mathbf{x}_2\text{-}\mathbf{x}_3$ et le plan de l'onde incidente (figure 2.9). Pour un angle Φ donné, l'éprouvette est tournée dans

le plan incident de différents angles θ_i entre le capteur et l'axe \mathbf{x}_3 du matériau. L'onde traverse l'éprouvette suivant la direction \mathbf{n} avec un angle θ_r (θ_r est fonction de Φ et de θ_i). Pour chaque couple d'angles (Φ et θ_i), le Temps De Vol (TDV) est mesuré. Ce TDV est ensuite utilisé pour calculer les vitesses à l'intérieur du matériau comme le montre les paragraphes suivants.

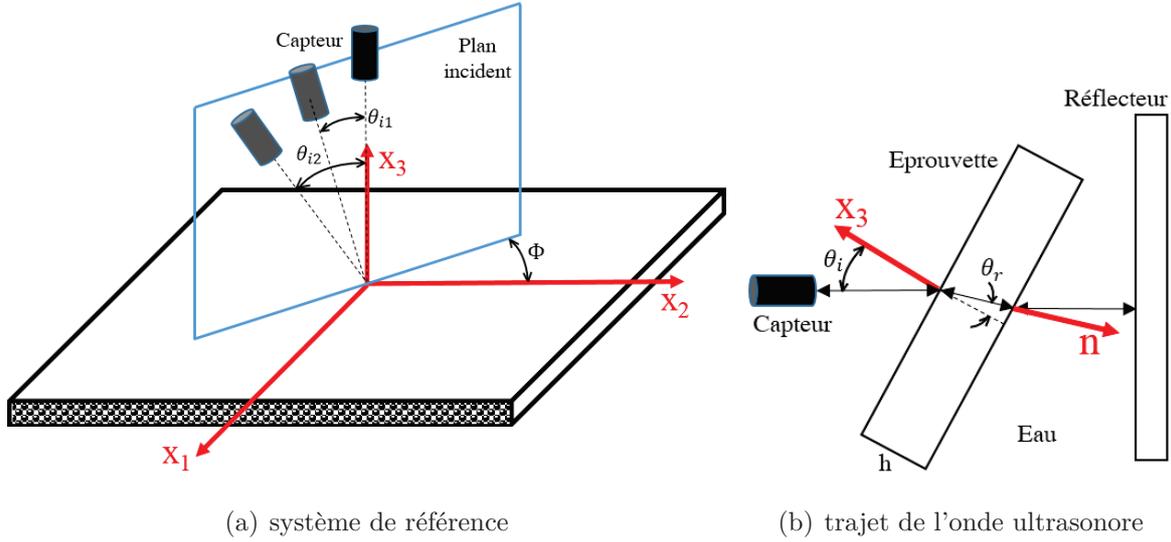


FIGURE 2.9 – Description du trajet de l'onde. Φ : angle entre le plan \mathbf{x}_2 - \mathbf{x}_3 et le plan de l'onde incidente. θ_i : angle incident. θ_r : angle de réfraction

2.4.2.2 Détermination des vitesses ultrasonores

La détermination de la vitesse de propagation d'un milieu nécessite de connaître le TDV exact de l'éprouvette pour un angle de propagation donné ainsi que la distance parcourue. Ce temps est calculé par la technique de corrélation croisée (Cross-correlation technique) [121]. Ceci requiert un signal de référence. Dans notre cas, ce signal est obtenu par la mesure du TDV sans l'échantillon (seulement dans l'eau). Le TDV dans le matériau est obtenu en soustrayant le TDV de la trajectoire de référence t_0 (dans l'eau sans échantillon) au TDV de la trajectoire avec échantillon pour un angle d'incidence donné (t_1). Cette différence de temps $\Delta t = t_1 - t_0$ permet d'obtenir la vitesse ultrasonore $V(\mathbf{n})$ dans l'éprouvette pour l'angle de réfraction θ_r en utilisant l'équation suivante [122] :

$$V(\mathbf{n}) = V(\Phi, \theta_i) = \left(\frac{1}{V_0^2} - \frac{\Delta t \cos \theta_i}{hV_0} + \frac{(\Delta t)^2}{4h^2} \right)^{-\frac{1}{2}} \quad (2.5)$$

où V_0 représente la vitesse des ondes dans l'eau (sans échantillon) et θ_i l'angle incident (en radians). V_0 dépend de la température de l'eau ; cette vitesse a été mesurée pour chaque essai afin de prendre en compte les perturbations environnementales (figure 2.10) et on a pris comme hypothèse qu'elle reste constante au cours de l'essai (la durée de chaque essai est d'environ 30 minutes). La valeur moyenne de V_0 est ici de 1488.5 m s^{-1} .

Les mesures du TDV ont été effectuées en tournant l'éprouvette tous les $1^\circ \pm 0.05^\circ$. La figure 2.11 présente le signal de référence à $\Phi = 0^\circ$ sans l'échantillon (dans l'eau,

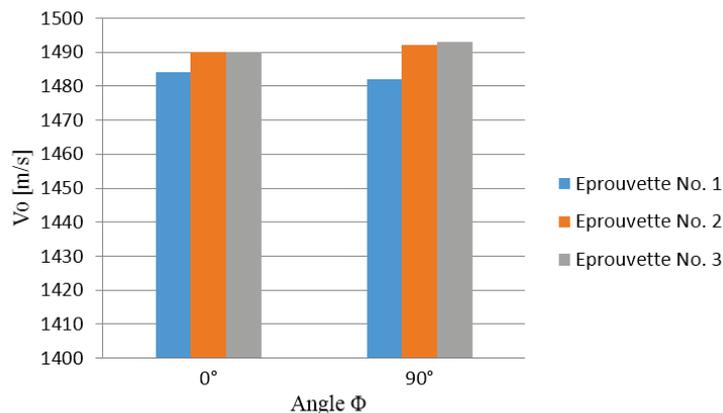


FIGURE 2.10 – Vitesse de référence V_0 en fonction de l’angle Φ pour les différents épreuves

figure 2.11(a)) et le signal à $\Phi = 0^\circ$ et $\theta_i = 0^\circ$ à partir duquel on obtient $\Delta t = t_1 - t_0$ (figure 2.11(b)). Il est important de noter que la mesure des temps t_0 et t_1 , et par conséquent de Δt est classiquement déterminée à partir de l’amplitude la plus importante du signal [59].

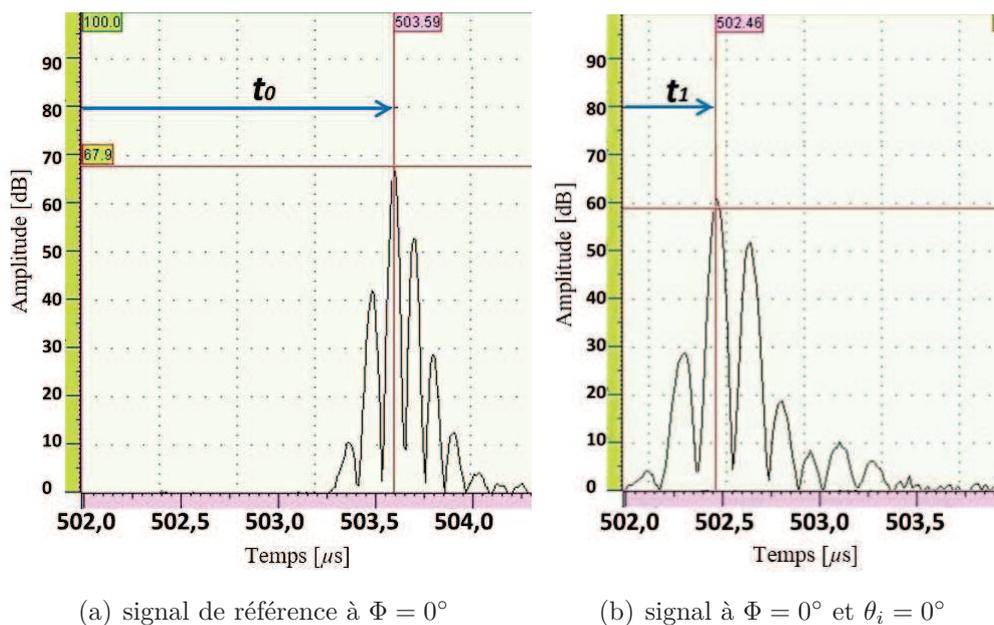


FIGURE 2.11 – Détermination du temps de vol (TDV)

Quand l’onde incidente émise par le capteur arrive à l’interface entre l’eau et le matériau solide, deux types d’ondes sont générées : une onde longitudinale et une onde de cisaillement. Cette dernière progresse, habituellement, plus lentement que l’onde longitudinale. Leur contribution dans le signal de vitesse peut ainsi être distinguée [59].

Dans notre cas, seules deux configurations du plan incident sont nécessaires pour déterminer les constantes élastiques, notamment $\Phi = 0^\circ$ et $\Phi = 90^\circ$. La figure 2.12 présente les vitesses ultrasonores obtenues dans le plan $\mathbf{x}_2\text{-}\mathbf{x}_3$ ($\Phi = 0^\circ$). La vitesse longitudinale V_L

et la vitesse de cisaillement V_{QS} sont quasi constantes pour tous les angles de propagation, ce qui est en accord avec l'isotropie transversale autour de l'axe \mathbf{x}_1 du matériau. La faible déviation de la vitesse V_L (7% pour une plage de 28° d'angle d'incidence) peut être expliquée par des désalignements des plis lors de la fabrication des éprouvettes. En revanche, en ce qui concerne les vitesses ultrasonores dans le plan \mathbf{x}_1 - \mathbf{x}_3 ($\Phi = 90^\circ$, figure 2.13), les vitesses longitudinales et de cisaillement sont clairement affectées par l'angle d'incidence. Ceci confirme le caractère anisotrope du matériau dans ce plan [122]. Pour les angles d'incidence au-delà de 50° , l'intensité du pic d'amplitude est faible et donc aucune mesure ne peut être faite avec précision. Les figures des vitesses ultrasonores des deux autres éprouvettes sont présentées en annexe 2.

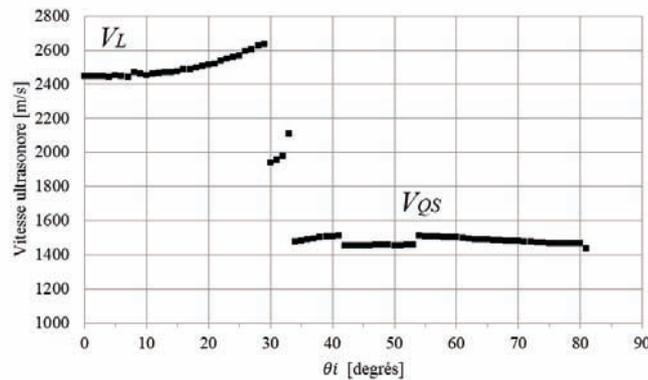


FIGURE 2.12 – Vitesse ultrasonore par rapport à l'angle d'incidence dans le plan \mathbf{x}_2 - \mathbf{x}_3 ($\Phi = 0^\circ$)

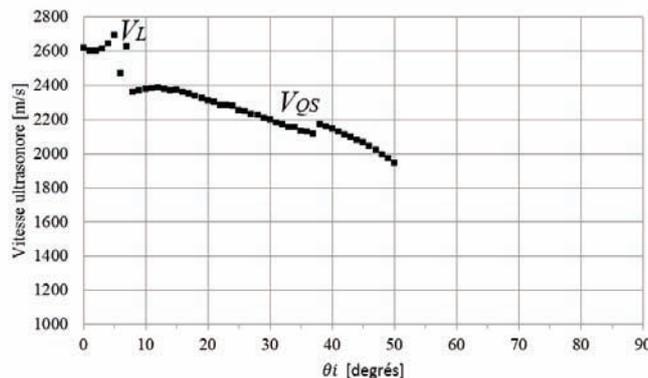


FIGURE 2.13 – Vitesse ultrasonore par rapport à l'angle d'incidence dans le plan \mathbf{x}_1 - \mathbf{x}_3 ($\Phi = 90^\circ$)

2.4.2.3 Détermination des composantes de la matrice de rigidité

A partir de ces vitesses, on se propose ensuite de déterminer la matrice de rigidité du matériau composite, ce qui permettra par la suite de calculer les propriétés élastiques du matériau.

Les mesures ultrasonores dans le plan \mathbf{x}_2 - \mathbf{x}_3 sont directement reliées aux constantes \mathbb{C}_{2222} et \mathbb{C}_{2323} . La composante \mathbb{C}_{2222} est calculée à partir de la vitesse longitudinale à incidence normale ($\theta_i = 0^\circ$) :

$$\mathbb{C}_{2222} = \rho V_L^2(\Phi = 0^\circ, \theta_i = 0^\circ) \quad (2.6)$$

Quant à la constante \mathbb{C}_{2323} , elle est déterminée à partir de la moyenne des vitesses de cisaillement $V_{QS}^{moyenne}(\Phi = 0^\circ)$ mesurées dans le plan \mathbf{x}_2 - \mathbf{x}_3 :

$$\mathbb{C}_{2323} = \rho(V_{QS}^{moyenne}(\Phi = 0^\circ))^2 \quad (2.7)$$

Ensuite, \mathbb{C}_{1111} , \mathbb{C}_{1122} et \mathbb{C}_{1212} sont obtenues à partir des vitesses longitudinale et de cisaillement mesurées dans le plan \mathbf{x}_1 - \mathbf{x}_3 . Les vitesses sont obtenues à partir de l'équation de Christoffel (équation 2.4) :

$$V_L(\Phi = 90^\circ, \theta_i) = \sqrt{\frac{A + \sqrt{A^2 - 4B}}{2\rho}} \quad (2.8)$$

$$V_{QS}(\Phi = 90^\circ, \theta_i) = \sqrt{\frac{A - \sqrt{A^2 - 4B}}{2\rho}} \quad (2.9)$$

où

$$A = \mathbb{C}_{1122} \cos^2 \theta_i + \mathbb{C}_{1111} \sin^2 \theta_i + \mathbb{C}_{1212} \quad (2.10)$$

$$B = \mathbb{C}_{2222} \mathbb{C}_{1212} \cos^4 \theta_i + \mathbb{C}_{1111} \mathbb{C}_{1212} \sin^4 \theta_i + \frac{\sin^2 2\theta_i}{4} [\mathbb{C}_{2222} \mathbb{C}_{1111} + \mathbb{C}_{1212}^2 - (\mathbb{C}_{1122} + \mathbb{C}_{1212})^2] \quad (2.11)$$

Pour résoudre les équations 2.10 et 2.11, on utilise la technique d'optimisation non linéaire des moindres carrés. Elle minimise les écarts entre les vitesses expérimentales et théoriques pour les angles de propagation considérés [59] :

$$\min_{C_{ijkl} \in \mathbb{R}^n} \frac{1}{2} \sum_{i=1}^m (V_i^e - V_i^t)^2 \quad (2.12)$$

avec n le nombre de paramètres indépendants à extraire (ici les 5 constantes élastiques), m le nombre de mesures des vitesses dans les différentes directions (131 données expérimentales) et V^e et V^t les vitesses expérimentales et théoriques respectivement.

La dernière étape consiste à calculer \mathbb{C}_{2233} à partir de la relation entre les composantes de rigidité (équation 2.3).

Une fois les constantes élastiques calculées, les modules d'élasticité (E_1 , $E_2 = E_3$, ν_{12} , ν_{23} et G_{12}) peuvent être déduits en inversant le tenseur de rigidité.

2.4.3 Résultats et discussion

2.4.3.1 Réponse globale du matériau aux essais de traction

La figure 2.14 montre la réponse contrainte-déformation pour les 3 essais de traction (0° , 45° et 90°). Chaque graphique présente la réponse du matériau obtenue par les deux types de mesure de la déformation (Jauges et DIC). Le tableau 2.4 présente la contrainte à la rupture σ_{rup} de chacun des types d'essais avec les écarts types respectifs.

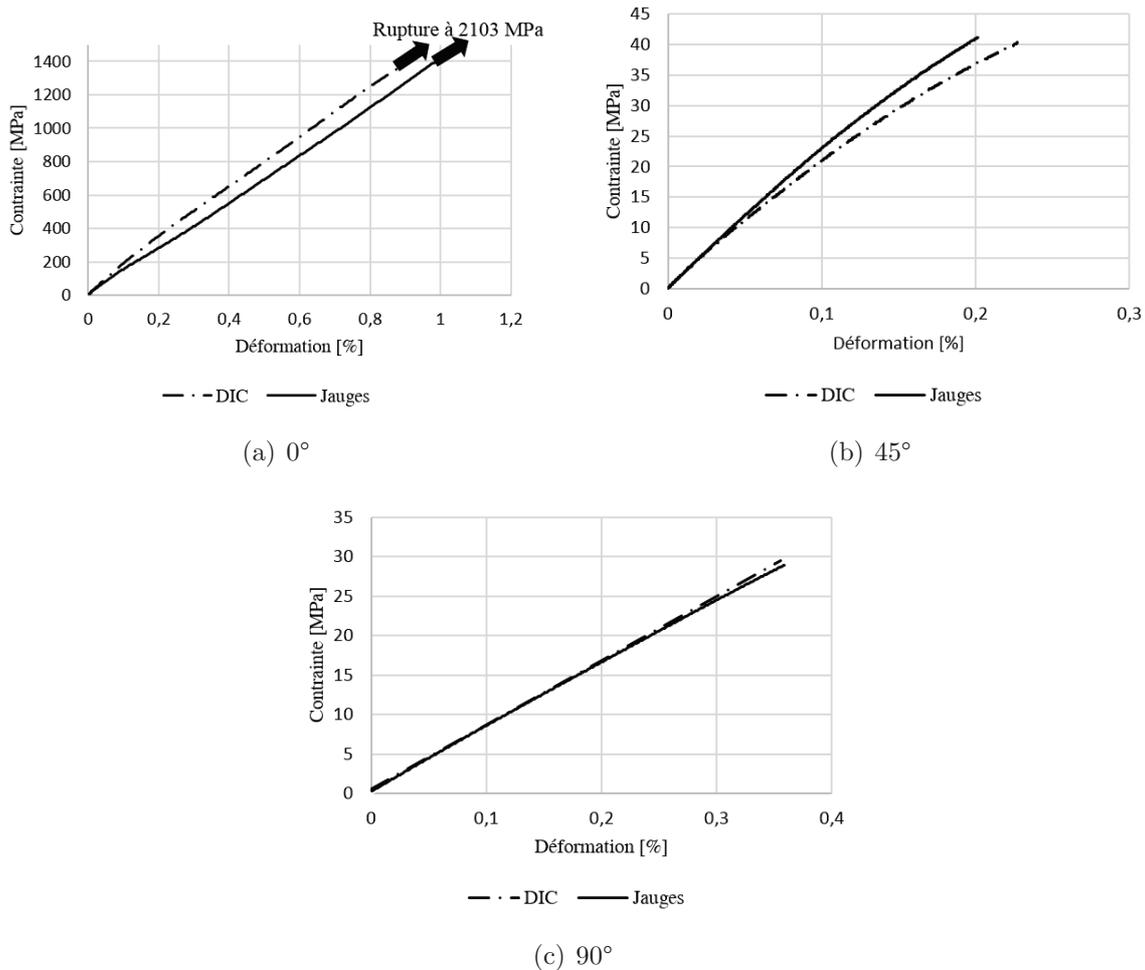


FIGURE 2.14 – Courbes contrainte-déformation pour les 3 types d'éprouvettes et les deux méthodes de mesure de la déformation

D'une manière générale, les courbes suivent le comportement classique du matériau composite carbone/époxyde UD [34]. La première courbe (figure 2.14(a)) ne peut pas être tracée jusqu'à la rupture du matériau du fait de l'importante déformation du matériau suivant l'axe de fibres. Néanmoins, les données acquises permettent de déterminer les modules d'élasticité.

Les sollicitations de traction quasi-statique démontrent tout d'abord une réponse dépendante de l'axe de sollicitation, tant vis-à-vis de la linéarité que de la contrainte à rupture. Les essais à 0° et 90° présentent un comportement quasi-linéaire jusqu'à la rupture fragile. Au début de ces deux essais, on observe une phase de mise en place de la

Direction des fibres	σ_{rup} [MPa]	Ecart type [MPa]
0°	2103.8	63.1
45°	42.3	3.0
90°	28.3	1.2

TABLE 2.4 – Contrainte à la rupture de chacune des types d’essai

charge de manière uniforme sur le matériau. Quant à l’essai à 45°, le matériau présente une non linéarité qui correspond à un endommagement ductile. Ces tendances sont en accord avec les résultats existants sur des composites renforcés par des fibres de carbone [26, 34, 76]. De plus, le faible écart type de la contrainte à la rupture des 3 différents essais valide le procédé de fabrication des éprouvettes.

2.4.3.2 Résultats de la caractérisation

La figure 2.15 résume l’estimation des constantes élastiques obtenues à l’aide des trois méthodes utilisées pour caractériser le composite carbone/époxyde.

Dans un premier temps, on prendra comme référence la seule donnée du fournisseur, notamment le module d’élasticité E_1 . Ensuite, pour les autres paramètres élastiques nous prendrons comme référence les résultats moyens obtenus par les essais de traction avec le système de corrélation d’images numériques car cette méthode est normalisée (norme ISO 527-5 [117]) et présente un écart type moins important que les autres techniques sur les valeurs des constantes élastiques (figure 2.15).

On observe sur la figure 2.15(a) que l’essai de traction avec les jauges de déformation donne un résultat très précis des modules d’élasticité E_1 (erreur de 1.5% par rapport à la valeur de référence). La DIC et les ultrasons donnent des erreurs plus importantes (7% et 12% respectivement). Néanmoins, ces deux dernières techniques donnent des dispersions moins importantes. La dispersion obtenue sur la valeur de E_1 par les jauges peut être liée au processus de fabrication (la stratification manuelle des plis ne permet pas d’avoir un alignement parfait des fibres) ou au désalignement des jauges.

Quant au module d’élasticité E_2 , on observe sur la figure 2.15(b) un résultat plus précis (2% d’erreur). L’écart type important de la mesure par des jauges peut également être lié au désalignement des jauges. Les ultrasons donnent une valeur moins précise mais ils se situent dans la même plage que la référence en tenant compte de l’écart type des deux techniques.

Ensuite, sur la figure 2.15(c), on observe une valeur moins précise pour le coefficient de Poisson ν_{12} (erreur de 17% pour les jauges et 45% pour les ultrasons). Dans les essais de traction, ce module est déterminé à partir de la mesure de déformation latérale. Dans le cas de composites à fibres de carbone soumis à une traction axiale, cette déformation présente une faible amplitude et elle est donc plus affectée par des imprécisions de mesures.

Enfin, sur la figure 2.15(d), on observe que les jauges donnent un résultat plus précis que les ultrasons (erreur de 9% pour les jauges et 91% pour les ultrasons). Le calcul de G_{12} (pour les essais de traction) cumule les erreurs provenant des mesures de E_1 , E_2 , ν_{12} et E_{45° .

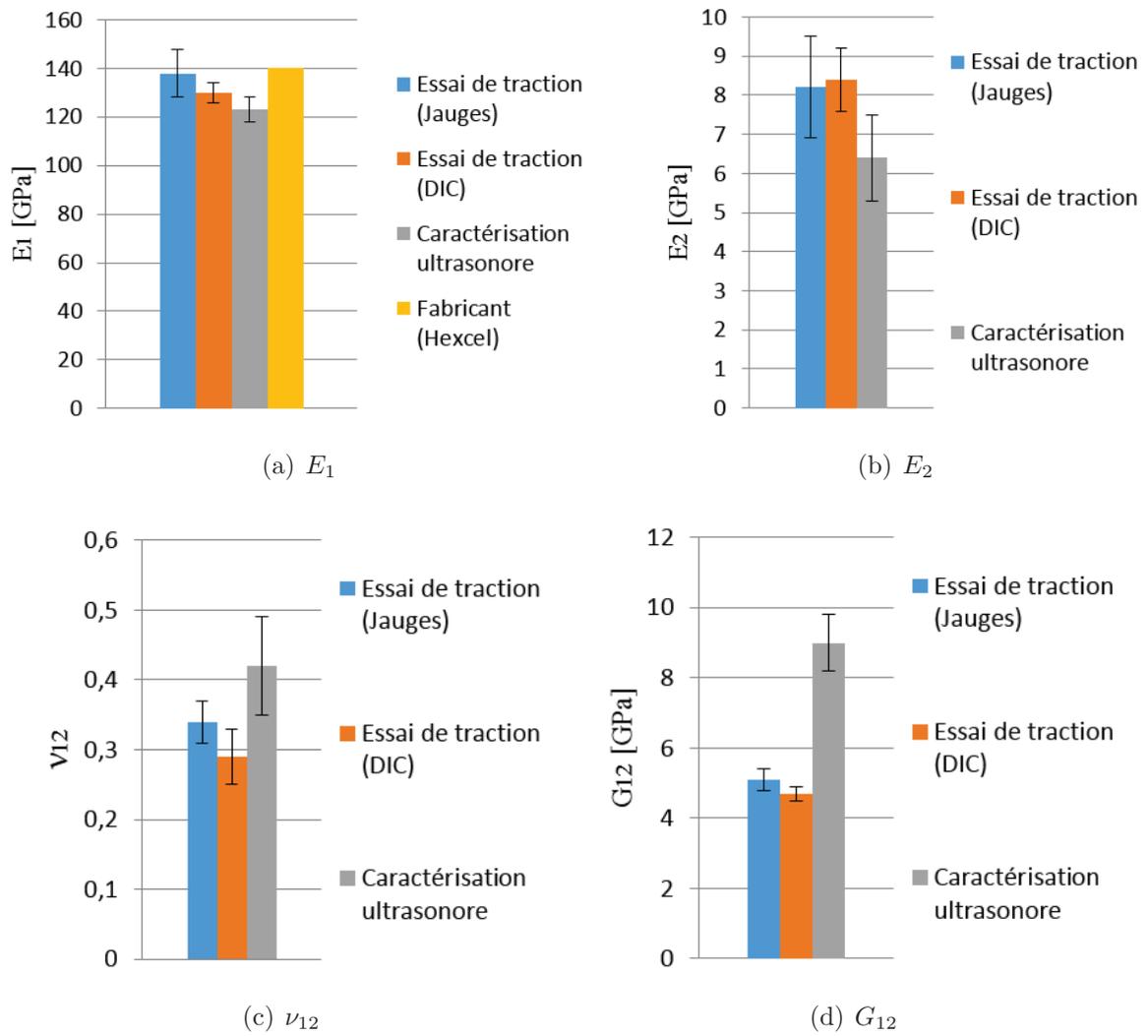


FIGURE 2.15 – Modules élastiques

D'une manière générale, si on compare les mesures obtenues par DIC et par jauges, on constate que la DIC apparaît comme une alternative intéressante aux jauges de déformation, d'autant plus qu'elle permet la mesure sans contact et est plus pratique à mettre en place.

Quant aux ultrasons, on note que toutes ces tendances sont en accord avec les travaux de Reddy et al. [59] et Vishnuvardhan et al. [122] sur des stratifiés de graphite/époxyde avec la même technique ultrasonore (en immersion avec réflecteur). Il est important de noter que cette tendance a également été observée par Reddy et al. [59] dans le cas de l'immersion en transmission. Enfin, on remarque que la technique ultrasonore est la seule qui donne accès au coefficient de Poisson ν_{23} .

Toutes ces erreurs de mesure par ultrasons peuvent être liées à l'estimation du TDV de l'onde au sein du matériau qui peut s'avérer difficile à déterminer avec précision dans certains cas. Dans notre étude, le protocole de mesure des temps t_0 et t_1 a été optimisé pour assurer la meilleure reproductibilité possible. En effet, la définition classique du TDV est basée sur le pic d'amplitude. Or, l'amplitude de l'onde (figure 2.16(a)) où $\theta_i = 81^\circ$ ainsi que le rapport signal sur bruit (figure 2.16(b)) deviennent plus faibles avec l'augmentation de l'angle θ_i . Dans ce dernier cas, il peut être difficile de distinguer la crête de l'amplitude et donc il s'avère utile de se servir d'autres définitions du TDV. A titre d'exemple, la figure 2.16(a) présente l'écart entre la mesure du pic d'amplitude réel et la mesure basée sur un pic théorique pour le même signal dérivé d'un ajustement polynomial. Cet écart de $0.04 \mu\text{m}$ engendre une variation de la vitesse $V(\mathbf{n})$ de 9 m s^{-1} ce qui fait varier de 2% la valeur de E_1 .

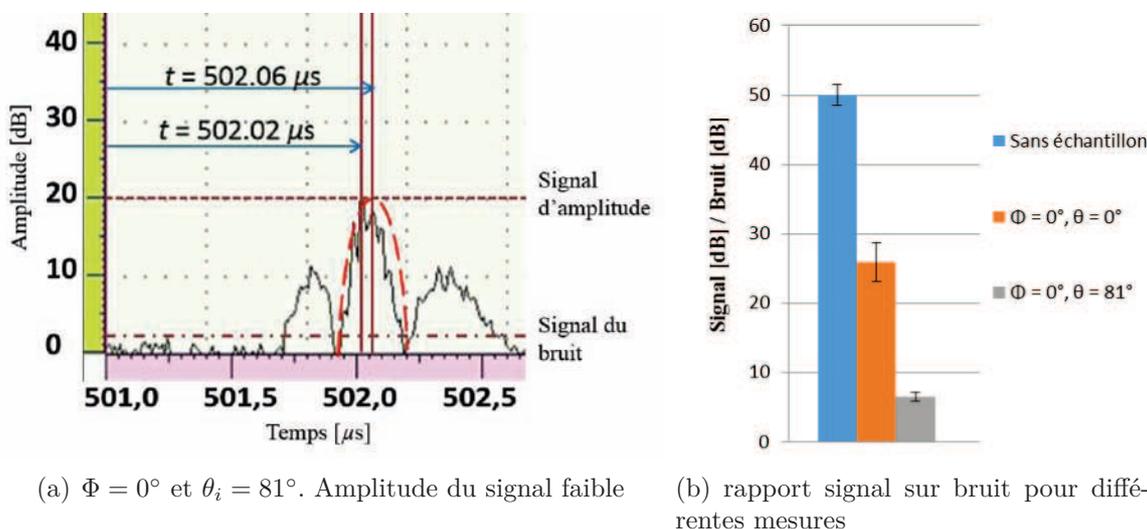


FIGURE 2.16 – Mesure du signal à différents angles

Cette étude permet de démontrer qu'il est possible d'obtenir toutes les constantes élastiques d'un composite unidirectionnel par le biais de la technique de caractérisation ultrasonore en utilisant la notion de temps de vol permettant ainsi de mesurer les vitesses ultrasonores dans le matériau. Le principal avantage de cette méthode est l'utilisation d'une seule éprouvette. Le calcul des propriétés élastiques est assez encourageant, même

si nous avons constaté des imprécisions qui nécessitent plus d'attention quant à la mesure du temps de vol.

Pour finir sur cette partie, il est important de remarquer que la caractérisation ultrasonore peut s'appliquer à des matériaux possédant plusieurs axes d'anisotropie. Ceci requiert un troisième axe de rotation de l'éprouvette qui permet de propager les ondes ultrasonores à travers plusieurs angles/plans par rapport à l'axe des fibres.

2.5 Dispositifs expérimentaux pour le suivi de l'endommagement

Afin d'étudier l'endommagement du composite carbone/époxyde unidirectionnel sous sollicitations quasi-statique et de fatigue, nous avons mis en place une procédure expérimentale permettant de caractériser l'endommagement au sein du matériau par le biais d'un couplage de deux méthodes de suivi : l'émission acoustique et la thermographie infrarouge. Dans cette partie, nous proposons donc de présenter les dispositifs expérimentaux utilisés pour le suivi des essais. Les machines utilisées lors des deux types de sollicitation ont été présentées dans la section 2.3.

2.5.1 Émission acoustique

L'émission acoustique est utilisée pour recueillir les salves acoustiques provenant de l'endommagement du matériau par l'intermédiaire de capteurs. Les données recueillies sont ensuite conditionnées par un préamplificateur. Les données collectées et préamplifiées sont finalement traitées par une chaîne d'émission acoustique.

Le choix d'un type de capteur d'EA doit tenir compte des caractéristiques de la source acoustique (les mécanismes d'endommagement). Les divers modes d'endommagement générés au sein d'un matériau composite rendent difficile l'utilisation des capteurs résonnants à de fréquences spécifiques. De ce fait, notre choix porte sur de capteurs piézo-électriques WD (large bande) de bande passante entre 100 kHz et 1 MHz. Leur sensibilité est relativement importante sur l'ensemble de cette gamme de fréquence et leur diamètre est de 19 mm. Leur courbe d'étalonnage est présentée dans la figure 2.17. Dans le but de localiser les événements acoustiques, 2 capteurs sont utilisés. La distance entre les 2 capteurs est fixée à 120 mm en fonction des dimensions de l'éprouvette. Sur cette distance, l'atténuation de l'amplitude est de 2 dB.

Le couplage des capteurs aux éprouvettes est assuré par une pression de maintien. Un fluide liquide entre les deux permet le transfert des données. La qualité du couplage est validée en réalisant plusieurs cassés de mines (test Hsu-Nielsen) sur l'éprouvette. De plus, le test AST permet également de valider le fonctionnement des capteurs et la transmission de salves acoustiques.

Les signaux provenant des capteurs sont ensuite amplifiés à l'aide des préamplificateurs de gain de 40 dB, puis reçus par un système d'acquisition MISTRAS (Euro Physical Acoustics) comportant 8 voies. Ce système est composé d'une carte d'acquisition PCI. Les signaux sont donc convertis par cette carte pour les numériser et extraire les dif-

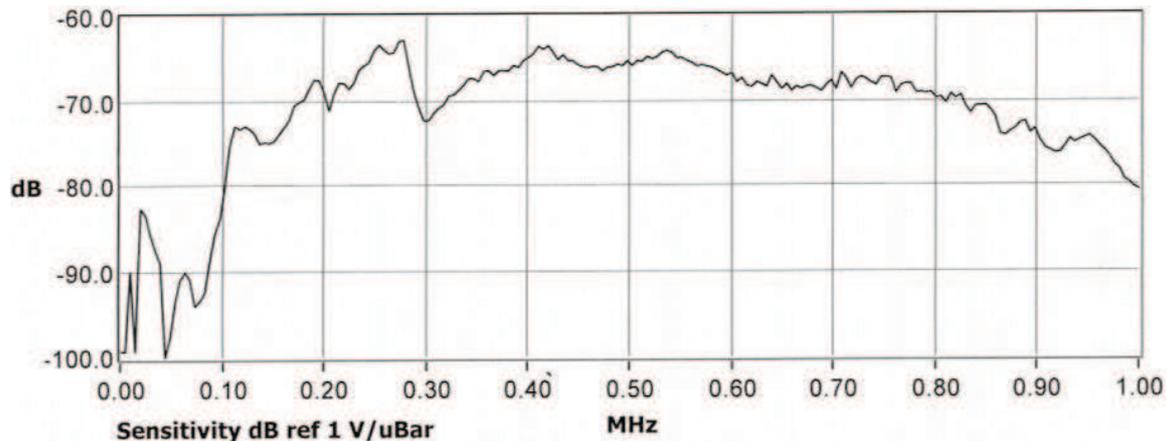


FIGURE 2.17 – Etalonnage du capteur WD

férents descripteurs acoustiques. Ces données d'EA sont transmises à l'ordinateur qui permet de visualiser les descripteurs en temps réel, les stocker et faire le post-traitement. Cette dernière étape permet de connaître l'intensité de l'émission acoustique ainsi que de connaître le contenu des signaux et donc de déterminer et différencier les mécanismes d'endommagement.

Préalablement aux essais, différents réglages du système sont effectués grâce au test Hsu-Nielsen [85]. Parmi les réglages, on trouve le seuil d'acquisition du système. Ce seuil correspond à l'amplitude minimale pour laquelle un signal sera enregistré. Il est fixé en fonction du bruit environnant (extérieur et machine), de manière à ce qu'aucune salve ne soit enregistrée lorsque l'échantillon n'est pas sous sollicitation. Dans notre cas, du fait du bruit plus important de la machine de fatigue, un seuil supérieur a été appliqué pour les sollicitations dynamiques :

- sollicitations quasi-statiques : 35 dB,
- sollicitations cycliques (fatigue) : 45 dB.

Les filtres analogiques appliqués aux signaux permettent d'éliminer les bruits mécaniques parasites. En fonction de la machine de sollicitation mécanique utilisée, différents filtres ont dû être sélectionnés. La carte d'acquisition comporte une gamme de filtrage maximale entre 20 et 400 kHz. Cette gamme a été retenue pour les essais quasi-statiques. Pour les essais dynamiques il a été nécessaire de diminuer la bande passante à cause du bruit parasite provenant de la machine hydraulique :

- sollicitations quasi-statiques :
 - passe-haut : 20 kHz;
 - passe-bas : 400 kHz.
- sollicitations cycliques (fatigue) :
 - passe-haut : 100 kHz;
 - passe-bas : 400 kHz.

D'autres paramètres importants à régler sont les fenêtres d'acquisition temporelles glissantes nommées Peak Definition Time (PDT), Hit Definition Time (HDT) et Hit Lockout Time (HLT). Ces valeurs permettent d'individualiser les salves d'EA. Elles dépendent des propriétés du matériau (figure 2.18) :

- PDT = 50 μ s permet de déterminer le pic de plus forte amplitude et le temps de

montée de la salve d'EA. La fenêtre débute au premier dépassement de seuil et est reconduite si un nouveau maximum est mesuré dans le PDT.

- HDT = 100 μs permet de détecter la fin des salves et sa durée. Cette fenêtre est reconduite à chaque dépassement du seuil. Si aucun dépassement de seuil n'est détecté, la fin de la salve est définie par le dernier dépassement de seuil.
- HLT = 500 μs permet enfin d'exclure des éventuelles réflexions tardives dans les signaux d'EA. Le HLT débute à la fin du dernier HDT [13].

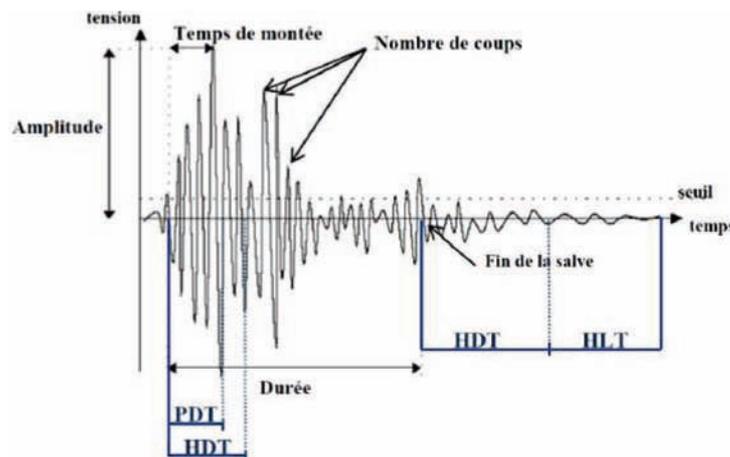


FIGURE 2.18 – Paramètres temporels d'une salve d'émission acoustique [13]

Enfin, une dernière étape est nécessaire. Elle concerne le calcul de la vitesse de propagation des ondes dans la direction de sollicitation des éprouvettes. Ce calcul de vitesse est réalisé à l'aide du test de cassé de mine sur la surface de l'éprouvette en mesurant le temps d'arrivée d'une salve à chaque capteur. Le tableau 2.5 présente les données obtenues pour chaque type d'éprouvette (0° , 90° et 45°) qui sont cohérentes par rapport aux données de la littérature [123]. Ces mesures de vitesse serviront de base au paramétrage des mesures de localisation. De plus, afin d'assurer une meilleure précision sur la localisation, la mesure de vitesse est réalisée systématiquement sur chaque éprouvette.

Direction des fibres	Vitesse de propagation [m s^{-1}]	Écart type [m s^{-1}]
0°	9174	173
90°	2356	33
45°	3105	44

TABLE 2.5 – Vitesse de propagation des ondes pour chaque type d'éprouvette

2.5.2 Thermographie infrarouge

La thermographie infrarouge permet de faire un suivi de la température en surface de l'éprouvette de manière non intrusive. Ce suivi a été assuré par le biais d'une caméra infrarouge rétrofittée FLIR Jade III Titanium SC7000. La résolution thermique donnée par le fabricant est de 25 mK ($0^\circ\text{C} = 273.15\text{ K}$), son plan focal est de 320×256 pixels.

Elle est composée de capteurs InSb. L'enregistrement et le traitement des données sont effectués à l'aide du logiciel Altair [124].

Plusieurs étapes s'avèrent nécessaires pour la réalisation des essais de suivi par TI. La connaissance de l'émissivité du matériau est nécessaire ainsi que les paramètres d'acquisition (la fréquence d'échantillonnage, la variation de la température, la zone d'étude) :

- l'émissivité : pour déterminer l'émissivité il est nécessaire de définir un corps noir. Il s'agit d'un corps idéal qui absorbe tous les rayonnements qui lui parviennent. Suite à cette absorption, il s'échauffe et émet un flux en fonction de sa température et qui est égal à l'équilibre au flux absorbé. Son émissivité vaut 1. Dans la réalité, les corps ne sont pas vraiment des corps noirs, il est nécessaire d'introduire l'émissivité ϵ . L'émissivité est une propriété de la surface du matériau. Il s'agit du rapport de la luminance L du matériau sur la luminance du corps noir L_0 . Ce paramètre dépend de la surface du matériau : une surface lisse produit un effet miroir et une surface rugueuse permettra une meilleure émissivité. Dans le cas du composite carbone/époxyde, cette valeur vaut 0.98 [9].
- la fréquence d'acquisition :
 - essais quasi-statiques : la courte durée des essais quasi-statiques permet de choisir une fréquence d'acquisition élevée sans générer des fichiers de grande taille. De ce fait, nous avons choisi la fréquence maximale de la caméra, 150 Hz soit 150 cartes de température par seconde,
 - essais de fatigue : compte tenu de la longue durée des essais de fatigue, un enregistrement à grande fréquence génère des fichiers de grande taille qui sont difficiles à traiter. De plus, les phénomènes d'évolution de l'endommagement au cours des essais de fatigue arrivent lentement et ceci se traduit par de lentes variations de température. Pour cette raison, nous avons choisi de moyenniser l'information de la température tous les 100 cycles. Cette détermination de la fréquence dans le cas cyclique est approfondie dans le chapitre 4,
- détermination des variations de température :
 - essais quasi-statiques : afin d'éviter au maximum les effets de l'environnement sur l'acquisition des données, nous avons mis en place une phase de post-traitement qui révèle les variations de température $\Delta T = T - T_0$ sur la surface de l'éprouvette. T est la température de l'éprouvette à un instant t et T_0 est la température à l'état initial t_0 . Ce mode relatif permet d'éliminer au maximum le bruit environnant et met donc principalement en évidence les variations de température induites par la sollicitation du matériau,
 - essais de fatigue : ces essais se déroulent sur une période plus importante (plus d'une journée). La procédure appliquée dans le cas quasi-statique n'est plus suffisante. En effet, sous une sollicitation de longue durée, il y a plusieurs facteurs représentant des sources de perturbation qui s'ajoutent, notamment les variations de température entre le jour et la nuit, l'échauffement de la machine d'essai, ... Pour pallier ces problèmes, la machine de fatigue est en premier lieu pré-chauffée avant l'installation de l'éprouvette pour limiter la montée en température au cours de l'essai. Nous plaçons également dans le champ de la caméra, à côté de l'échantillon sollicité, une éprouvette de grande taille qui est

fabriquée à partir du même matériau que l'éprouvette d'essai. Cette plaque n'est pas sollicitée mécaniquement et elle n'est pas reliée à la machine (figure 2.19). Elle constitue donc une référence de température pour séparer les variations de température liées à l'essai de fatigue des variations liées à l'environnement.

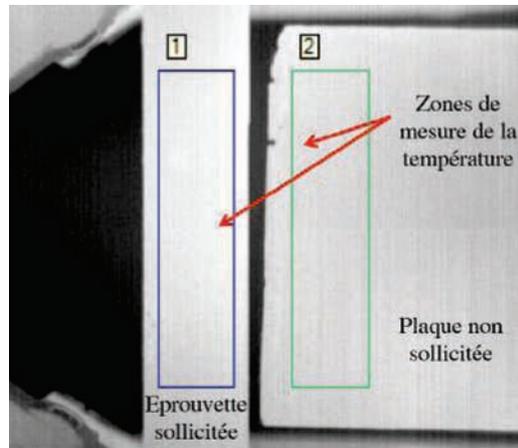


FIGURE 2.19 – Détermination de la variation de température pendant les essais de fatigue

- détermination de la surface étudiée : la zone d'étude des variations de température est choisie en fonction de la position des capteurs d'émission acoustique. Les champs de température ne doivent pas être perturbés ni par des effets de réflexion dus aux capteurs d'EA (figure 2.20) ni par des effets de bord de l'éprouvette. La taille de la zone étudiée est fonction des éprouvettes (les éprouvettes à 0° sont moins larges que les autres). Cette taille est donc d'environ $90 \times 15 \text{ mm}^2$ pour les éprouvettes à 0° et $90 \times 20 \text{ mm}^2$ pour les éprouvettes à 90° et 45° . La taille des pixels varie en fonction de la distance entre la caméra et l'éprouvette pour chaque type d'essai. Cette information sera donc présentée pour chaque éprouvette dans l'annexe 4. En effet, le fait d'utiliser deux machines de sollicitation mécanique différentes implique une variation de la distance entre la caméra thermique et la machine. Cette distance est la plus courte possible pour les deux types d'essai afin d'optimiser l'information thermique.

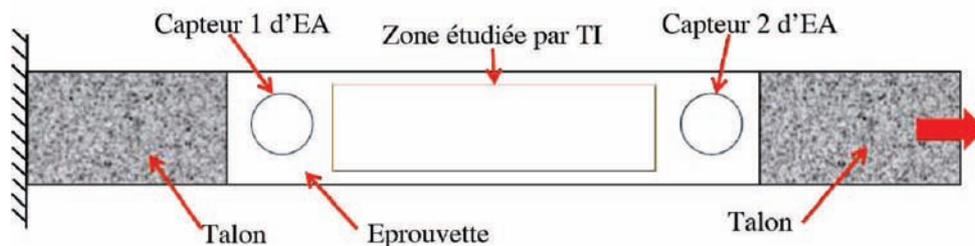


FIGURE 2.20 – Position des capteurs d'EA et zone d'étude en TI sur la surface de l'éprouvette

2.5.3 Techniques couplées

Notre étude étant focalisée sur la corrélation des phénomènes acoustiques et thermiques, il est nécessaire de passer par une dernière étape d'ajustement : le recalage temporel des données. Le début de l'enregistrement de l'émission acoustique et de la thermographie infrarouge est géré manuellement. De ce fait, des faibles écarts (entre 0.4 et 3 s) peuvent exister entre les deux enregistrements. Le temps d'arrivée des salves acoustiques aux capteurs varie en fonction de la position entre l'événement et les capteurs, tandis que l'information thermique se propage à la vitesse de la lumière à la caméra infrarouge quand la source d'endommagement est située sur la surface observée par TI. Il est donc difficile de recalibrer l'écart d'enregistrement. Pour pallier ce problème, nous avons mis en place une procédure spécifique : l'écart est mis à 0 à l'aide des signaux provenant de la rupture de l'éprouvette. Les signaux d'EA et l'élévation de température à cet instant sont notamment plus énergétiques et importants que les signaux provenant de l'endommagement au cours des essais. La connaissance du temps de rupture par le biais de chaque méthode permet donc de recalibrer les deux enregistrements et enfin de corréler ponctuellement ces deux types de manifestations de l'endommagement.

Les figures 2.21 et 2.22 présentent le dispositif expérimental pour les essais quasi-statiques et de fatigue respectivement.

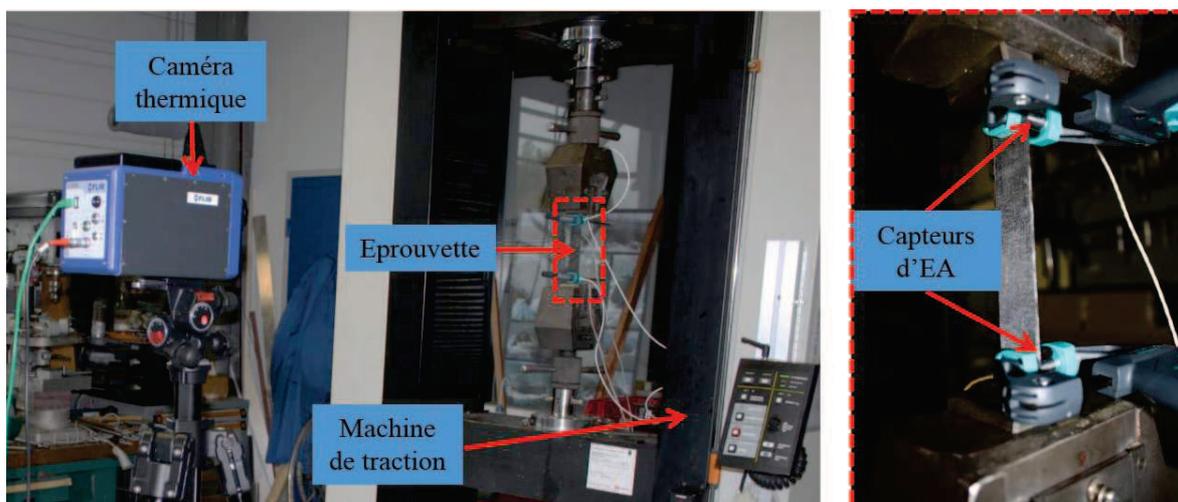


FIGURE 2.21 – Dispositif expérimental pour les essais quasi-statiques

2.6 Conclusions

La première partie de ce chapitre a été dédiée au procédé de fabrication des éprouvettes. Ensuite, nous avons étudié la caractérisation expérimentale du matériau par le biais de 3 techniques basées sur des essais classiques de traction (instrumentée par jauges et par DIC) et sur la caractérisation ultrasonore. Il a été mis en évidence les avantages et les inconvénients associés à chaque procédé. Il a été montré que la caractérisation ultrasonore permet d'obtenir toutes les composantes du tenseur de rigidité d'un composite mince.

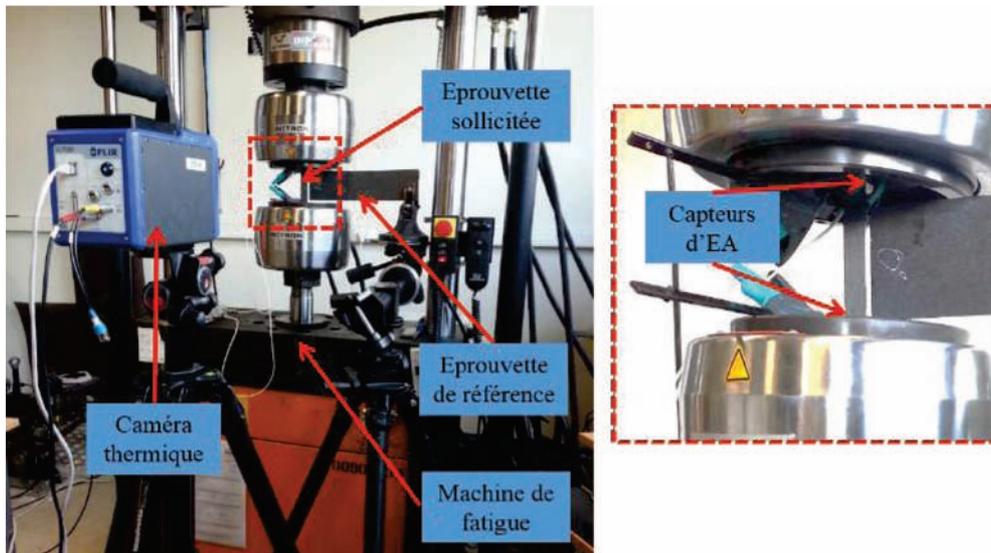


FIGURE 2.22 – Dispositif expérimental pour les essais de fatigue

Quant aux essais de caractérisation par traction, ils ont fourni les contraintes à rupture ainsi que la réponse contrainte-déformation de chacune des éprouvettes. Ces résultats seront utilisés dans les chapitres qui suivent, notamment pour la corrélation entre l'évolution de la température et les signaux acoustiques ainsi que pour la détermination du chargement à appliquer dans le cas de fatigue.

Enfin, la procédure expérimentale pour le suivi par EA et TI a été présentée. Le chapitre qui suit présente donc les résultats de caractérisation de l'endommagement issus des essais quasi-statiques en utilisant ces deux techniques.

Chapitre 3

Couplage de l'émission acoustique et la thermographie infrarouge au suivi de l'endommagement sous sollicitation quasi-statique

Sommaire

3.1	Introduction	62
3.2	Conditions des essais mécaniques	62
3.3	Comportement global acoustique et thermique	63
3.4	Identification de mécanismes d'endommagement par EA	66
3.4.1	Sélection de l'algorithme	66
3.4.1.1	k-means	66
3.4.1.2	max-min distance	66
3.4.1.3	forgy	67
3.4.1.4	cluster seeking	67
3.4.1.5	isodata	67
3.4.2	Optimisation des descripteurs	70
3.4.3	Optimisation du nombre de classes	72
3.4.4	Résultats de classification par la méthode de reconnaissance de formes	74
3.5	Cadre thermodynamique	75
3.5.1	Premier principe	77
3.5.2	Second principe	77
3.5.3	Equation de la chaleur	78
3.6	Détermination de la conductivité thermique	80
3.6.1	Position du problème	80
3.6.2	Méthode d'estimation	83
3.7	Traitement des signaux thermiques	85
3.8	Caractérisation de l'endommagement par couplage EA-TI	88

3.8.1	Phénomènes de faible énergie et amplitude	88
3.8.1.1	EA corrélée à la source de chaleur	88
3.8.1.2	Source de chaleur corrélée à l'EA	89
3.8.2	Phénomènes de grande énergie et amplitude	90
3.8.2.1	EA corrélée à la source de chaleur	90
3.8.2.2	Source de chaleur corrélée à l'EA	92
3.8.2.3	Analyse de la rupture	92
3.9	Conclusions	93

3.1 Introduction

Les techniques de caractérisation expérimentale non destructives permettent à ce jour d'étudier le processus d'endommagement de matériaux composites. Il a été mis en évidence que leur caractère non-intrusif est adapté pour le suivi en continu des structures mécaniques. Dans le domaine de l'aéronautique, l'émission acoustique et la thermographie infrarouge sont des techniques en plein essor pour la caractérisation de l'endommagement. Dans le chapitre précédent, ont été présentés les dispositifs expérimentaux nécessaires pour faire un tel suivi en utilisant ces deux techniques.

L'objectif de ce chapitre est d'étudier les corrélations entre l'acquisition par EA avec les champs de dissipation obtenus à l'aide de la TI dans le cas de composites stratifiés carbone/époxyde soumis à des chargements quasi-statiques. Dans un premier temps, la méthode de reconnaissance de forme est mise en œuvre pour le traitement des signaux d'émission acoustique, et notamment pour leur classification. Une autre contribution de ce travail est d'aborder l'étude du comportement de la conduction thermique anisotrope et d'établir les champs de sources de dissipation dans un tel contexte. A partir de ces résultats, une analyse spatiale et temporelle des événements acoustiques et des sources de chaleur est développée. Ceci permet d'identifier une gamme de corrélation d'amplitude des événements acoustiques et thermiques.

3.2 Conditions des essais mécaniques

En ce qui concerne le chargement mécanique, les éprouvettes de matériaux composites ont été soumises à des essais de traction uniaxiale à 0° 45° et 90° par rapport à l'orientation des fibres. Les vitesses de déplacement considérées sont les suivantes : 2 mm min⁻¹ à 0°, 1.5 mm min⁻¹ à 45° et 1 mm min⁻¹ à 90° [117]. Afin de vérifier la reproductibilité de la réponse aux sollicitations, nous avons réalisé au moins 3 essais pour chaque direction de chargement.

Le dispositif expérimental utilisé pour le suivi par émission acoustique et thermographie infrarouge a été présenté en détail dans la section 2.5. On rappelle simplement ici certains paramètres de réglages importants pour cette sollicitation quasi-statique :

- distance entre les capteurs d'EA : 120 mm,
- seuil d'acquisition d'EA : 35 dB,
- fréquence d'acquisition en TI : 150 Hz.

3.3 Comportement global acoustique et thermique

Avant d'analyser les données acoustiques, il est important de noter que la qualité des résultats globaux et les résultats de classement des techniques de reconnaissance de forme dépendent de la qualité des données d'EA. Si les données sont fortement perturbées, l'analyse globale et le classement devient plus difficile à réaliser et conduit à une performance de discrimination pauvre. Il s'avère donc nécessaire de faire notamment un filtrage des données après l'acquisition pour enlever les signaux qui pourraient provenir du bruit d'essai et ne sont donc pas significatifs. Dans le cas présent, les descripteurs des signaux ont été filtrés comme suit :

- nombre d'alternances : 0 à 3,
- durée : 0 à 1 μ s,
- fréquence de l'amplitude maximale de la transformée de Fourier (pic fréquentiel) en dehors de : 20 à 400 kHz.

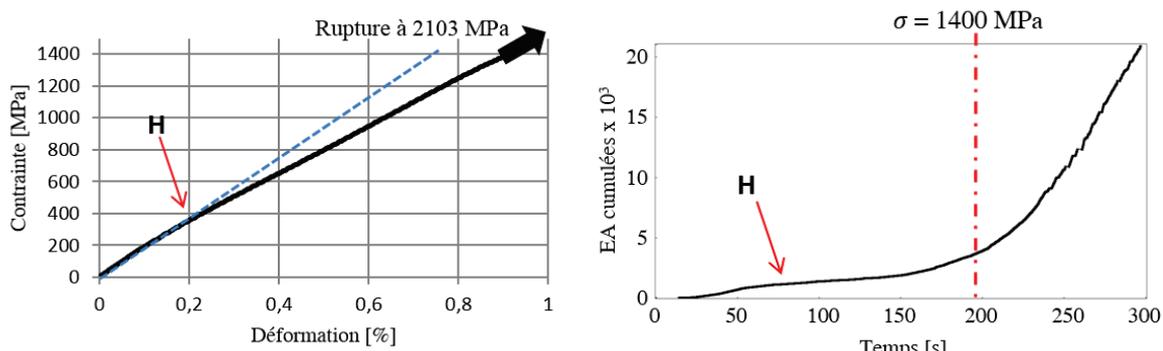
Une fois que les signaux sont filtrés, nous étudions le comportement global des signaux recueillis ainsi que l'évolution de la température lors des essais. Dans le but d'alléger la présentation des résultats, nous exposons les résultats des essais à 45° en annexe 3 dû à la similitude par rapport aux essais à 90°.

Les figures 3.1 et 3.2 présentent la courbe contrainte-déformation axiale ainsi que le comportement thermique global typique et l'activité acoustique recueillie pendant les deux essais respectivement (0° et 90°). La température correspond à la température relative moyenne sur la surface obtenue par thermographie infrarouge. Précisément, le logiciel Altair calcule cette moyenne en sommant la température de chaque pixel et en la divisant ensuite par le nombre de pixels du thermogramme à chaque acquisition.

Dans les deux cas de chargement (0° et 90°), le matériau présente un comportement linéaire élastique jusqu'à la rupture fragile. Au début de l'essai, on observe une faible phase d'adaptation avec une pente de contrainte-déformation légèrement plus élevée sans évolution globale de la température relative moyenne et avec une faible augmentation du nombre des salves acoustiques. Cette phase dure jusqu'au point H dans l'essai à 0° et jusqu'au point J dans l'essai à 90°, ce qui représente environ 20% de la contrainte à la rupture. A partir de ce point, la température diminue progressivement jusqu'à la rupture de l'échantillon, ce qui correspond à la réponse thermo-élastique du composite. Dans le plan acoustique, la première phase est suivie d'un ralentissement de l'apparition des salves acoustiques pour l'essai à 0° jusqu'à $t = 196$ s (1400 MPa), tandis que pour l'essai à 90°, la première phase est suivie par une augmentation rapide du nombre d'EA recueillis jusqu'à la rupture. Dans les deux essais, la première phase est attribuée à la mise en place de la charge de manière uniforme sur le composite.

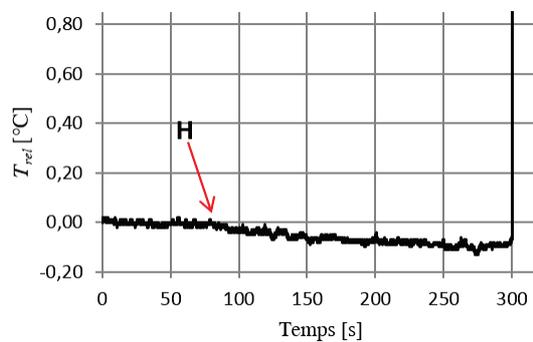
Vers la fin de l'essai à 0°, la chaleur dissipée par les mécanismes d'endommagement locaux s'oppose très légèrement au refroidissement global induit par la thermo-élasticité. La rupture de l'éprouvette à 90° est particulièrement fragile et rapide, ce qui empêche de retrouver ce faible réchauffement.

Ces résultats montrent une corrélation globale préliminaire des données acoustiques et thermiques. Dans ce qui suit, nous proposons d'étudier les deux manifestations de l'endommagement plus en détail par le biais de la méthode de reconnaissance de formes



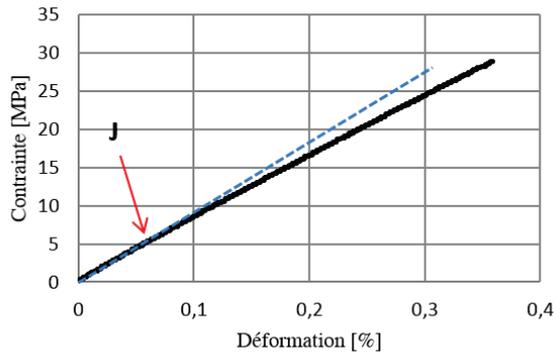
(a) réponse contrainte-déformation axiale

(b) activité acoustique

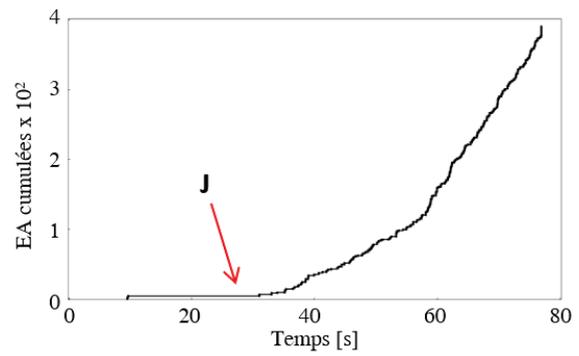


(c) évolution de la température moyenne relative en fonction du temps

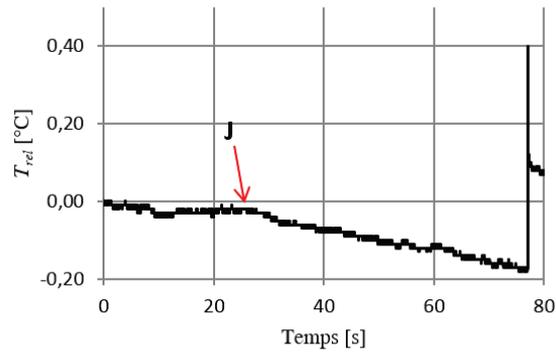
FIGURE 3.1 – Comportement global mécanique, acoustique et thermique pour l'essai à 0°



(a) réponse contrainte-déformation axiale



(b) activité acoustique



(c) évolution de la température moyenne relative en fonction du temps

FIGURE 3.2 – Comportement global mécanique, acoustique et thermique pour l'essai à 90°

pour l'EA et de sources de chaleur pour la TI.

3.4 Identification de mécanismes d'endommagement par EA

Les données d'émission acoustique sont généralement complexes, et ce d'autant plus lorsque plusieurs mécanismes d'endommagement de signatures acoustiques distinctes sont mis en place simultanément. Dans ce cas, l'analyse conventionnelle temporelle ou fréquentielle acoustique ne fournit pas d'arguments suffisants pour discriminer les différents modes d'endommagement. Une manière de dissocier les modes d'endommagement est de recourir à des techniques statistiques automatisées qui aident à identifier les corrélations entre les données. Parmi elles, les techniques de reconnaissance de forme (Unsupervised Pattern Recognition - UPR) conduisent à de très bons résultats. Ces techniques permettent en effet de classer les signaux acoustiques dans des groupes de signature acoustique similaire. Dans ce travail, nous nous sommes appuyés sur le logiciel NOESIS [101] pour effectuer ce traitement.

3.4.1 Sélection de l'algorithme

NOESIS propose plusieurs algorithmes pour la reconnaissance de forme. Afin de choisir le plus adapté à notre problématique, nous nous appuyons sur la démarche d'analyse comparative proposée par Kostopoulos et al. [91]. Ainsi, nous avons étudié la performance des 5 algorithmes suivants pour un même problème mécanique, en l'occurrence l'essai à 0° (figure 3.3) :

- k-means,
- max-min distance,
- max-min distance + forgy,
- max-min distance + cluster seeking,
- max-min distance + isodata.

Une description détaillée de ces différents algorithmes peut être trouvée dans [101]. On se propose ici de rappeler leurs principales caractéristiques.

3.4.1.1 k-means

Cette méthode vise à minimiser l'erreur quadratique pour un nombre donné de classes. Les classes générées par cet algorithme ont une distribution gaussienne autour du centre de la classe. Cet algorithme requiert simplement la définition par l'utilisateur du nombre de classes. Il est donc adapté aux essais où le nombre de types de sources est inconnu.

3.4.1.2 max-min distance

L'algorithme max-min distance est adapté à l'identification de données extrêmes. Il cherche les salves les plus éloignées pour former des classes. En règle générale, il est souvent employé pour réaliser une partition initiale des données.

3.4.1.3 forgy

Cette méthode de classification est similaire à l'algorithme k-means avec des fonctions additionnelles qui visent à contrôler la taille et la propagation des données. Il est donc utilisé pour la même catégorie des données que pour le k-means mais permet un meilleur contrôle de classement.

3.4.1.4 cluster seeking

Cet algorithme génère les classes selon des critères de distance données par l'utilisateur. Il peut être utilisé comme un seuil basé sur la distance.

3.4.1.5 isodata

Il s'agit de la combinaison entre k-means et forgy avec des fonctionnalités additionnelles. Cette algorithme nécessite de préciser le nombre de classes et l'importance de leur séparation.

Pour étudier ces algorithmes, il est nécessaire d'introduire un premier jeu de descripteurs sur lequel s'appuiera l'analyse ainsi que de définir un nombre de classes. D'après la littérature [26, 20, 99, 91], l'identification des mécanismes d'endommagement est souvent faite à partir de l'analyse des 8 descripteurs suivants :

- amplitude,
- temps de montée,
- énergie,
- nombre d'alternances,
- durée,
- fréquence moyenne,
- pic fréquentiel,
- barycentre fréquentiel.

De plus, l'étude bibliographique montre que pour les sollicitations à 0°, 3 modes d'endommagement sont mis en jeu. De ce fait, nous utilisons 3 classes pour la sélection de l'algorithme et l'optimisation des descripteurs.

L'étude de la performance des algorithmes repose ensuite sur deux critères. Le premier mesure l'efficacité statistique de l'algorithme considéré à partir du coefficient de Davies et Bouldin R_{DB} . Ce coefficient donne des informations concernant la compacité des groupes résultants :

$$R_{DB} = \frac{1}{k} \sum_{i=1}^k \max_{i \neq j} \left(\frac{d_i + d_j}{D_{ij}} \right) \quad (3.1)$$

où k est le nombre de classes, d_i et d_j sont la moyenne au sein des classes i et j respectivement et D_{ij} est la distance moyenne entre les deux classes i et j . Le meilleur classement de données s'obtient avec la valeur minimale de R_{DB} . Ce coefficient est indépendant du nombre de classes générées et a déjà été utilisé plusieurs fois avec succès pour l'identification de l'endommagement dans les composites [20, 99, 125]. Le second critère de performance concerne la cohérence physique de la discrimination effectuée sur

les signaux. Dans ce cas, on examine les mécanismes de déformation générés à l'aide de la corrélation d'images pour mesurer la pertinence des classes générées.

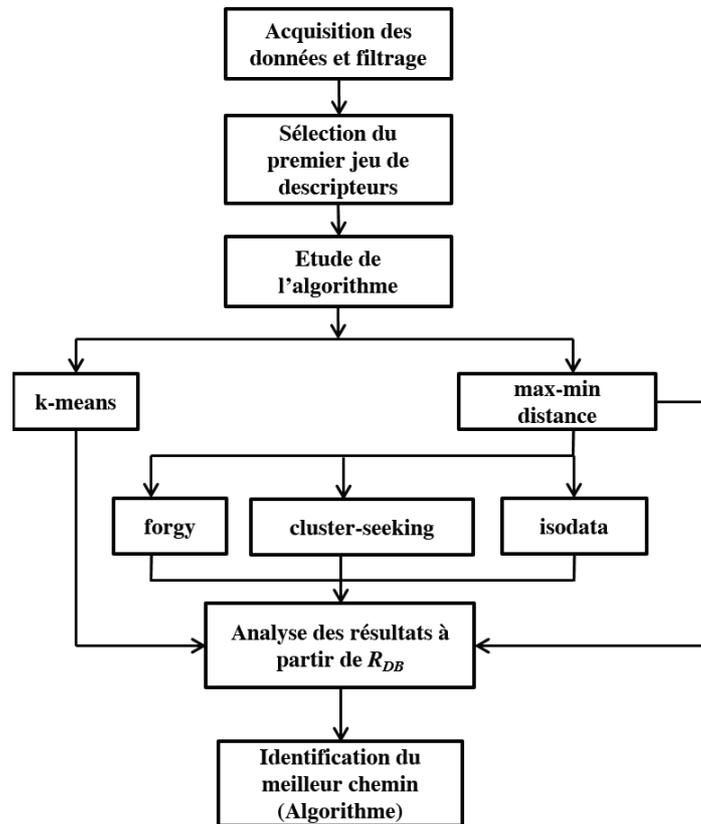


FIGURE 3.3 – Méthodologie d'évaluation de la performance des algorithmes de classification [91]

La figure 3.4 présente le résultat de classement de chaque jeu d'algorithmes testé. Au niveau statistique, l'algorithme max-min distance apparaît comme le plus approprié avec la valeur la plus faible du coefficient R_{DB} . Afin de valider ce choix, on compare les signaux classés aux mécanismes physiques mis en jeu dans le cas d'un endommagement spécifique correspondant à la première fissure visible (à l'instant $t = 230$ secondes, figure 3.5). La figure 3.6(a) montre qu'avec la classification par max-min distance les salves acoustiques générées par cet endommagement ne sont pas dissociées des signaux acoustiques voisins. Cet algorithme, plus adapté pour identifier des données extrêmes, ne parvient donc pas à capter cette information.

Ce constat nous amène à étudier un des algorithmes restants, présentant un coefficient R_{DB} faible. Notre choix s'est tourné vers la méthode de classification k-means, dont la mise en œuvre est assez aisée, et qui a été largement employée par différents auteurs [20, 91, 125, 100, 126]. Les résultats obtenus pour notre étude semblent cohérents et représentatifs des spécificités des comportements mis en jeu. Les classes générées (figure 3.6(b)) sont par exemple en accord avec l'endommagement observé dans la figure 3.5 avec une claire dissociation des salves acoustiques à l'instant $t = 230$ s du reste des salves. Notons qu'une analyse exhaustive sur plusieurs événements et incluant les essais hors-axes a confirmé cette pertinence de l'algorithme k-means.

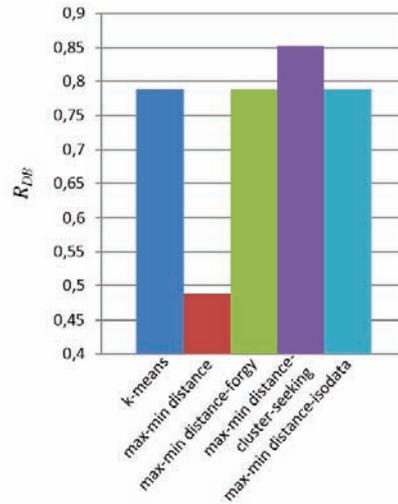


FIGURE 3.4 – Performance statistique des algorithmes pour l'essai à 0°

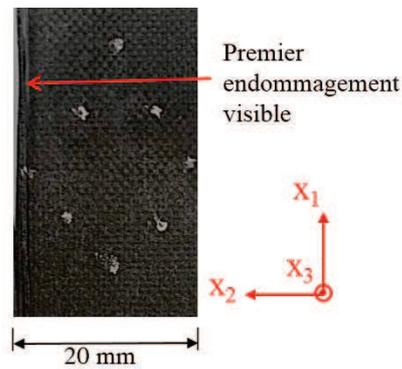


FIGURE 3.5 – Première fissure visible observée par corrélation d'images pour l'essai à 0° à $t = 230$ secondes

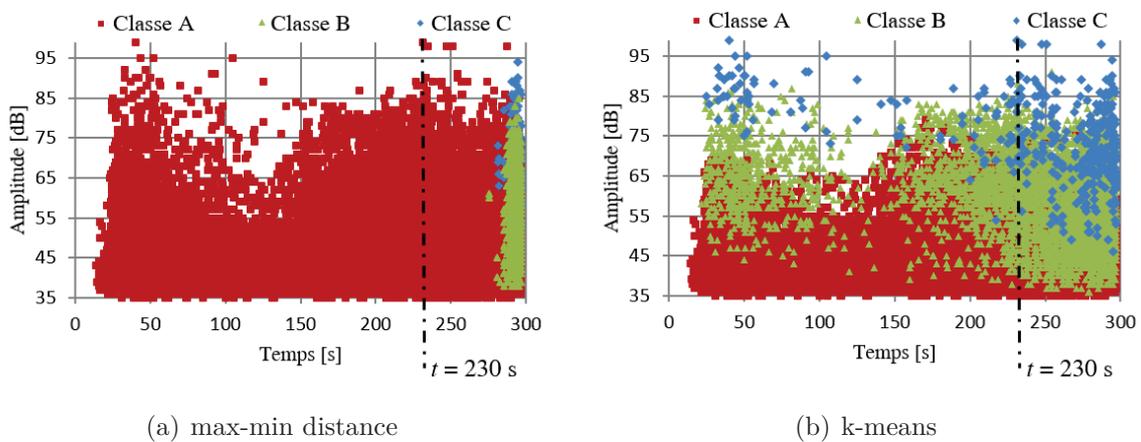


FIGURE 3.6 – Classement des signaux en fonction de l'amplitude et du temps par deux algorithmes différents pour l'essai à 0°

3.4.2 Optimisation des descripteurs

Une fois l'algorithme choisi, il convient d'optimiser le nombre de descripteurs. En effet, une minimisation des descripteurs permet un gain appréciable en temps de calcul. Les descripteurs les plus importants qui doivent être considérés sont déterminés par rapport à leur degré de corrélation [92] et aux mécanismes physiques impliqués. De ce fait, les descripteurs discriminants peuvent être différents par rapport à la direction de chargement de matériaux composites anisotropes.

Analysons en premier lieu l'influence sur la discrimination des mécanismes d'endommagement des 3 descripteurs fréquentiels. La figure 3.7 montre que les classes de signaux générées sont dispersées et n'appartiennent pas à des gammes de fréquences spécifiques. De plus, le dendrogramme de corrélation (figure 3.8(a)) montre que les paramètres fréquentiels sont faiblement corrélés aux paramètres temporels. On peut donc conclure que les descripteurs fréquentiels n'ont aucune influence sur les opérations de classement. Quant aux descripteurs restants, la figure 3.8(b) montre que le nombre d'alternances et la durée sont très corrélés dans le cas de l'essai à 0°. Plus précisément, on note que le nombre d'alternances peut être négligé sans altérer le résultat de classement comme le montre le tableau 3.1. Le nombre des salves associées à chaque groupe ne varie pas plus de 1% en suivant cette procédure d'optimisation du nombre de descripteurs. Lorsqu'on cherche à réduire davantage le nombre de descripteurs (moins que 4), le nombre de salves appartenant à chaque classe varie d'au moins 5.3%, ce qui démontre l'instabilité du classement. Ainsi, les 4 descripteurs retenus pour analyser l'essai à 0° sont les suivants :

- amplitude,
- temps de montée,
- énergie,
- durée.

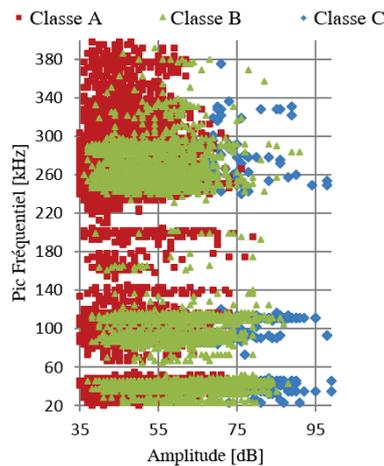


FIGURE 3.7 – Classement des signaux par l'algorithme k-means en fonction du pic fréquentiel et de l'amplitude pour l'essai à 0°

Une étude similaire a été mise en place pour les essais à 90°. Dans ce cas on montre aussi que les descripteurs fréquentiels ainsi que l'énergie et le nombre d'alternances n'ont aucune influence sur la détermination de modes d'endommagement (figure 3.9). Le pourcentage

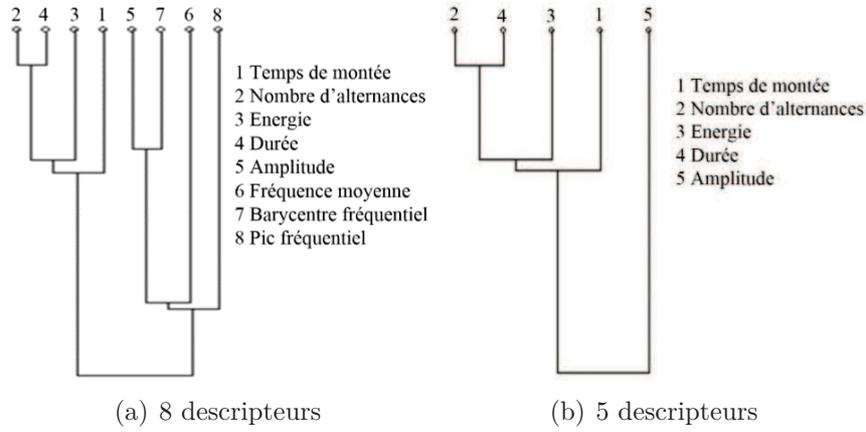


FIGURE 3.8 – Dendrogramme de corrélation des descripteurs d'EA pour l'essai à 0°

	Nombre de descripteurs			
	8	5	4	3
Classe	Proportion du nombre de salves (en %)			
A	86.6	87.5	87.5	92.8
B	12.5	11.6	11.6	7.1
C	0.9	0.9	0.9	0.1

TABLE 3.1 – Proportion de salves appartenant à chaque classe en fonction du nombre de descripteurs pour l'essai à 0°

de salves appartenant à chaque classe en fonction du nombre de descripteurs est présenté dans le tableau 3.2. Suivant le même raisonnement que précédemment, les 3 descripteurs suivants sont sélectionnés pour étudier l'essai à 90° :

- amplitude,
- temps de montée,
- durée.

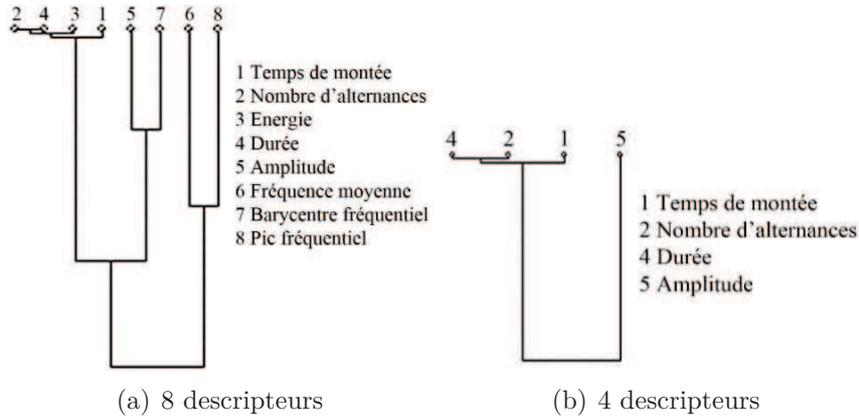


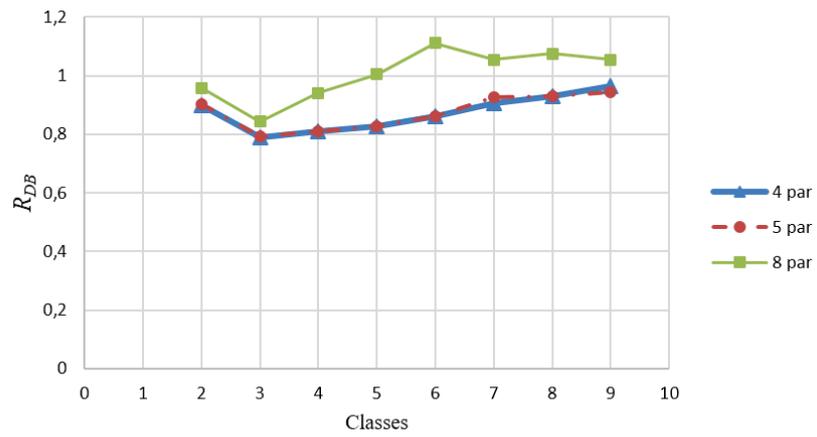
FIGURE 3.9 – Dendrogramme de corrélation des descripteurs d'EA pour l'essai à 90°

	Nombre de descripteurs			
	8	4	3	2
Classe	Proportion du nombre de salves (en %)			
A	65.9	67.1	67.2	72.2
B	34.1	32.9	32.8	27.8

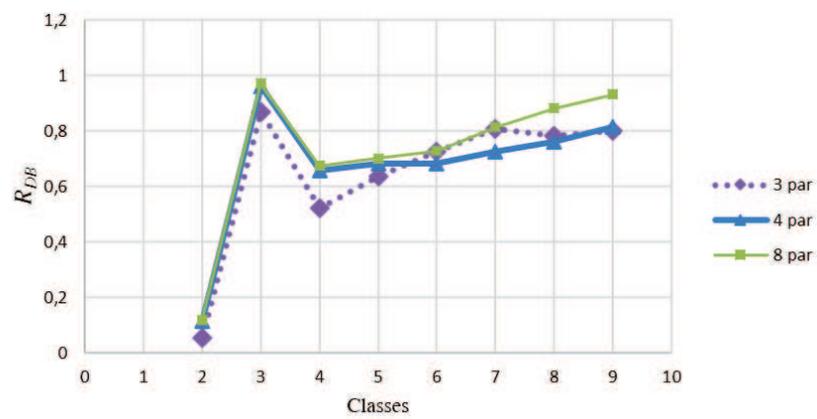
TABLE 3.2 – Proportion de salves appartenant à chaque classe en fonction du nombre de descripteurs pour l'essai à 90°

3.4.3 Optimisation du nombre de classes

Pour conclure cette procédure d'analyse, nous proposons de déterminer enfin le nombre de classes optimal au travers du coefficient R_{DB} . La figure 3.10 montre que la valeur minimale du R_{DB} s'obtient quand le nombre de classes est pris égal à 3 dans l'essai à 0° et à 2 pour l'essai à 90°. On constate aussi que ce résultat est obtenu quand l'algorithme emploie 4, 5 ou 8 descripteurs ("par" dans la figure 3.10) pour l'essai à 0° (3, 4 ou 8 pour l'essai à 90°) ce qui est en accord avec les analyses de la section 3.4.2. Ce résultat indique donc que 3 mécanismes d'endommagement sont mis en jeu lors d'une sollicitation dans l'axe des fibres alors que seuls 2 mécanismes d'endommagement interviennent dans le cas hors-axe. Il est important de remarquer que les analyses effectuées pour cette optimisation sont identiques pour les deux capteurs piézo-électriques. Ceci démontre que la méthode de reconnaissance de forme est indépendante de la localisation des événements acoustiques et donc de la distance entre les événements et les capteurs.



(a) 0°



(b) 90°

FIGURE 3.10 – Coefficient R_{DB} en fonction du nombre de classes considérées pour les deux types d'essai

3.4.4 Résultats de classification par la méthode de reconnaissance de formes

Les résultats sont présentés ici au regard de l'amplitude des salves. La figure 3.11 montre l'amplitude en fonction du temps pour les 3 classes de signaux d'EA obtenues après l'application de la méthode de reconnaissance de forme pour l'essai à 0°. Ces 3 groupes sont clairement distincts. En accord avec la littérature [26, 92, 97], le premier groupe avec les amplitudes les plus faibles correspond à la fissuration matricielle (figure 3.11(a)), le deuxième groupe représente la décohésion fibres-matrice (figure 3.11(b)) et le dernier groupe avec les amplitudes les plus élevées est associé à la rupture des fibres (figure 3.11(c)), ce qui correspond aux observations du premier endommagement visible dans la figure 3.5. Le nombre de salves correspondant à la rupture des fibres augmente spécialement avant la rupture du composite (à partir de $t = 200$ s jusqu'à $t = 300$ s).

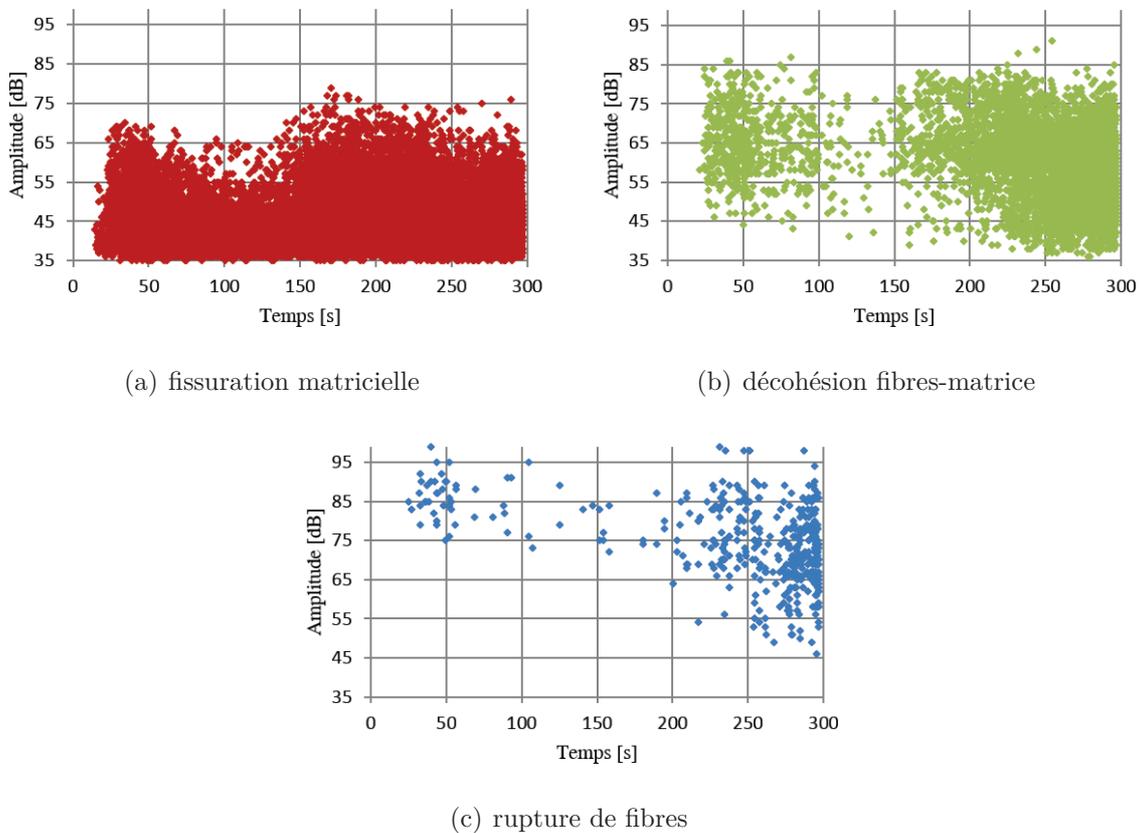


FIGURE 3.11 – Classement en fonction de l'amplitude et du temps des mécanismes d'endommagement identifiés pour l'essai à 0° (algorithme k-means, 4 descripteurs, 3 classes)

Le tableau 3.3 présente la valeur moyenne de chacun des descripteurs discriminatifs des 3 mécanismes d'endommagement pour l'essai à 0°. La signature acoustique de la fissuration matricielle est caractérisée par une forme d'onde de durée courte, un temps de montée moyenne, une amplitude et une énergie relativement faibles (figure 3.13(a)). Les signaux correspondants à la décohésion fibres matrice, sont caractérisés par un temps de montée important, avec une durée, une amplitude et une énergie moyennes (figure 3.13(b)). Quant

aux salves correspondants à la rupture de fibres, elles ont un temps de montée très court, une durée assez importante, une amplitude et une énergie très importantes (figure 3.13(c)). Ces constantes sont en accord avec la littérature [26, 97].

Descripteurs	Fissuration matricielle	Décohésion fibres-matrice	Rupture de fibres
Amplitude [dB]	44	59	75
Temps de montée [μ s]	33	147	22
Durée [μ s]	139	890	3390
Energie [aJ]	0.6	14.2	102

TABLE 3.3 – Valeurs moyennes des descripteurs acoustiques de chaque mécanisme d'endommagement pour l'essai à 0°

De la même manière, la figure 3.12 présente les signaux classés pour l'essai à 90°. Les amplitudes les plus faibles correspondent à la fissuration matricielle (figure 3.12(a)) et les plus élevées à la décohésion fibre-matrice (figure 3.12(b)). Ce résultat est également en accord avec les travaux publiés sur le même matériau [26].

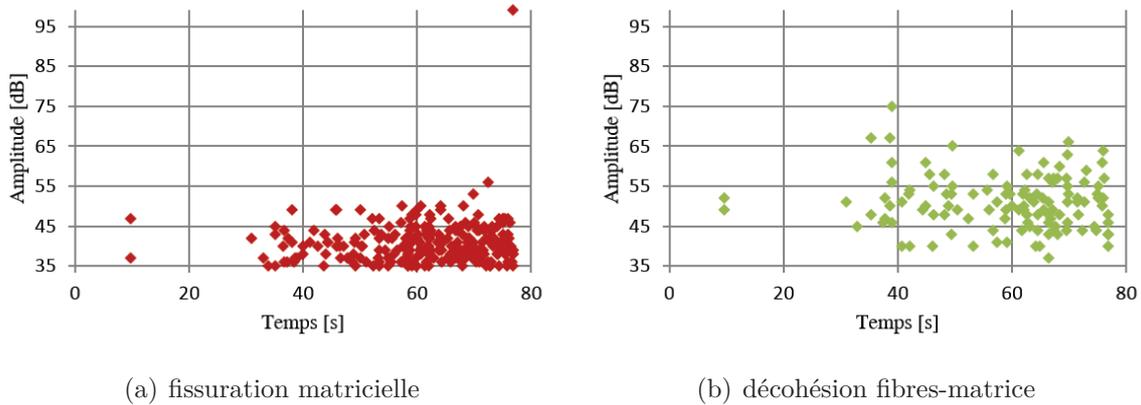


FIGURE 3.12 – Classement en fonction de l'amplitude et du temps des mécanismes d'endommagement identifiés pour l'essai à 90° (algorithme k-means, 3 descripteurs, 2 classes)

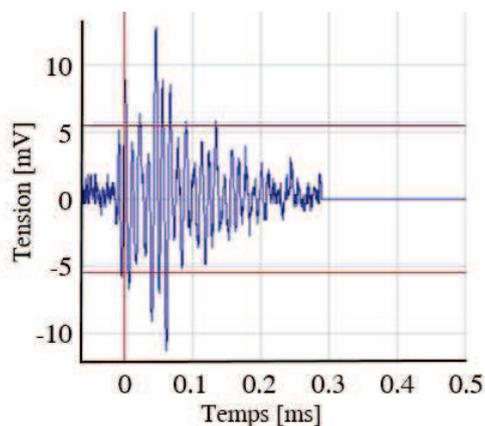
Le tableau 3.4 présente la valeur moyenne de chacun des descripteurs discriminatifs des 2 mécanismes d'endommagement pour l'essai à 90°. Ces valeurs ont la même tendance que celles de l'essai à 0° pour la fissuration matricielle et la décohésion fibres-matrice (figure 3.13). Ces constantes sont en accord avec la littérature [26].

3.5 Cadre thermodynamique

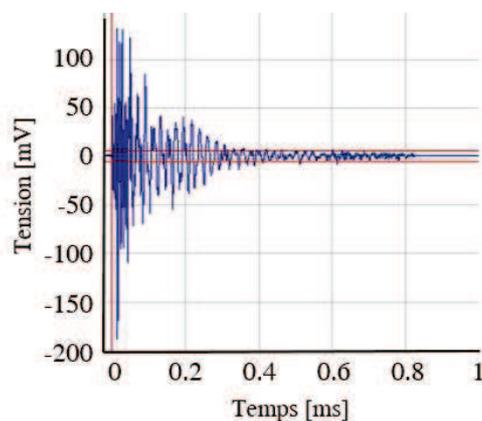
Comme évoqué au chapitre 1, la température ne peut pas être considérée comme un indicateur fiable de l'endommagement car elle est influencée par les échanges avec l'extérieur ou par la diffusion interne au sein du matériau [74]. Ceci nous amène à analyser le processus dissipatif de l'endommagement au travers des sources de chaleur. Dans notre

Descripteurs	Fissuration matricielle	Décohésion fibres-matrice
Amplitude [dB]	41	52
Temps de montée [μ s]	39	60
Durée [μ s]	169	505

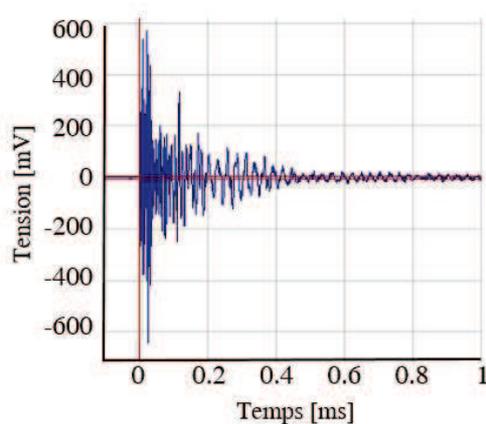
TABLE 3.4 – Valeurs moyennes des descripteurs acoustiques de chaque mécanisme d'endommagement pour l'essai à 90°



(a) fissuration matricielle



(b) décohésion fibres-matrice



(c) rupture de fibres

FIGURE 3.13 – Forme des signaux d'EA des mécanismes d'endommagement

cas, les faibles variations de température générées par les essais uni-axiaux quasi-statiques imposent par ailleurs cette démarche.

La détermination des sources de dissipation s'inscrit dans le cadre de la Thermodynamique des Processus Irréversibles. En se plaçant sous les hypothèses de faibles perturbations et de processus quasi-statiques, chaque élément de volume est considéré à l'équilibre et est défini par un certain nombre de variables d'état (la température, le tenseur des déformations et des variables internes décrivant les phénomènes irréversibles) [127, 128].

3.5.1 Premier principe

Le premier principe de la thermodynamique exprime la conservation de l'énergie d'un système et traduit la possibilité de transformer de l'énergie mécanique en chaleur et inversement. Pour un volume V de frontière δV , il s'écrit [111] :

$$\dot{E} + \dot{K} = P_{ext} + Q \quad (3.2)$$

où E désigne l'énergie interne ($E = \int_V \rho e dV$ avec ρ la masse volumique et e l'énergie interne spécifique par unité de volume), K l'énergie cinétique ($K = \frac{1}{2} \int_V \rho \mathbf{v} \cdot \mathbf{v} dV$ avec \mathbf{v} le champ des vitesses par rapport à un référentiel galiléen), P_{ext} la puissance des efforts extérieurs et Q le taux de chaleur reçu par le système. D'autre part, \dot{x} désigne la dérivée de x par rapport au temps. D'après le théorème de l'énergie cinétique :

$$\dot{K} = P_{ext} + P_{int} \quad (3.3)$$

où la puissance des efforts intérieurs s'écrit $P_{int} = \int_V \dot{w}_i dV$ avec \dot{w}_i la puissance des efforts intérieurs par unité de volume. Le taux de chaleur s'exprime quant à lui :

$$Q = \int_V r_{ext} dV - \int_{\partial V} \mathbf{q} \cdot \mathbf{n} dS \quad (3.4)$$

r_{ext} étant la densité volumique de chaleur d'origine extérieure (rayonnement), \mathbf{q} le flux de chaleur sur la surface et \mathbf{n} la normale unitaire extérieure à ∂V . Si l'on applique le théorème de la divergence, l'indépendance de l'équation 3.2 par rapport au volume V conduit à la forme locale de la conservation de l'énergie :

$$\rho \dot{e} = r_{ext} - div \mathbf{q} - \dot{w}_i \quad (3.5)$$

3.5.2 Second principe

Le second principe de la thermodynamique exprime, à l'aide d'une inégalité, les évolutions du système considéré en introduisant deux notions : la température absolue T et l'entropie S [129]. Ce principe postule que la production interne d'entropie est toujours supérieure ou égale au taux de chaleur reçu divisé par la température :

$$\dot{S} = \int_V \frac{r_{ext}}{T} dV - \int_{\partial V} \frac{\mathbf{q} \cdot \mathbf{n}}{T} dS \quad (3.6)$$

avec l'entropie S définie par $S = \int_V \rho s dV$, s étant l'entropie spécifique de la particule. De la même manière que précédemment, on obtient ainsi la forme locale du second principe :

$$\rho \dot{s} - \frac{r_{ext}}{T} - \operatorname{div} \left(\frac{\mathbf{q}}{T} \right) \geq 0 \quad (3.7)$$

En introduisant l'énergie libre spécifique ψ de Helmholtz définie par $\psi = e - Ts$ dans l'équation 3.7, on obtient l'inégalité de Clausius-Duhem [111, 103] :

$$\dot{w}_i - \rho (\dot{\psi} + s\dot{T}) - \mathbf{q} \cdot \frac{\operatorname{grad} T}{T} \geq 0 \quad (3.8)$$

généralement exprimée sous sa forme simplifiée :

$$d_1 + d_2 \geq 0 \quad (3.9)$$

où la dissipation intrinsèque d_1 (dissipation mécanique) qui correspond à la partie de la puissance de déformation anélastique perdue sous forme de chaleur, et la dissipation thermique d_2 sont définies par :

$$d_1 = \dot{w}_i - \rho (\dot{\psi} + s\dot{T}), \quad d_2 = -\mathbf{q} \cdot \frac{\operatorname{grad} T}{T} \quad (3.10)$$

3.5.3 Equation de la chaleur

En remplaçant e par $\psi + Ts$ et s par $\frac{\partial \psi}{\partial T}$ dans l'équation 3.5, la forme locale du premier principe de la thermodynamique peut s'exprimer ainsi :

$$\rho \dot{e} = \rho \frac{\partial \psi}{\partial \alpha_j} \dot{\alpha}_j - \rho T \left(\frac{\partial^2 \psi}{\partial T^2} + \frac{\partial^2 \psi}{\partial \alpha_j \partial T} \dot{\alpha}_j \right) = r_{ext} - \operatorname{div} \mathbf{q} - \dot{w}_i \quad (3.11)$$

où α_j désignent les variables internes décrivant les processus irréversibles affectant le système. L'équation générale de la chaleur est obtenue en introduisant dans l'équation 3.11 les définitions de la chaleur spécifique C (supposée constante) :

$$C = -T \frac{\partial^2 \psi}{\partial T^2} \quad (3.12)$$

et la loi de Fourier :

$$\mathbf{q} = -\mathbf{k} \cdot \operatorname{grad} T \quad (3.13)$$

avec \mathbf{k} le tenseur de conductivité du matériau (du second ordre). L'expression de la source totale de dissipation s_t est alors la suivante :

$$s_t = \rho C \dot{T} - \operatorname{div} (\mathbf{k} \cdot \operatorname{grad} T) = r_{ext} + d_1 + s_{the} + \rho T \frac{\partial^2 \psi}{\partial T \partial \alpha_j} \dot{\alpha}_j \quad (3.14)$$

qui fait apparaître le taux d'absorption de chaleur $\rho C \dot{T}$, la conduction $-\operatorname{div} (\mathbf{k} \cdot \operatorname{grad} T)$ et la dissipation mécanique d_1 . Les couplages entre la température et les autres variables d'états (couplages thermomécaniques) comprennent le couplage thermoélastique (ou isentropique) $s_{the} = \rho T \frac{\partial^2 \psi}{\partial T \partial \epsilon} : \dot{\epsilon}$ qui correspond au couplage entre T et le tenseur linéarisé des

déformations $\boldsymbol{\epsilon}$, et les autres couplages $\rho T \frac{\partial^2 \psi}{\partial T \partial \alpha_j} \dot{\alpha}_j$ entre T et α_j .

Un certain nombre d'hypothèses peuvent être retenues dans le cas présent [130, 71] :

- les propriétés thermo-physiques du matériau demeurent constantes lors des essais ;
- les variations de température du matériau induites lors des essais sont très faibles (expérimentalement, on obtient en traction uniaxiale des variations inférieures à 0.5°C) ; elles n'ont donc a priori pas d'influence notable sur l'état de la microstructure et les termes de couplage entre T et α_j peuvent être négligés ;
- la chaleur externe r_{ext} ne dépend pas du temps ; cela implique que le champ T_0 de température au point de référence (point au début de chaque test où le matériau ne produit pas de source de chaleur s_t) est tel que $-\text{div}(\mathbf{k} \cdot \text{grad } T_0) = r_{ext}$.

Par ailleurs, dans le cas de phénomènes indépendants du temps, les termes convectifs de la dérivée par rapport au temps de la température sont négligeables. Sous ces hypothèses, on obtient la forme simplifiée suivante pour l'équation tridimensionnelle de la chaleur :

$$s_t = \rho C \dot{T}_{rel} - \text{div}(\mathbf{k} \cdot \text{grad } T_{rel}) = d_1 + s_{the} \quad (3.15)$$

où $T_{rel} = T - T_0$ est la température relative par rapport à l'état de référence.

Les éprouvettes étudiées dans cette étude sont planes et de faible épaisseur. Il a été observé expérimentalement que les variations de température dans l'épaisseur du composite sont inférieures à 0.05°C . Considérant que le champ de température mesuré en surface par thermographie infrarouge est représentatif du champ de température interne, il est donc pertinent dans notre cas de travailler sur une version bidimensionnelle de l'équation de chaleur correspondant à l'intégrale de 3.15 dans l'épaisseur :

$$s_t = \rho C \left(\dot{T}_{rel} + \frac{T_{rel}}{\tau} \right) - \text{div}(\mathbf{k} \cdot \text{grad } T_{rel}) = d_1 + s_{the} \quad (3.16)$$

où τ est la constante de temps caractérisant les échanges de chaleur entre l'éprouvette et l'air (convection et radiation).

En ce qui concerne la grandeur de temps τ , sa détermination expérimentale consiste à chauffer le matériau par un flux thermique (lampe halogène) pendant environ 10 s. On mesure ensuite le refroidissement de l'éprouvette jusqu'à la température ambiante à l'aide de la caméra infrarouge. La mesure s'effectue loin de la zone d'attache de l'éprouvette pour limiter l'influence du transfert de chaleur entre le mors et celle-ci. La constante τ est ainsi calculée à partir de : $\tau = t_{refroidissement} - t_{pic}$ (figure 3.14). Pour les composites étudiés ici, on obtient $\tau = 4.7$ s.

A partir de ce cadre d'interprétation thermodynamique, il est donc possible théoriquement d'extraire les sources de dissipation s_t des champs de température mesurés par thermographie infrarouge. Deux problématiques entrent cependant en jeu à ce stade : d'une part, la détermination du tenseur de conductivité thermique \mathbf{k} et, d'autre part, le traitement du signal indispensable dans le cas de mesures expérimentales discrètes et bruitées.

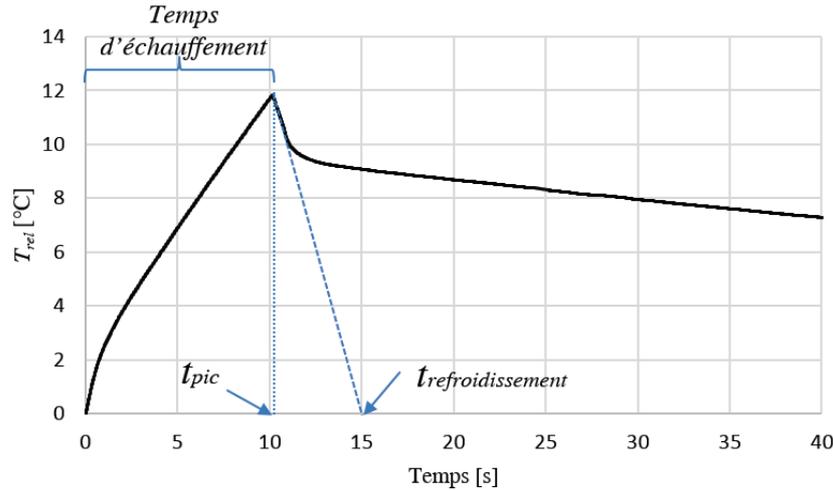


FIGURE 3.14 – Détermination de la constante τ

3.6 Détermination de la conductivité thermique

Les travaux existants sur la détermination de sources de chaleur concernent généralement des matériaux isotropes ou considérés comme tels. La plupart des applications s'intéressent en effet à des matériaux métalliques [130, 131, 71] pour lesquels la conductivité thermique peut être représentée par un scalaire k ($\mathbf{k} = k\mathbf{I}$ avec \mathbf{I} le tenseur identité d'ordre deux). Dans ce travail, nous proposons de prendre en compte la conduction thermique anisotrope du composite. La morphologie du composite (en particulier les fibres longues) et les directions préférentielles de conduction des fibres elles-mêmes doivent en effet être prises en compte afin d'avoir une estimation correcte des sources de chaleur.

La conductivité thermique d'un matériau peut être déterminée par plusieurs moyens :

- expérimentalement, à l'aide par exemple de méthodes en régime permanent (plaque chaude) ou transitoire (Flash) [132, 133],
- en considérant des développements analytiques issus d'analogies [134, 135] et de techniques d'homogénéisation [136, 137],
- ou encore à l'aide de méthodes numériques utilisant les simulations par éléments finis [138, 139].

En l'absence de données expérimentales, l'utilisation des approches d'homogénéisation semble être une voie intéressante pour prendre en compte les caractéristiques microstructurales des matériaux hétérogènes tels que les composites (voir par exemple Dormieux et al. [140] pour une synthèse). Nous avons donc retenu cette approche qui a fait l'objet d'une collaboration avec Benjamin Valès dans le cadre de son projet de Master Recherche [141, 110].

3.6.1 Position du problème

Classiquement, les techniques d'homogénéisation visent à déterminer les propriétés élastiques effectives des matériaux. Toutefois, les solutions micromécaniques obtenues dans ce cadre peuvent être étendues aux problèmes thermiques du fait de l'analogie mathéma-

tique entre les variables mécaniques et celles liées aux problèmes de conduction de chaleur en régime permanent [142, 143] :

$$\begin{aligned}
 \text{contrainte } \boldsymbol{\sigma} &\longleftrightarrow \text{ flux thermique } q \\
 \text{déformation } \boldsymbol{\epsilon} &\longleftrightarrow \text{ gradient de température } \text{grad}T = g \\
 \text{rigidité } \mathbb{C} &\longleftrightarrow \text{ conductivité thermique } \mathbf{k}
 \end{aligned} \tag{3.17}$$

Le comportement mécanique élastique linéaire correspond donc à la loi de Fourier 3.13. De plus, en conditions stationnaires réversibles, l'équation 3.15 conduit à :

$$\text{div } q = 0 \tag{3.18}$$

qui est analogue aux équations d'équilibre du problème d'élasticité.

Considérons un Volume Élémentaire Représentatif (VER) Ω d'un matériau hétérogène, de frontière $\partial\Omega$ et \mathbf{n} la normale unitaire extérieure à $\partial\Omega$. Le gradient macroscopique G peut être défini comme la moyenne des températures sur le contour :

$$G = \frac{1}{\Omega} \int_{\partial\Omega} T(z) \mathbf{n}(z) dS \tag{3.19}$$

avec $T(z)$ la température locale au point z de Ω . A l'aide du théorème de la divergence, on démontre que le gradient de température macroscopique G représente la moyenne spatiale du champ de gradient microscopique g :

$$G = \langle g \rangle = \frac{1}{\Omega} \int_{\Omega} g(z) dV \tag{3.20}$$

Le flux macroscopique Q est défini quant à lui comme la moyenne de la densité de chaleur externe sur le contour du VER :

$$Q = \frac{1}{\Omega} \int_{\partial\Omega} q(z) \cdot \mathbf{n}(z) z dS \tag{3.21}$$

A nouveau, le théorème de la divergence et l'équation d'équilibre 3.18 permettent de montrer que le flux macroscopique Q représente la moyenne spatiale du flux de chaleur local q :

$$Q = \langle q \rangle = \frac{1}{\Omega} \int_{\Omega} q(z) dV \tag{3.22}$$

Le VER étudié correspond dans notre cas au composite stratifié lui-même qui comporte deux phases : la matrice (résine époxyde) et les fibres (figure 3.15). Ce volume peut être considéré comme statistiquement homogène au vu de la taille des fibres. La distribution spatiale des fibres au sein du VER est aléatoire, la matrice est continue et les interfaces sont supposées parfaites. Également, les fibres peuvent être assimilées à des inclusions au sein de la résine puisqu'elles présentent les mêmes forme, orientation et comportement thermique. Précisément, les constituants sont homogènes et suivent la loi linéaire de Fourier :

$$q(z) = -\mathbf{k}(z) \cdot g(z), \forall z \in \Omega \tag{3.23}$$

avec

$$k(z) = \begin{cases} \mathbf{k}_m & , \forall z \in \Omega_m \\ \mathbf{k}_f & , \forall z \in \Omega_f \end{cases} , \Omega_m \cup \Omega_f = \Omega, \Omega_m \cap \Omega_f = \emptyset \quad (3.24)$$

où \mathbf{k}_m (respectivement \mathbf{k}_f) désigne le tenseur de conductivité thermique de la matrice (resp. des fibres) de volume Ω_m (resp. Ω_f).

Comme pour tout problème de structure, il convient pour finir de préciser la nature des conditions aux limites. Précisément, on impose ici une condition de gradient thermique macroscopique G homogène au contour :

$$T(z) = G \cdot z, \forall z \in \partial\Omega \quad (3.25)$$

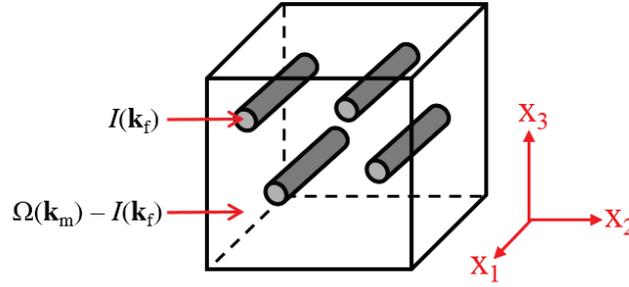


FIGURE 3.15 – VER du composite isotrope-transverse

Supposant un état initial naturel, le principe de superposition permet de relier les champs locaux et macroscopiques de façon linéaire :

$$g(z) = \mathbf{A}(z) \cdot G, \forall z \in \Omega \quad (3.26)$$

Le tenseur du second ordre \mathbf{A} est appelé tenseur de concentration et vérifie la relation suivante :

$$\langle \mathbf{A} \rangle = \mathbf{I} \quad (3.27)$$

pour satisfaire la condition de l'équation 3.20. Par analogie avec le comportement local, on en déduit le comportement global du matériau effectif :

$$Q = -\mathbf{k}_{hom} \cdot G \quad (3.28)$$

avec \mathbf{k}_{hom} le tenseur de conductivité effectif du matériau composite qui relie le flux de chaleur Q et le gradient G macroscopiques. Les constituants étant homogènes, le calcul du tenseur effectif peut se simplifier [144, 137], soit :

$$\mathbf{k}_{hom} = \sum_r f_r \mathbf{k}_r \cdot \langle \mathbf{A} \rangle_r \quad (3.29)$$

avec $\left\{ f_r = \frac{\Omega_r}{\Omega} \right\}_{r=\{m,f\}}$ la fraction volumique de chaque phase et $\langle \cdot \rangle_r = \frac{1}{\Omega_r} \int_{\Omega_r} \cdot dV$ la moyenne spatiale sur la phase r . Le tenseur moyen de concentration $\langle \mathbf{A} \rangle_r$ fait alors le lien entre le gradient thermique moyen sur la phase r et le gradient macroscopique :

$$\langle g \rangle_r = \langle \mathbf{A} \rangle_r \cdot G \quad (3.30)$$

pour $r = \{m, f\}$. L'introduction de la condition de consistance de l'équation 3.27 dans l'équation 3.29 conduit alors à :

$$\mathbf{k}_{hom} = \mathbf{k}_m + f_f (\mathbf{k}_f - \mathbf{k}_m) \cdot \langle \mathbf{A} \rangle_f \quad (3.31)$$

Une estimation de \mathbf{k}_{hom} peut donc être obtenue dès lors que le tenseur moyen de localisation $\langle \mathbf{A} \rangle_f$ est lui-même estimé. Ceci nécessite de résoudre le problème thermique défini de la manière suivante sur le VER [143] :

$$\left\{ \begin{array}{l} grad T(z) = g(z) \\ q(z) = -\mathbf{k}(z) \cdot g(z), \forall z \in \Omega \\ div q = 0 \\ T(z) = G \cdot z, \forall z \in \partial\Omega \end{array} \right. \quad (3.32)$$

3.6.2 Méthode d'estimation

Les travaux d'Eshelby sur le problème de l'inclusion en élasticité hétérogène [145], étendus par la suite au cas de la thermoélasticité [146, 147, 148], conduisent à des solutions intéressantes pour obtenir des estimations de $\langle \mathbf{A} \rangle_f$. Dans ces approches, l'inclusion I est modélisée comme une hétérogénéité ellipsoïdale de conductivité thermique \mathbf{k}_I immergée dans un milieu de référence infini et homogène de conductivité \mathbf{k}_0 soumis à l'infini à un gradient thermique homogène G_0 adéquat. Le gradient thermique microscopique associé à ces conditions est alors uniforme dans l'hétérogénéité et tel que :

$$g(z) = \mathbf{A}_0^I \cdot G_0, \forall z \in I \quad (3.33)$$

avec \mathbf{A}_0^I le tenseur de concentration (uniforme) pour l'hétérogénéité :

$$\mathbf{A}_0^I = [\mathbf{I} + \mathbf{P}_0^I \cdot (\mathbf{k}_I - \mathbf{k}_0)]^{-1} \quad (3.34)$$

Le tenseur symétrique d'interaction \mathbf{P}_0^I (appelé tenseur de Hill en élasticité) peut être exprimé en fonction du tenseur du second ordre de dépolarisation \mathbf{S}_0^I (le tenseur d'Eshelby des problèmes d'élasticité) qui dépend de la forme et de l'orientation des inclusions :

$$\mathbf{P}_0^I = \mathbf{S}_E^I \cdot (\mathbf{k}_0)^{-1} \quad (3.35)$$

Pour une inclusion ellipsoïdale de demi-longueurs a_1 , a_2 et a_3 dans la base orthonormée $B = (x_1, x_2, x_3)$, les composantes de \mathbf{S}_E^I dans la base B sont données par des intégrales elliptiques [147, 149, 143] :

$$\mathbf{S}_E^I = (S_{ij}^I)_B = (S_{ij}^I)_{i,j \in [1,3]^2} = \frac{a_1 a_2 a_3}{4} \frac{\partial^2}{\partial x_i \partial x_j} \int_0^\infty \left(\frac{x_1^2}{a_1^2 + s} + \frac{x_2^2}{a_2^2 + s} + \frac{x_3^2}{a_3^2 + s} \right) \frac{1}{\Delta(s)} ds \quad (3.36)$$

avec

$$\Delta(s) = \sqrt{(a_1^2 + s)(a_2^2 + s)(a_3^2 + s)} \quad (3.37)$$

Les techniques d'homogénéisation s'appuient sur les solutions de l'équation 3.33 pour accéder au gradient thermique moyen dans l'inclusion $\langle g \rangle_I$. Différentes estimations possibles peuvent alors être formulées selon le milieu de référence et la condition limite à l'infini considérés. Ce choix doit être fait en cohérence avec le contexte d'étude, notamment la morphologie du milieu hétérogène ou le contraste entre les phases. Dans le cas présent d'un composite unidirectionnel à fort taux de fibres, le schéma proposé par Mori et Tanaka [150] semble pertinent dans la mesure où il conduit en général à une bonne adéquation avec les résultats expérimentaux et avec les simulations par éléments finis. De plus, il permet de prendre en compte d'une certaine manière des interactions entre les constituants. Dans la formulation de Mori-Tanaka, la matrice (résine) elle-même est considérée comme le milieu de référence et le gradient thermique à l'infini est supposé égal au gradient thermique moyen sur la phase matricielle :

$$\begin{cases} \mathbf{k}_0 = \mathbf{k}_m \\ G_0 = \langle g \rangle_m \end{cases} \quad (3.38)$$

Par ailleurs, l'inclusion correspond ici aux fibres, d'où $\langle g \rangle_f = \mathbf{A}_m^f \cdot G_0$ d'après l'équation 3.33. Compte tenu de la condition de l'équation 3.20, on peut exprimer la condition de gradient à l'infini G_0 en fonction du gradient macroscopique G , à savoir :

$$G_0 = [(1 - f_f) \mathbf{I} + f_f \mathbf{A}_m^f]^{-1} \cdot G \quad (3.39)$$

Les équations 3.30 et 3.39 conduisent au tenseur de concentration sur les fibres :

$$\langle \mathbf{A} \rangle_f = \mathbf{A}_m^f \cdot [(1 - f_f) \mathbf{I} + f_f \mathbf{A}_m^f]^{-1} \quad (3.40)$$

Si la résine peut être supposée isotrope, les fibres présentent en revanche un comportement isotrope transverse autour de leur axe unitaire \mathbf{x}_1 :

$$\begin{cases} \mathbf{k}_m = k_m \mathbf{I} \\ \mathbf{k}_f = k_f^L \mathbf{x}_1 \otimes \mathbf{x}_1 + k_f^T (\mathbf{I} - \mathbf{x}_1 \otimes \mathbf{x}_1) \end{cases} \quad (3.41)$$

avec k_m la conductivité de la matrice, k_f^L (respectivement k_f^T) la conductivité des fibres dans la direction longitudinale (resp. transversale). De plus, les fibres sont modélisées par des inclusions cylindriques infinies d'axe \mathbf{x}_1 et de section circulaire (figure 3.15), soit $a_1 \rightarrow \infty$ et $a_2 = a_3$. Dans ce cas, le tenseur de dépolarisation \mathbf{S}_E^I défini par l'équation 3.36 s'écrit :

$$\mathbf{S}_E^I = \frac{1}{2} (\mathbf{I} - \mathbf{x}_1 \otimes \mathbf{x}_1) \quad (3.42)$$

Si l'on intègre ensuite les relations 3.40, 3.41 et 3.42 au sein des équations 3.29, 3.34 et 3.35, on en déduit l'expression de la conductivité effective du composite :

$$\mathbf{k}_{hom} = k_{hom}^L \mathbf{x}_1 \otimes \mathbf{x}_1 + k_{hom}^T (\mathbf{I} - \mathbf{x}_1 \otimes \mathbf{x}_1) \quad (3.43)$$

En conséquence, le comportement thermique global du VER suit aussi la loi de Fourier et représente bien l'isotropie transverse (autour de l'axe \mathbf{x}_1) du composite. Les deux valeurs propres liées à la direction des fibres (k_{hom}^L) et à la direction transversale (k_{hom}^T) du matériau s'expriment ainsi :

$$k_{hom}^L = (1 - f_V) k_m + f_V k_{f_L} \quad (3.44)$$

$$k_{hom}^T = \left[\frac{(1 + f_V) k_{f_T} + (1 - f_V) k_m}{(1 + f_V) k_m + (1 - f_V) k_{f_T}} \right] k_m \quad (3.45)$$

En prenant les valeurs numériques de k_{f_L} , k_{f_T} et k_m données dans le tableau 2.1, on obtient ici : $k_{hom}^L = 5.80 \text{ W/m}^\circ\text{C}$ et $k_{hom}^T = 0.85 \text{ W/m}^\circ\text{C}$, ce qui met bien en évidence le comportement thermique anisotrope du composite.

3.7 Traitement des signaux thermiques

Comme cela a déjà été souligné, les mesures de température obtenues par thermographie infrarouge sont discrètes et bruitées. L'équation de la chaleur 3.16 faisant intervenir des dérivées temporelles et spatiales des champs thermiques, il est nécessaire d'effectuer un traitement des données brutes afin de fournir une interprétation claire des sources de chaleur. Dans ce but, une étude comparative de différents filtres numériques a été réalisée afin de trouver celui qui s'adapte le mieux à notre contexte anisotrope. Cette problématique a également été traitée en collaboration avec Benjamin Valès dont les détails sont présentés dans [110, 141].

Parmi les différents filtres testés, il a été démontré que le filtre médian spatial permettait de réduire les bruits parasites, tout en préservant le signal utile provenant de l'endommagement. Le principe de fonctionnement de ce filtre consiste à remplacer la valeur du pixel par la valeur médiane de l'ensemble des pixels présents dans son voisinage temporel ou spatial [103]. Cette opération est donc effectuée pour chaque thermogramme. Pour résoudre l'équation 3.16, on utilise la dérivée à gauche pour le terme temporel T_{rel}^{\cdot} afin de garder le signal utile. En ce qui concerne le terme de conduction spatial (Laplacien) $div(\mathbf{k} \cdot grad T_{rel})$, nous avons eu recours à la dérivée centrale classiquement employée en traitement du signal. Le filtrage des termes dérivés n'a aucune influence sur le résultat final du fait de la réduction importante du bruit effectuée par le filtre médian spatial sur les thermogrammes. Il est important de remarquer ici que les opérations de dérivation et de filtrage engendrent la perte de 4 pixels (2 de chaque côté) sur les colonnes et les lignes du thermogramme afin d'éviter les effets de bord. Ainsi, pour un thermogramme de $n \times m$ pixels, le champ des sources de chaleur associé fait $(n-4) \times (m-4)$ pixels.

Deux résultats de ce travail sont illustrés ici. Le premier point aborde l'importance du filtrage pour l'analyse des sources de dissipation s_t . Considérons le champ de température représenté à la figure 3.16(a) à $t = t_r - 4\delta t$, δt étant donné par l'intervalle de temps entre chaque champ thermique, soit 6.67 ms et t_r étant le temps de rupture. La comparaison entre les figures 3.16(a) et 3.16(b) et entre les figures 3.16(c) et 3.16(d) démontrent clairement l'intérêt du processus de traitement du signal pour limiter les perturbations liées au

bruit et mettre en évidence les phénomènes dissipatifs significatifs. On note également sur la figure 3.16(d) que les sources de dissipation permettent de davantage révéler les mécanismes d'endommagement locaux que le thermogramme brut montre à la figure 3.16(a).

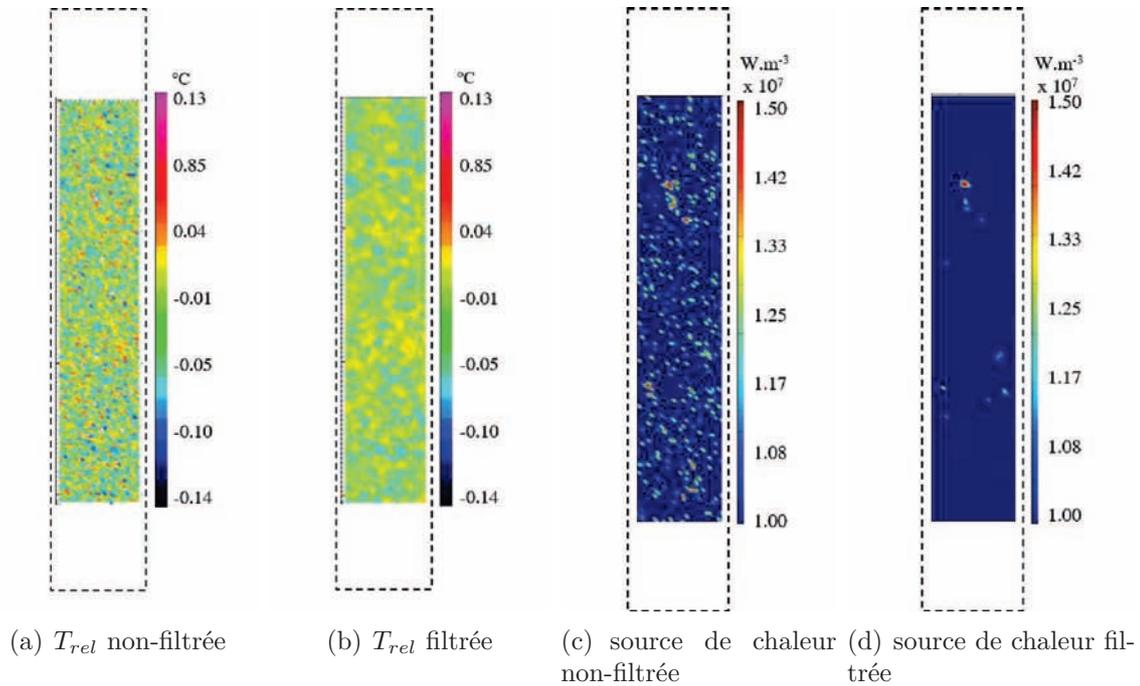


FIGURE 3.16 – Influence du filtre spatial médian sur le champ de température et sur le champ des sources de chaleur associé (essai à 90° à $t_r - 4\delta t$)

Le second résultat important à ce niveau concerne l'impact de la symétrie du matériau sur la source de dissipation. On présente à la figure 3.17 des champs de sources de chaleur calculés à partir du thermogramme filtré de la figure 3.16(b) et focalisés sur un endommagement local. La figure 3.17(a) correspond au cas de conduction isotrope transverse étudiée à la section 3.6 avec le tenseur de conductivité \mathbf{k} obtenu à l'équation 3.43 (également utilisé pour les figures 3.16(c) et 3.16(d)). Les autres figures fournissent le champ de sources de chaleur total issu de représentations simplifiées basées sur un tenseur de conductivité isotrope en considérant soit la conductivité de la matrice k_m (figure 3.17(b)), soit la conductivité longitudinale des fibres k_f^L (figure 3.17(c)) soit une valeur moyenne obtenue par la loi des mélanges et correspondant à k_{hom}^L (équation 3.44, figure 3.17(d)). Comme le montrent ces images, la localisation et l'intensité des dissipations diffèrent selon la symétrie matérielle considérée, y compris entre les trois représentations isotropes. Il est donc important de travailler avec une représentation physique de la conduction au sein des matériaux, en particulier de prendre en compte les effets d'anisotropie, pour obtenir une estimation pertinente des sources de chaleur. Cette question est d'autant plus cruciale que le terme de conduction $div(\mathbf{k} \cdot grad T_{rel})$ représente une part importante des sources de chaleur s_t .

L'ensemble des données nécessaires à l'interprétation des mesures expérimentales (classement des signaux EA, détermination de la conductivité thermique, traitement du signal thermique) étant ainsi déterminé, nous pouvons aborder à présent l'analyse de la corrél-

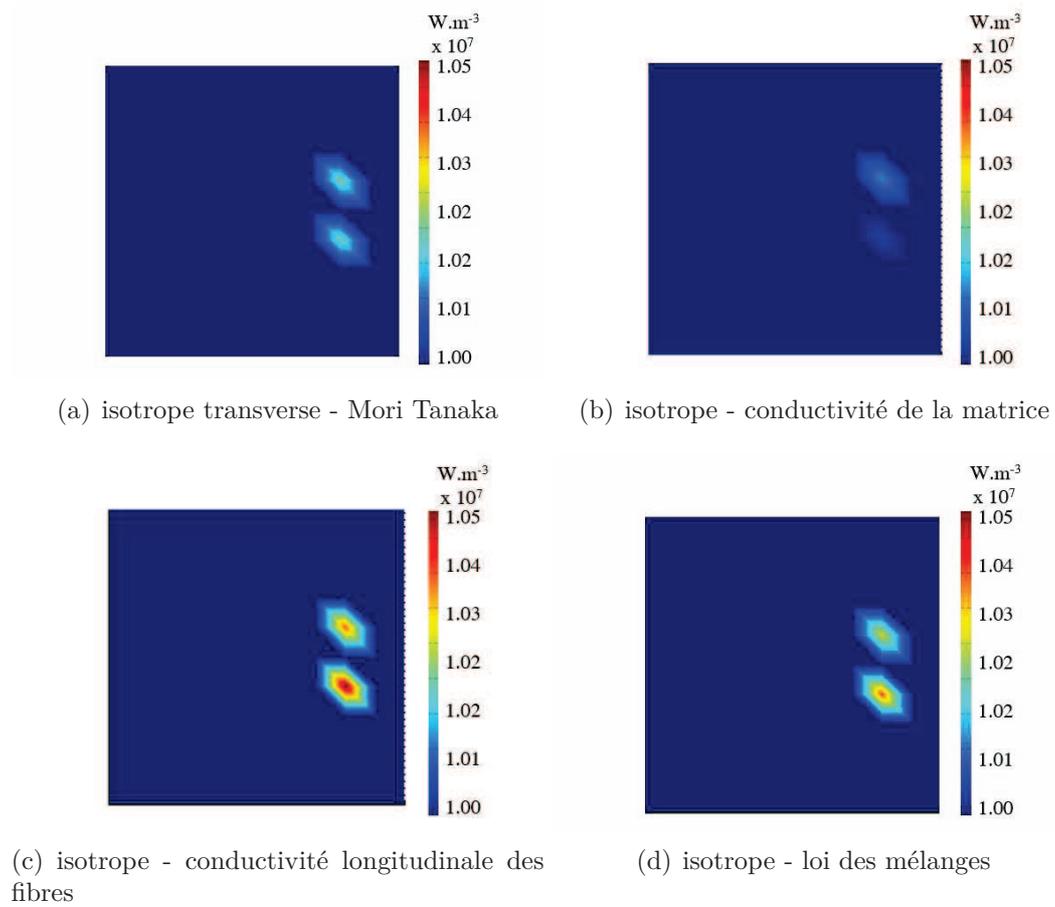


FIGURE 3.17 – Influence de la symétrie matérielle de la conduction du matériau sur l'estimation des sources de dissipation (essai à 90° à $t_r - 4\delta t$)

lation entre les deux méthodes d'analyses non destructives.

3.8 Caractérisation de l'endommagement par couplage EA-TI

Les analyses de corrélation entre l'émission acoustique et la thermographie infrarouge sont réalisées en deux temps. En premier lieu, les investigations portent sur des événements acoustiques et des sources de chaleur s_t générés par la fissuration matricielle. Il a été montré dans la section 3.4 que ce type d'endommagement génère des salves acoustiques de faible amplitude et énergie. Dans une seconde étape, les mêmes analyses sont faites pour la décohésion fibres-matrice et la rupture des fibres associées à des événements de plus grande ampleur. Ce travail de corrélation est effectué dans les deux sens afin de mesurer le degré de corrélation des phénomènes : existe-t-il une source de chaleur corrélée à un événement acoustique ? existe-t-il un événement acoustique corrélé à une source de chaleur ? Pour développer cette approche, deux hypothèses sont considérées :

- la libération d'énergie due à un mécanisme d'endommagement spécifique produit un événement acoustique et une source de chaleur simultanément,
- l'émission acoustique avec l'amplitude et l'énergie les plus élevées est liée à la source de chaleur la plus élevée.

Par souci de clarté, les résultats présentés dans ce chapitre sont focalisés sur les essais dans l'axe (à 0°). Notons toutefois que les conclusions obtenues sont également valables pour les essais hors-axe (à 90°) et peuvent être consultées en annexe 4.

Notons enfin que sur les figures présentées dans cette section (considérées comme des exemples représentatifs), les nombres entre crochets correspondent aux capteurs piézo-électriques, avec les capteurs [1] et [2] positionnés dans le haut et le bas de l'éprouvette respectivement. De plus, les figures sont positionnées verticalement de façon à faire correspondre les mêmes zones de l'éprouvette étudiées tant par mesure acoustique que par mesure thermique. Les thermogrammes étant perturbés au niveau des extrémités des éprouvettes par les capteurs acoustiques, les images thermiques sont focalisées vers le centre des éprouvettes et donc plus petites que les zones d'étude en EA.

3.8.1 Phénomènes de faible énergie et amplitude

3.8.1.1 EA corrélée à la source de chaleur

Nous considérons ici un événement acoustique de faible énergie produit par la fissuration matricielle. La figure 3.18(a) présente un événement sélectionné dans un essai à 0° , faisant 0.1 aJ d'énergie et 42 dB d'amplitude. Cet événement a lieu à $t = 145.767$ s après le début de l'essai quasi-statique (ce qui correspond à environ 50% de la contrainte à la rupture). En prenant en compte le temps de propagation de l'onde d'EA le long de l'éprouvette (soit $13.1 \mu\text{s}$ pour les éprouvettes à 0° et $51 \mu\text{s}$ pour les éprouvettes à 90°), nous considérons que la source de chaleur associée à cet événement devrait au maximum se situer dans un intervalle de temps de une seconde autour de l'instant d'occurrence de l'émission acoustique, soit l'intervalle $t = 145.767 \pm 0.5$ s. On analyse donc les sources de

chaleur obtenues à l'aide des images thermiques comprises dans cet intervalle, soit 150 images d'après la fréquence d'acquisition thermique choisie. La figure 3.18(c) présente la carte de la source de chaleur d'intensité maximale trouvée dans l'intervalle (d'amplitude $1.2 \times 10^6 \text{ W m}^{-3}$). Cependant, on observe dans la figure 3.18(c) que plusieurs sources de chaleur de même intensité de chaleur sont réparties aléatoirement sur la surface de l'éprouvette à ce moment précis. De plus, elles ne sont pas situées à l'emplacement de l'événement d'EA. Conformément au résultat illustré à la figure 3.16(a), on constate aussi que le thermogramme (au même instant) ne fournit aucune information supplémentaire permettant de faire une corrélation EA-TI (figure 3.18(b)). Il est donc difficile de faire des corrélations entre les événements acoustiques de faible amplitude et énergie avec les sources de chaleur.

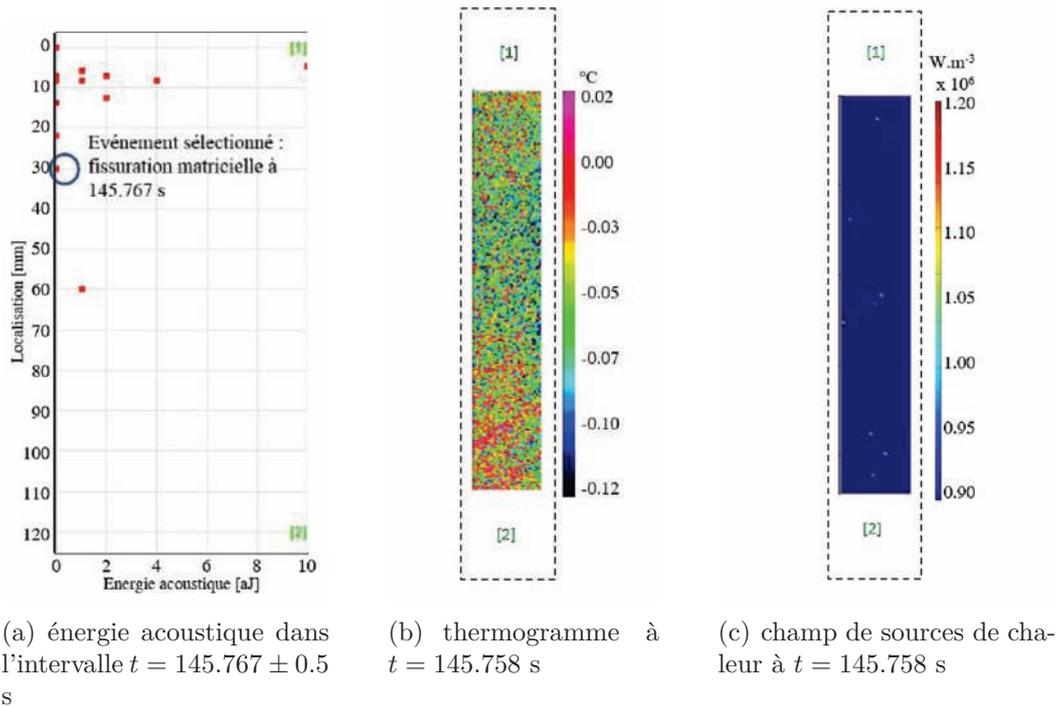
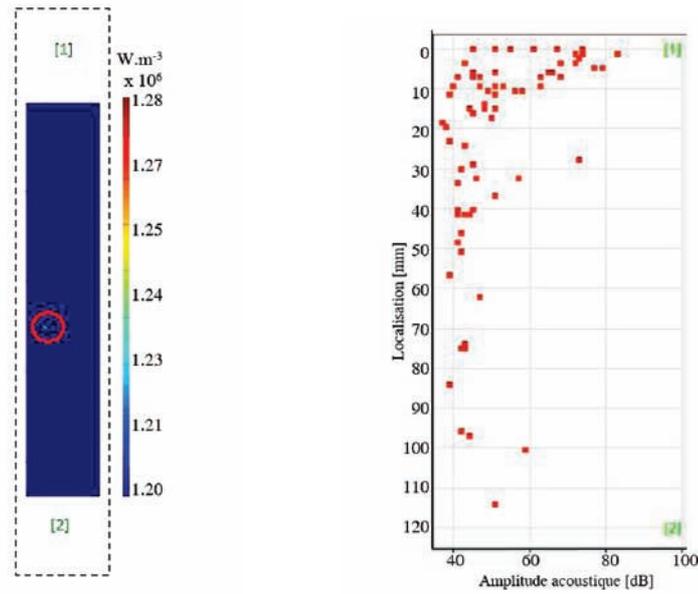


FIGURE 3.18 – Analyse de corrélation entre une faible énergie acoustique et des sources de chaleur (essai à 0°)

3.8.1.2 Source de chaleur corrélée à l'EA

De la même manière, une source de chaleur est prise comme référence dans le but de la corréler avec un événement acoustique. La figure 3.19(a) présente une source de chaleur pour l'essai à 0° sélectionnée, ayant lieu à $t = 227.807$ s (76% de la contrainte à la rupture) et d'intensité $1.28 \times 10^6 \text{ W m}^{-3}$. Nous considérons à nouveau un intervalle d'étude de 1 seconde autour de cet instant (227.807 ± 0.5 s). La figure 3.19(b) montre la localisation par rapport à l'amplitude des événements acoustiques pour cet intervalle de temps. Cependant, plusieurs événements acoustiques de faible amplitude sont trouvés, ce qui démontre encore la difficulté de mettre en évidence toute corrélation entre les faibles sources de chaleur et les événements acoustiques.



(a) champ de sources de chaleur à $t = 227.807$ s

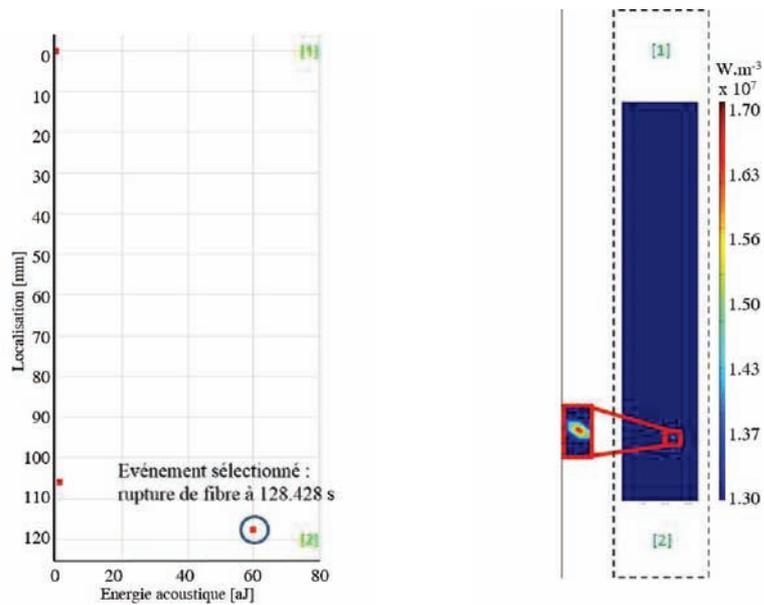
(b) amplitude acoustique dans l'intervalle $t = 227.807 \pm 0.5$ s

FIGURE 3.19 – Analyse de corrélation entre une source de chaleur de faible intensité et l'amplitude acoustique (essai à 0°)

3.8.2 Phénomènes de grande énergie et amplitude

3.8.2.1 EA corrélée à la source de chaleur

Dans ce cas, nous considérons un événement d'EA de l'essai à 0° montré dans la figure 3.20(a). Cet événement de 60 aJ et 79 dB a eu lieu à $t = 128.428$ s (environ 45% de la charge à rupture). La méthode de reconnaissance de forme nous a permis de voir que les deux salves correspondant à cet événement ont été identifiées comme provenant de la rupture de fibres. En suivant la même procédure qu'auparavant, la figure 3.20(b) présente le champ de sources de chaleur avec la valeur maximale dans l'intervalle de 1 seconde trouvée et présentant la valeur de source de chaleur la plus élevée (en l'occurrence $1.7 \times 10^7 \text{ W m}^{-3}$), on constate sur la figure 3.21 que la source de chaleur atteint effectivement cette valeur maximale juste à l'instant de l'événement acoustique, ce qui confirme la bonne concordance des phénomènes acoustiques et thermiques dans le temps. En outre, on observe que l'événement d'EA et la source de chaleur maximale sont localisés dans la partie inférieure de l'éprouvette, proche du capteur [2] (figure 3.20). Spatialement, la différence de localisation des événements de source de chaleur et d'EA est de 25%. Cette différence peut s'expliquer par l'influence de la sollicitation mécanique. En effet, la localisation des événements acoustiques est basée sur les données issues des deux capteurs en considérant la vitesse de propagation des ondes à l'état initial. La charge appliquée et l'endommagement induit peuvent de ce fait affecter la vitesse de propagation ainsi que le calcul de la localisation.



(a) énergie acoustique dans l'intervalle $t = 128.428 \pm 0.5$ s

(b) champ de sources de chaleur à $t = 128.407$ s

FIGURE 3.20 – Analyse de corrélation entre EA de grande énergie et des sources de chaleur (essai à 0°)

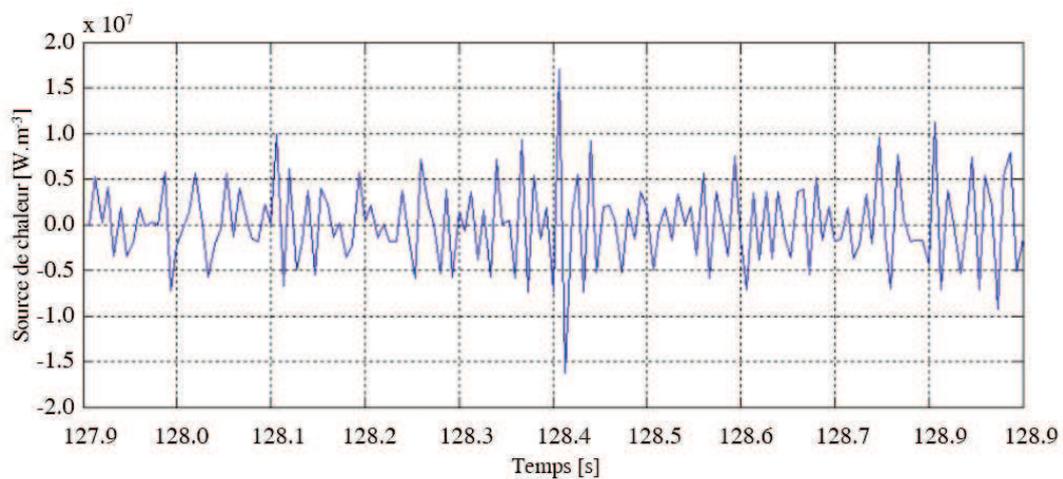


FIGURE 3.21 – Variation de la source de chaleur pour le pixel présentant la source de chaleur la plus élevée pendant l'intervalle $t = 128.428 \pm 0.5$ s (essai à 0°)

3.8.2.2 Source de chaleur corrélée à l'EA

Dans ce cas, nous considérons une source de chaleur de forte intensité (2.26×10^7 W m⁻³) produite à $t = 281.227$ s lors de l'essai à 0° (figure 3.22(a)). Dans l'intervalle de temps $t = 281.227 \pm 0.5$ s, l'événement d'amplitude acoustique la plus élevée (69 dB) est trouvé à $t = 281.212$ s (erreur de 0.01%) et correspond à une décohésion fibre-matrice (figure 3.22(b)). Comme auparavant, on observe dans la figure 3.23 la bonne correspondance de temps entre la valeur maximale de source de chaleur (pour le pixel ayant la valeur de dissipation la plus élevée) et l'événement d'émission acoustique. La source de chaleur et l'événement acoustique sont localisés dans la même zone de l'éprouvette (proche du capteur [2]) avec une erreur de 8.3% dans la position spatiale (figure 3.22(b)).

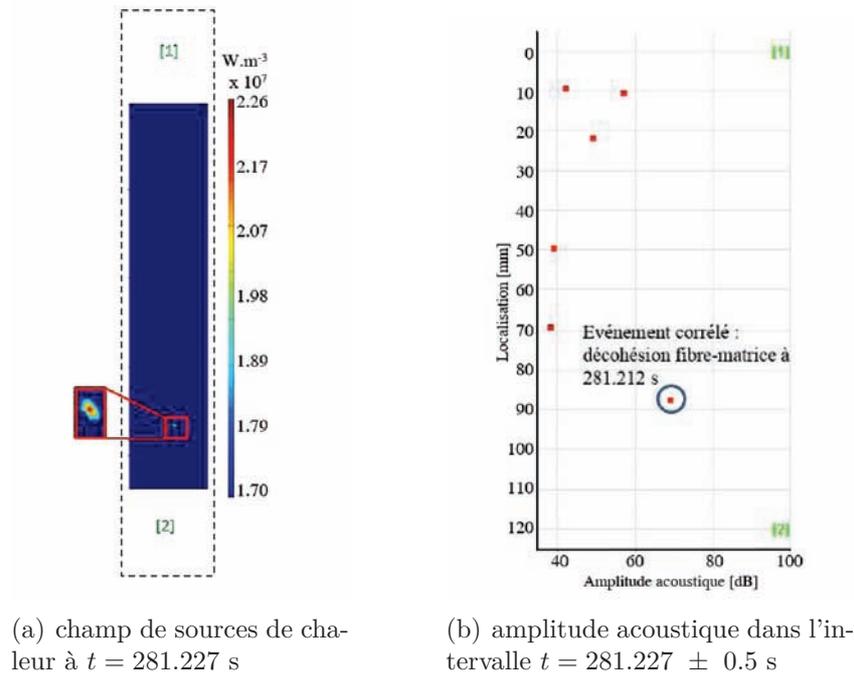


FIGURE 3.22 – Analyse de corrélation entre une source de chaleur élevée et l'amplitude acoustique (essai à 0°)

3.8.2.3 Analyse de la rupture

Avant la rupture, les éprouvettes testées à 0° présentent un décollement macroscopique dans la direction des fibres (voir photo de l'éprouvette post-mortem dans la figure 3.24(a)). La représentation graphique des événements acoustiques à la fin de l'essai, notamment durant les 10 dernières secondes avant l'instant de rupture t_r (ce qui représente un intervalle entre 97% et 100% de la contrainte à la rupture), confirme l'apparition d'événements acoustiques d'énergie élevée tout le long de l'éprouvette, avec une densité spatiale plus importante dans la partie supérieure de l'éprouvette (figure 3.24(b)). Le champ de sources de chaleur à l'instant de la rupture montre également des intensités de sources de chaleur maximales localisées dans la partie supérieure de l'éprouvette (figure 3.24(c)). Ces résultats provenant de la rupture de l'éprouvette confirment encore la bonne correspon-

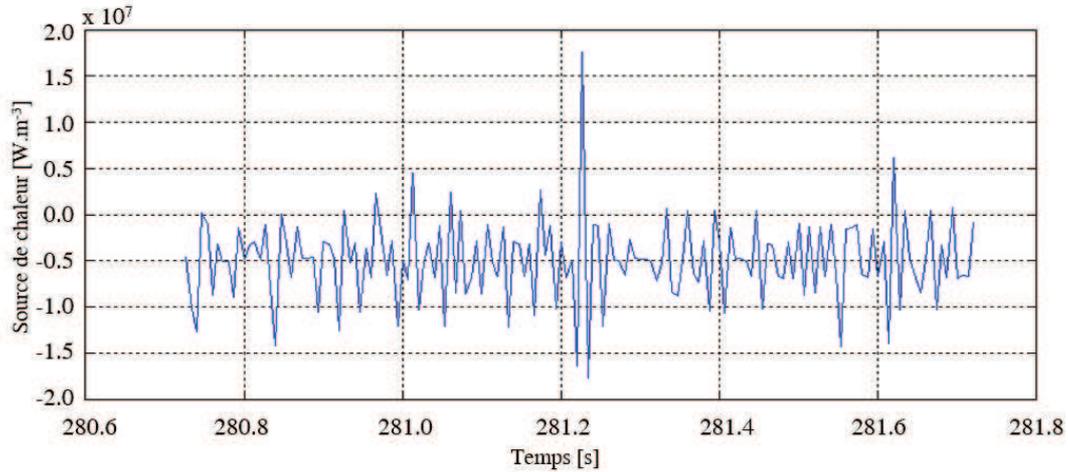


FIGURE 3.23 – Variation de la source de chaleur pour le pixel présentant la source de chaleur la plus élevée pendant l'intervalle $t = 281.227 \pm 0.5$ s (essai à 0°)

dance entre les observations de dissipation et acoustiques pour des événements de grande amplitude et énergie.

3.9 Conclusions

Dans ce chapitre nous avons fait une analyse combinée du composite carbone-époxyde sous sollicitations de tractions quasi-statiques uniaxiales dans et hors des axes par le biais de mesures d'émission acoustique et thermographie infrarouge. D'une part, la technique d'émission acoustique est utilisée pour la détection de l'endommagement afin d'identifier sa nature et de le localiser durant le chargement. La méthode de reconnaissance de forme a ainsi permis d'identifier 3 mécanismes d'endommagement dans l'essai à 0° par rapport à l'axe de chargement (fissuration matricielle, décohésion fibres-matrice et rupture de fibres). Dans le cas des éprouvettes à 90° , deux mécanismes d'endommagement ont été identifiés (fissuration matricielle et décohésion fibres-matrice). De plus, nous avons obtenu les sources de chaleur provenant du filtrage des thermogrammes et à partir d'une démarche d'homogénéisation afin d'accéder à une estimation du tenseur de conductivité thermique effectif anisotrope.

L'émission acoustique et les sources de chaleur induites par la décohésion et la rupture des fibres ont été bien corrélées. En effet, ces deux mécanismes d'endommagement produisent des événements acoustiques de grande amplitude et énergie et des sources de chaleur de grande intensité. Sous ces conditions, les corrélations peuvent être mises en évidence dans les deux sens. Si la précision de cette corrélation dans le temps est optimale, la localisation spatiale ne donne pas des résultats aussi convaincants. Cette imprécision est attribuée à la variation de la vitesse de déplacement des ondes au sein du matériau durant l'essai.

En revanche, l'endommagement correspondant à la fissuration matricielle génère des sources de chaleur et d'émission acoustique de faibles intensités qui ne permettent pas de faire la correspondance entre les deux. On peut donc conclure qu'il existe un seuil de

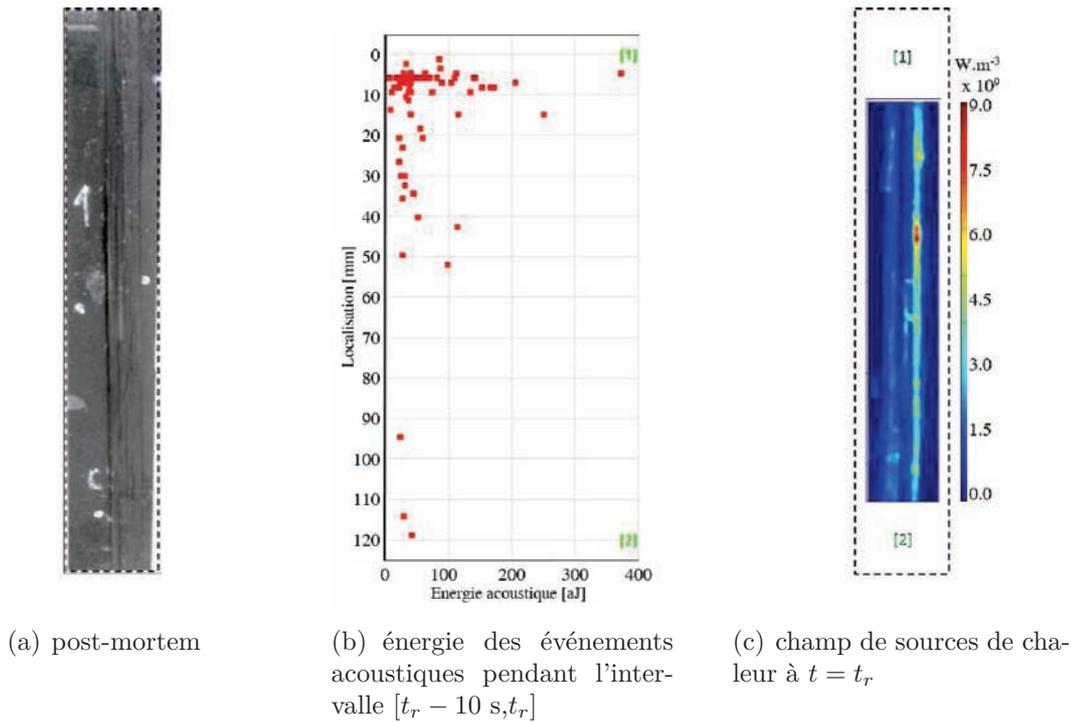


FIGURE 3.24 – Analyse de corrélation entre l'EA et les sources de chaleur autour de l'instant de rupture t_r (essai à 0°)

corrélation en-dessous duquel les deux manifestations de l'endommagement ne peuvent plus être corrélées et au-delà duquel elles peuvent être détectées par les deux techniques. Cette étude confirme alors la complémentarité de ces deux techniques de contrôle en continu dont les sensibilités sont différentes. L'émission acoustique est ainsi une technique adaptée pour l'étude de la fissuration matricielle alors que la thermographie infrarouge est mieux adaptée à l'étude de la décohésion fibres-matrice et à la rupture des fibres, d'autant plus qu'elle permet de faire des mesures sans contact avec la pièce.

A partir de la méthodologie mise en place dans ce chapitre, on se propose dans ce qui suit d'étendre cette démarche d'analyse de corrélation entre EA et TI au cas de chargements dynamiques de fatigue.

Chapitre 4

Application du couplage EA-TI au cas de la sollicitation dynamique

Sommaire

4.1	Introduction	96
4.2	Détermination des conditions d'essai	96
4.2.1	Paramètres mécaniques	96
4.2.2	Enregistrement par thermographie infrarouge	99
4.3	Comportement global	101
4.3.1	Nombre de cycles à rupture	101
4.3.2	Activité acoustique et thermique globale	102
4.4	Identification des mécanismes d'endommagement par émission acoustique	105
4.4.1	Sélection de l'algorithme et optimisation des descripteurs	105
4.4.2	Optimisation du nombre de classes	108
4.4.3	Résultats de classification par la méthode de reconnaissance de formes	111
4.4.3.1	Essai $\sigma_{max} = 0.65\sigma_{rup}$	111
4.4.3.2	Essai $\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$	113
4.5	Détermination des sources de chaleur	113
4.5.1	Essai $\sigma_{max} = 0.65\sigma_{rup}$	116
4.5.2	Essai $\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$	117
4.6	Couplage émission acoustique-thermographie infrarouge pour le suivi de l'endommagement sous sollicitations dynamiques	119
4.6.1	Essai $\sigma_{max} = 0.65\sigma_{rup}$	119
4.6.2	Essai $\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$	121
4.7	Comparaison des résultats des essais quasi-statiques et dynamiques	125
4.7.1	Emission acoustique	125
4.7.2	Thermographie infrarouge	127
4.8	Conclusions	128

4.1 Introduction

Le chapitre précédent a fait l'objet du couplage EA-TI pour l'étude de l'endommagement des composites stratifiés unidirectionnels sous un chargement quasi-statique. Afin de se rapprocher de l'utilisation en service de ces pièces composites, nous proposons maintenant de travailler sous conditions de contraintes cycliques. On parle donc dans ce chapitre de l'endommagement par fatigue des éprouvettes carbone-époxyde. En effet, la vérification de la tenue en statique d'une pièce ne prédispose en rien de sa tenue en fatigue. Il a été constaté que ces chargements et déchargements d'amplitude variable, même s'ils n'atteignent pas la contrainte limite à rupture de la structure, peuvent avoir des conséquences catastrophiques.

L'objectif du présent chapitre est donc d'étudier l'endommagement par fatigue d'éprouvettes carbone-époxyde unidirectionnelles à partir des deux techniques non destructives utilisées précédemment (EA et TI). Dans un premier temps, nous étudions les conditions d'essais nécessaires pour la réalisation des essais cycliques en respectant la norme qui concerne ce type d'essai ("Détermination des propriétés de fatigue en conditions de chargement cycliques" [151]). Dans un deuxième temps, la méthode de reconnaissance de forme est mise en œuvre pour le traitement des signaux d'émission acoustique. La détermination des champs de sources de dissipation thermique globale est ensuite mise en place en tenant compte de la conduction thermique anisotrope établie au chapitre 3. Ces deux résultats représentatifs de la manifestation de l'endommagement sont ensuite corrélés. Enfin, la dernière partie du chapitre est dédiée à la comparaison des résultats des essais quasi-statiques et dynamiques.

4.2 Détermination des conditions d'essai

Dans le but d'étudier tous les mécanismes d'endommagement, nous nous focalisons sur les éprouvettes sollicitées à 0° par rapport à l'axe des fibres. Nous avons montré dans le chapitre précédent que ce type de sollicitation permet de générer et d'étudier tous les mécanismes d'endommagement du matériau composite UD carbone/époxyde.

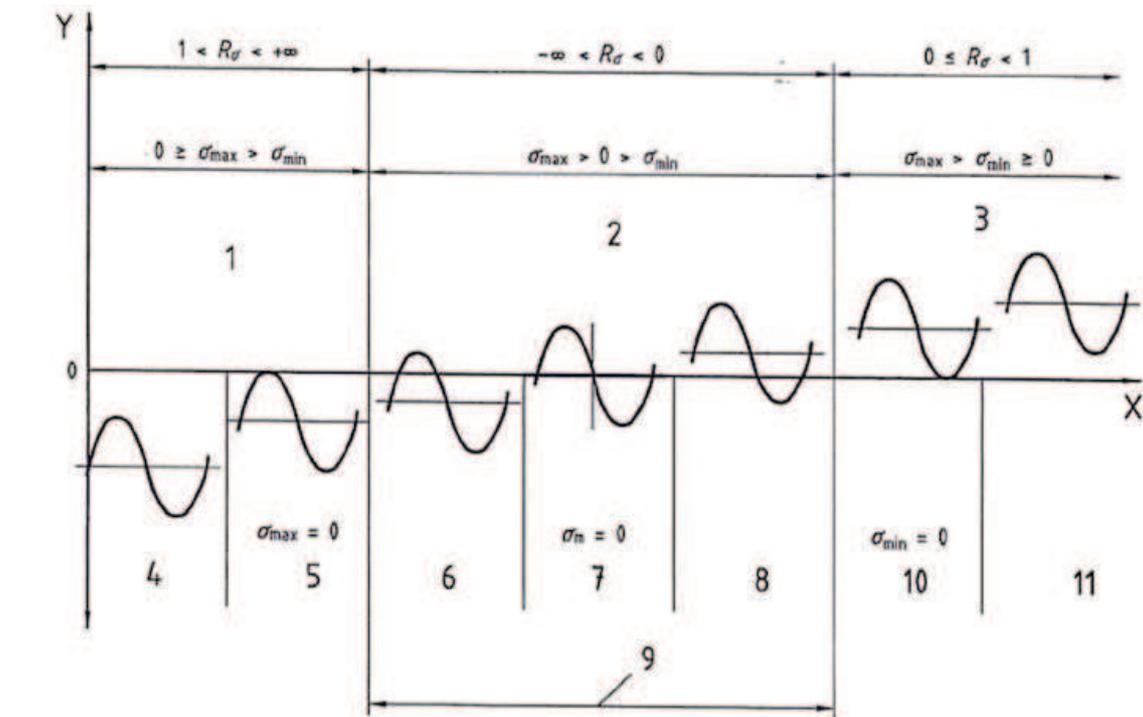
4.2.1 Paramètres mécaniques

La norme ISO 13003 [151] indique que la forme d'onde d'un chargement mécanique cyclique est définie comme la variation de la contrainte (charge) ou déformation (déplacement) appliquée entre des valeurs maximales et minimales constantes. La forme d'onde par défaut est sinusoïdale [151] et elle est caractérisée par 3 paramètres : la contrainte moyenne, le rapport de contrainte et la fréquence. La contrainte moyenne appliquée σ_m correspond à la moyenne entre la contrainte minimale σ_{min} et la contrainte maximale σ_{max} . Le rapport de contrainte R_σ est défini comme le rapport de la contrainte minimale sur la contrainte maximale dans un cycle (équation 4.1). Enfin, la fréquence correspond au nombre de cycles de sollicitation mécanique effectués en 1 s. Dans la pratique, on définit souvent la contrainte maximale et le rapport de contrainte comme paramètres qui

décrivent le type de sollicitation. La contrainte moyenne et minimale sont ainsi définies à partir du choix de σ_{max} et R_σ .

$$R_\sigma = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \quad (4.1)$$

La figure 4.1 montre les différents types de chargements possibles lors d'un essai de fatigue, en fonction du choix des différents paramètres. La partie 1 correspond à une zone de compression-compression. La partie 2 correspond à des sollicitations alternées traction-compression. La partie 3 correspond à des cycles de traction-traction.



Légende

- X temps, t
- Y contrainte, σ (ou déformation appliquée, ϵ)
- 1 zone de compression-compression
- 2 zone de traction-compression
- 3 zone de traction-traction
- 4 cycle de compression-compression
- 5 cycle alterné zéro-compression
- 6 cycle alterné dominante-compression
- 7 cycle purement inversé ou alterné
- 8 cycle alterné dominante-traction
- 9 cycles alternés
- 10 cycle de zéro-traction
- 11 cycle de traction-traction

FIGURE 4.1 – Les différents types de sollicitation en fatigue [151]

La fatigue des matériaux est liée à la notion de tenue dans le temps. De ce fait, nous nous intéressons à une grandeur liée à la notion de fatigue : la limite d'endurance. Pour une contrainte maximale donnée, elle représente la contrainte pour laquelle la rupture a lieu après un nombre de cycles définis [9]. L'étude bibliographique du chapitre 1 nous a

permis de voir que pour un matériau composite stratifié UD carbone/époxyde sollicité à 0° la limite d'endurance est atteinte quand la contrainte $\sigma_{max} = 0.6\sigma_{rup}$ [34], σ_{rup} étant la contrainte à la rupture pour un essai de traction quasi-statique.

Ainsi, dans le but d'étudier par émission acoustique et thermographie infrarouge l'apparition et l'évolution des différents mécanismes d'endommagement, nous avons défini deux types d'essais :

- un premier essai avec $\sigma_{max} = 0.65\sigma_{rup}$
- un deuxième essai avec $\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$,

ce qui nous permet de solliciter les éprouvettes en-dessous et au-dessus de leur limite d'endurance afin de voir la différence sur l'apparition des modes d'endommagement. En même temps, nous définissons le rapport de contrainte $R_\sigma = 0.1$, qui est la valeur recommandée par la norme ISO 13003 [151]. Cette valeur permet de générer des ondes de fatigue situées dans la section 11 de la figure 4.1 pour laquelle on a une sollicitation de traction-traction sans jamais entrer dans une zone de compression (ce qui engendrerait un délaminage de plis [152] et du flambement). De plus, cette valeur est largement utilisée pour la réalisation de ce type d'essais [20, 34].

La contrainte à rupture σ_{rup} à 0° des éprouvettes est déterminée en prenant la contrainte moyenne de rupture en statique. Le tableau 4.1 présente les valeurs des contraintes maximales considérées pour chacun des essais.

σ_{rup} [MPa]	$0.65\sigma_{rup}$ [MPa]	$0.55\sigma_{rup}$ [MPa]
2103 ± 63	1367	1157

TABLE 4.1 – Contraintes maximales considérées pour les deux types d'essais

Une fois la contrainte et le rapport de charge définis, nous étudions ensuite l'influence de la fréquence de sollicitation sur les éprouvettes. La norme ISO 13003 [151] traitant des essais de fatigue sur les matériaux composites explique que la fréquence doit être la plus élevée possible afin de réduire la durée de l'essai, mais il faut éviter d'avoir une élévation de plus de 10°C de la température de l'éprouvette par auto-échauffement pour éviter l'apparition d'autres endommagements qui ne seraient pas engendrés par la sollicitation mécanique. Nous avons donc fait des essais de fatigue jusqu'à $N = 10 \times 10^3$ cycles (N représente un nombre de cycles) avec la contrainte la plus élevée à appliquer : $\sigma_{max} = 0.65\sigma_{rup}$, $R_\sigma = 0.1$ et à différentes fréquences pour observer l'élévation de température de l'éprouvette. L'étude bibliographique montre que le nombre de cycles choisi est suffisant pour avoir une stabilisation de la température [107]. Nous analysons ici la variation de la température relative maximale sur la surface obtenue par thermographie infrarouge qui est déterminée en suivant la procédure présentée dans le chapitre 2, section 2.5.2. La figure 4.2 présente les résultats issus de ces essais.

On observe que les variations de température sont très faibles et respectent donc la limite préconisée par la norme. De plus, la réalisation de ces essais nous a permis de voir que la machine de fatigue n'est pas en capacité de maintenir une fréquence supérieure à 10 Hz, c'est-à-dire que le système d'asservissement ne permet plus d'atteindre les contraintes maximales et minimales. Nous avons donc choisi de limiter la fréquence à 10 Hz pour la

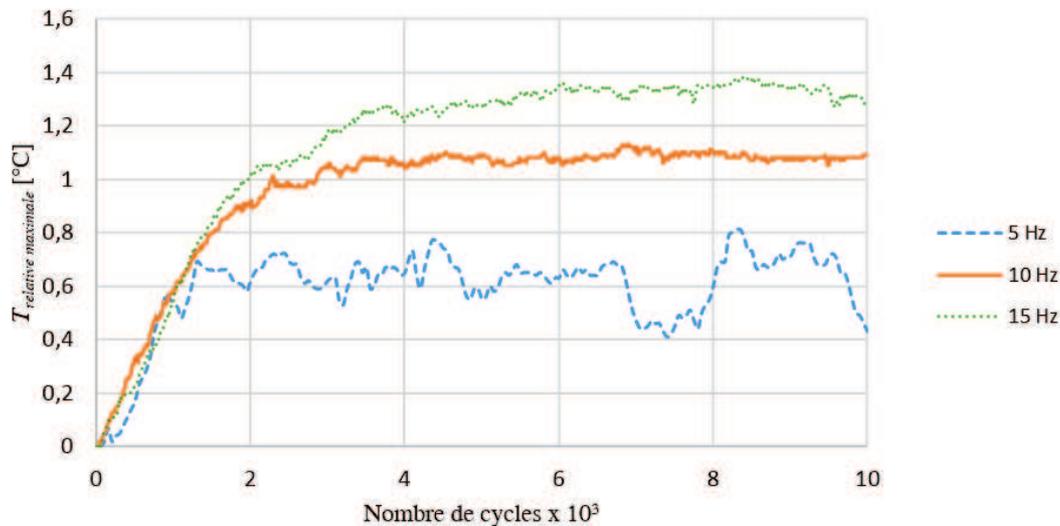


FIGURE 4.2 – Evolution de la température des éprouvettes pour différentes fréquences de sollicitation ($\sigma_{max} = 0.65\sigma_{rup}$, $R_{\sigma} = 0.1$)

réalisation des essais. Le tableau 4.2 regroupe les valeurs de chacun des paramètres utilisés pour les deux types d'essais de fatigue.

% de σ_{rup}	Fréquence [Hz]	R_{σ}	σ_{max} [MPa]	σ_{min} [MPa]	σ_m [MPa]
65	10	0.1	1368	137	752
55	10	0.1	1157	116	636

TABLE 4.2 – Paramètres utilisés pour les deux types d'essais de fatigue

4.2.2 Enregistrement par thermographie infrarouge

Lorsqu'un matériau composite est sollicité mécaniquement par fatigue, plusieurs phénomènes thermiques se mettent en place (voir équation 3.14). Les deux phénomènes principaux sont la thermo-élasticité et la dissipation mécanique (voir chapitre 3, section 3.5.3).

Le phénomène thermo-élastique apparaît à cause de la variation de l'état de contrainte du matériau au cours du cycle, ce qui provoque des variations de température dans l'éprouvette. Pour les matériaux composites carbone/époxyde sollicités suivant l'axe des fibres, lorsque la contrainte augmente, la température du matériau diminue, et au contraire lorsque la contrainte diminue, la température augmente, ce qui s'explique par le coefficient de dilatation thermique négatif de ce matériau suivant l'axe de fibres ($-0.12 \times 10^{-5} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ [1]).

Dans un deuxième temps, on observe aussi un phénomène dissipatif qui est provoqué par l'endommagement. Il s'agit d'un processus de dissipation thermique due à l'énergie de transformation ou d'endommagement micro-structural [106]. La dissipation est générée par l'état d'endommagement du matériau et dépend notamment de la contrainte et

de la fréquence de sollicitation [9, 106] (ce phénomène a été présenté dans le chapitre 1, section 1.5.3) (voir figure 4.3). Dans notre étude, nous nous intéressons à ce deuxième phénomène qui montre de l'apparition de mécanismes d'endommagement du matériau composite et non à la thermo-élasticité. Nous devons donc éviter l'enregistrement des variations de température dues à la thermo-élasticité afin d'observer seulement les variations de température dues à l'endommagement des éprouvettes. Ainsi, dans le but de nous affranchir des effets thermo-élastiques, nous avons mis en place une méthode d'enregistrement particulière pour la thermographie infrarouge.

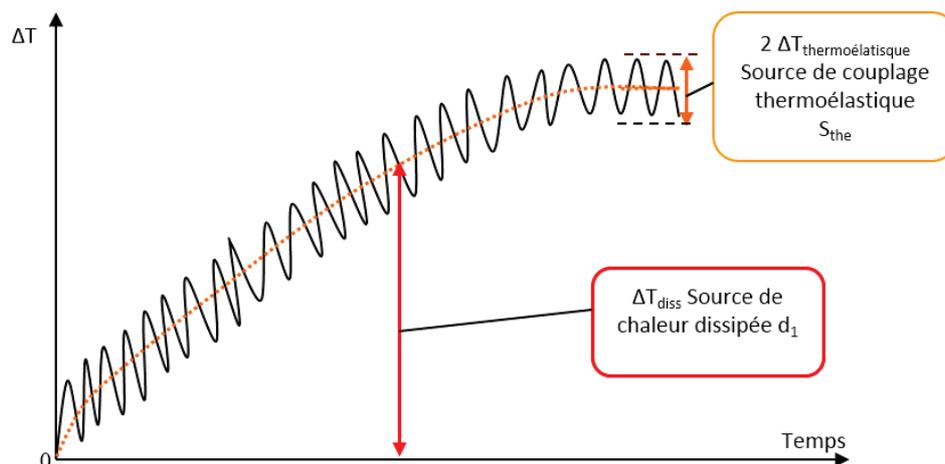


FIGURE 4.3 – Variations de température dues à la dissipation mécanique et la thermo-élasticité d'un matériau soumis à des sollicitations mécaniques [106]

La particularité consiste à l'enregistrement d'un seul champ de température dans un cycle. Nous avons choisi de prendre le champ thermique le plus proche possible de la contrainte maximale σ_{max} de chaque cycle (figure 4.4). L'enregistrement de ce champ de température pris dans une partie spécifique du cycle de sollicitation évite l'enregistrement de la variation de température due à la thermo-élasticité. Pour ce faire, nous avons donc utilisé un mode de déclenchement de la caméra thermique à partir d'un signal provenant de la machine pour enregistrer un champ de température tous les 10 cycles. Un seuil d'enregistrement proche de la contrainte maximale a dû être considéré car la caméra thermique ne se déclenche pas exactement à l'instant de la contrainte maximale. Le signal provenant de la machine est envoyé à la caméra lorsque le seuil de contrainte fixé est dépassé (figure 4.4). Ainsi, le champ thermique est enregistré à un instant variable compris entre σ_{seuil} et σ_{max} , la valeur de la contrainte seuil étant $\sigma_{seuil} = 0.97\sigma_{max}$.

De plus, étant donné que l'évolution de l'endommagement au cours des essais de fatigue est lente (phénomène qui se traduit par une lente évolution de la température) et que l'enregistrement de tous les champs de température aboutirait à un fichier volumineux non exploitable, nous avons choisi d'effectuer une moyenne des champs de température sur 100 cycles. Nous avons ainsi 1 champ thermique enregistré tous les 100 cycles (figure 4.4), ce qui permet le traitement du fichier (1 heure d'enregistrement par TI ou 36000 cycles correspondent à environ 100 Mo d'informations).

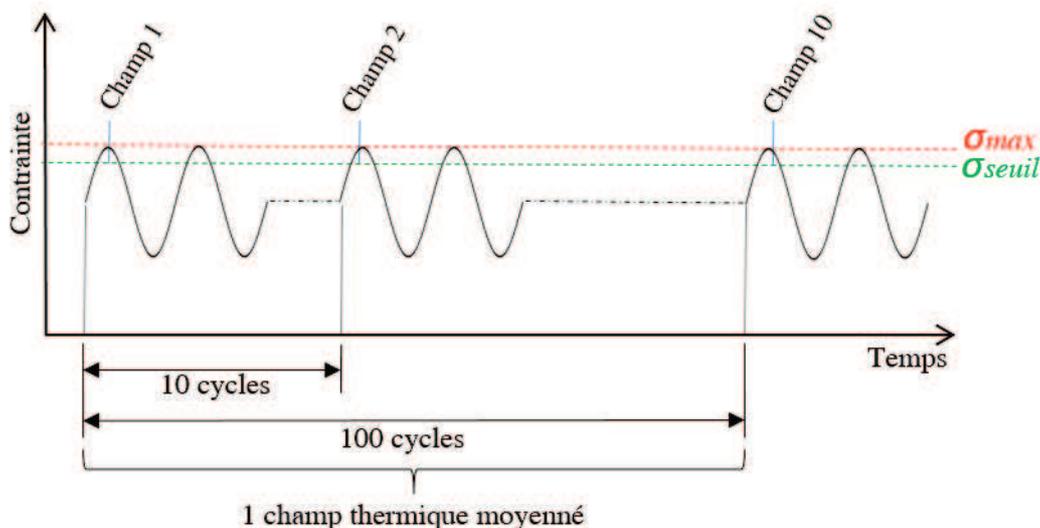


FIGURE 4.4 – Enregistrement par thermographie infrarouge lors des essais de fatigue

4.3 Comportement global

4.3.1 Nombre de cycles à rupture

Nous avons réalisé l'étude d'une éprouvette pour chaque type d'essai. Nous présentons donc les résultats pour chacun des essais. L'étude par émission acoustique et thermographie infrarouge de l'endommagement des deux éprouvettes est réalisée jusqu'à la rupture complète des échantillons. Ceci nous permet d'étudier les divers mécanismes d'endommagement mis en jeu lors de la sollicitation mécanique. Le nombre de cycles à rupture pour chacune des éprouvettes est présenté dans le tableau 4.3. La rupture survient plus rapidement pour l'essai $\sigma_{max} = 0.65\sigma_{rup}$ que pour l'essai $\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$, comme attendu.

Type d'essai	Nombre de cycles à rupture N_{rupt}
$\sigma_{max} = 0.65\sigma_{rup}$	8.2×10^3
$\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$	561.2×10^3

TABLE 4.3 – Nombre de cycles à rupture pour les deux essais

En tenant compte de notre référence quant à la limite d'endurance du matériau (60% de σ_{rupt} à $N = 5 \times 10^6$ cycles [34]), on constate que le nombre de cycles à rupture des deux éprouvettes est ici inférieur. Généralement, les essais de fatigue sont très dispersifs, d'où la nécessité de réunir un nombre important d'éprouvettes, ce qui permet de prendre en compte différents paramètres, comme par exemple la variation des procédés de fabrication ou des propriétés des constituants. Ce constat est d'autant plus important en analysant l'éprouvette sollicitée en-dessous de la limite d'endurance (celle à $\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$) dans la mesure où l'essai s'est également achevé par une rupture.

4.3.2 Activité acoustique et thermique globale

De la même manière que pour les essais quasi-statiques, un filtrage des données d'EA a été effectué après l'acquisition pour enlever les signaux qui pourraient provenir du bruit d'essai et qui ne sont donc pas significatifs. Nous rappelons ici les filtres appliqués :

- nombre d'alternances : 0 à 3,
- durée : 0 à 1 μ s,
- fréquence de l'amplitude maximale de la transformée de Fourier (pic fréquentiel) en dehors de : 100 à 400 kHz.

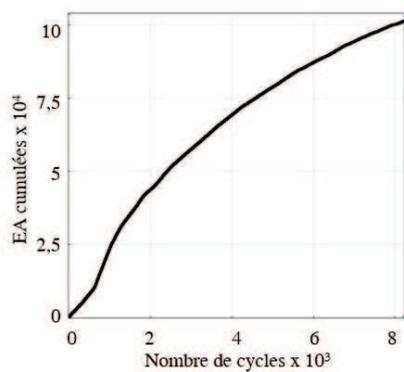
Une fois les signaux acoustiques filtrés, nous étudions le comportement global de l'activité acoustique ainsi que l'évolution de la température lors des essais.

Les figures 4.5 et 4.6 illustrent le comportement acoustique et thermique global pour les essais à $\sigma_{max} = 0.65\sigma_{rup}$ et $\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$ respectivement. Pour l'émission acoustique, nous présentons les résultats au regard du nombre des signaux cumulés ainsi que de l'amplitude qui est considérée comme un paramètre discriminant des mécanismes d'endommagement au sein des matériaux composites [26, 99]. Quant à la thermographie infrarouge, nous présentons la température relative moyenne sur la surface d'analyse de l'éprouvette.

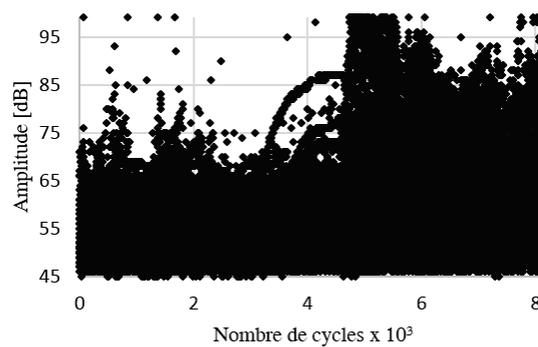
Concernant l'essai $\sigma_{max} = 0.65\sigma_{rup}$, on observe deux phases (figure 4.5(a)) : la première présente un comportement linéaire du taux de salves recueillies jusqu'à $N = 500$ cycles ; elle est suivie d'une phase qui présente une augmentation du nombre de salves recueillies et qui finit à rupture avec un taux d'acquisition de salves inférieur à celui du début de l'essai (figure 4.5(a)). A partir de $N = 5 \times 10^3$ cycles, on observe une augmentation de l'amplitude des salves acoustiques jusqu'à la rupture de l'éprouvette (figure 4.5(b)). Sur le plan thermique, 3 phases sont distinguées (figure 4.5(c)) : une première phase d'augmentation rapide de la température, suivie d'une stabilisation à $N = 2 \times 10^3$ cycles (phase 2). Ensuite, on observe une correspondance entre l'incrément de température à partir de $N = 5 \times 10^3$ cycles (phase 3) et l'augmentation de l'amplitude des signaux d'EA.

Pour l'essai $\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$, on constate que le nombre de salves recueillies croit linéairement tout au long de la sollicitation (figure 4.6(a)). On observe que les premiers cycles sont accompagnés de salves de grande amplitude (figure 4.6(b)), ce qui corrèle la première phase thermique marquée par une élévation rapide de la température (figure 4.6(c)). Ensuite, on constate une stabilisation avec de faibles variations de température, puis une augmentation rapide dès $N = 500 \times 10^3$ jusqu'à la rupture de l'éprouvette. Sur le plan acoustique, on observe des pics d'amplitude à différents instants de l'essai qui sont corrélés aux faibles pics de température pendant la phase 2.

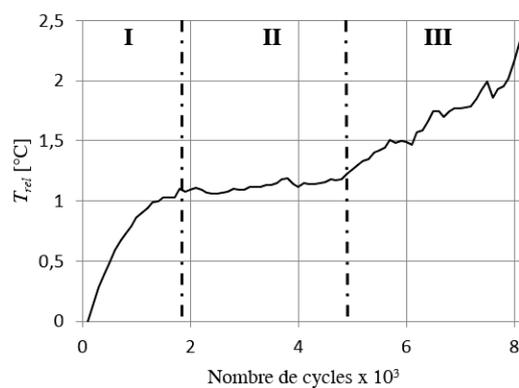
Ces résultats montrent certaines corrélations entre les données acoustiques et thermiques. Dans ce qui suit, nous proposons d'étudier les deux manifestations de l'endommagement plus en détail par le biais de la méthode de reconnaissance de formes pour l'EA et des sources de chaleur pour la TI comme pour les essais quasi-statiques. Ceci permettra d'affiner les corrélations EA-TI.



(a) EA cumulées

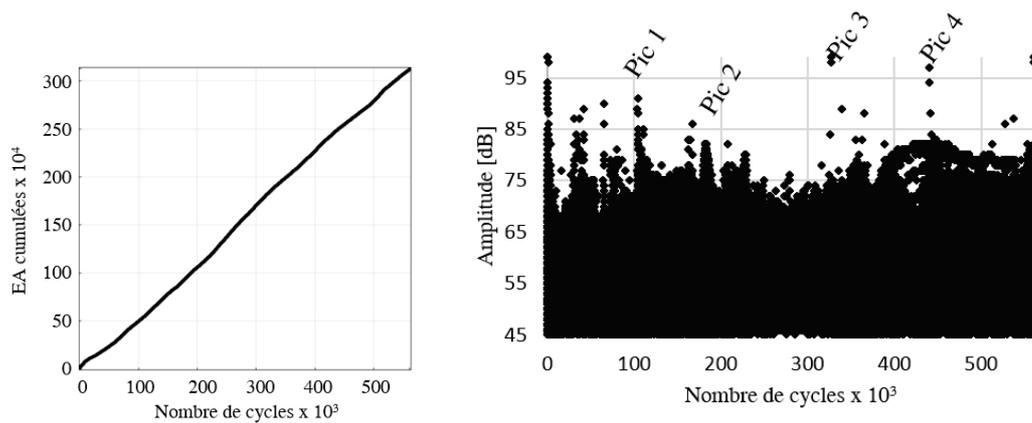


(b) amplitude d'EA



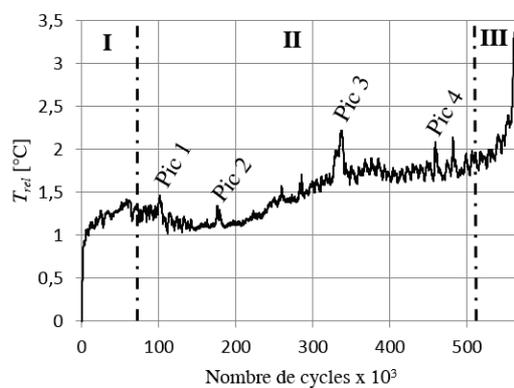
(c) température

FIGURE 4.5 – Comportement acoustique et thermique global pour l'essai à $\sigma_{max} = 0.65\sigma_{rup}$



(a) EA cumulées

(b) amplitude d'EA



(c) température

FIGURE 4.6 – Comportement acoustique et thermique global pour l'essai à $\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$

4.4 Identification des mécanismes d'endommagement par émission acoustique

L'analyse temporelle ne donne qu'une information limitée sur l'évolution des mécanismes d'endommagement. La section suivante propose d'affiner les résultats par une analyse statistique dans le but de discriminer les différents modes d'endommagement des matériaux composites. Les travaux de Talreja [12] et Jamison et al. [35] ont montré que les mécanismes d'endommagement sont les mêmes en sollicitation quasi-statique et dynamique. De ce fait, la méthode utilisée ici est basée sur celle utilisée pour l'étude de l'endommagement sous sollicitations quasi-statiques (section 3.4).

4.4.1 Sélection de l'algorithme et optimisation des descripteurs

Dans le but d'identifier les groupes de signaux correspondant aux différents mécanismes d'endommagement, nous avons utilisé la méthode de reconnaissance de formes non-supervisée. Dans un premier temps, nous introduisons un jeu de descripteurs pour définir l'algorithme :

- amplitude,
- temps de montée,
- énergie,
- nombre d'alternances,
- durée,
- fréquence moyenne,
- pic fréquentiel,
- barycentre fréquentiel.

Dans ce cas, nous considérons 3 classes (comme pour le cas quasi-statique) pour le choix de l'algorithme et des descripteurs pertinents. Ce choix est basé sur le fait que 3 mécanismes d'endommagement ont lieu pour un matériau composite UD carbone/époxyde sollicité cycliquement suivant l'axe des fibres d'après Dzenis et Quian [26].

L'étude de la performance statistique des algorithmes repose, à nouveau, sur le coefficient de Davis et Bouldin R_{DB} ainsi que sur la cohérence physique de la discrimination effectuée sur les signaux. Concernant la performance statistique des algorithmes, on observe ainsi que l'algorithme "max-min distance" apparaît comme le plus approprié. Ces résultats montrent la même tendance que pour les sollicitations quasi-statiques (figure 4.7).

La figure 4.8 présente l'amplitude des signaux en fonction du nombre de cycles pour les deux essais classifiés par l'algorithme max-min distance. On observe que deux classes (B et C) des trois groupes classés ont lieu vers la fin des essais (phase 3, figure 4.6(c)). Ce résultat implique que seul un mécanisme d'endommagement a lieu dans les deux premières phases. Ce constat est d'autant plus important pour l'essai $\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$ (figure 4.8(b)), ce qui n'est pas cohérent par rapport à la littérature. Seo et Lee [32] ainsi que Talreja [12] ont montré que dans la première phase et la deuxième phase (figure 4.6(c)), plusieurs mécanismes peuvent coexister. De plus, sur la figure 4.9 on montre un premier endommagement visible par TI qui a eu lieu à $N = 900$ cycles et qui n'a pas été dissocié par l'algorithme "max-min distance" pour l'essai $\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$. On constate ainsi que

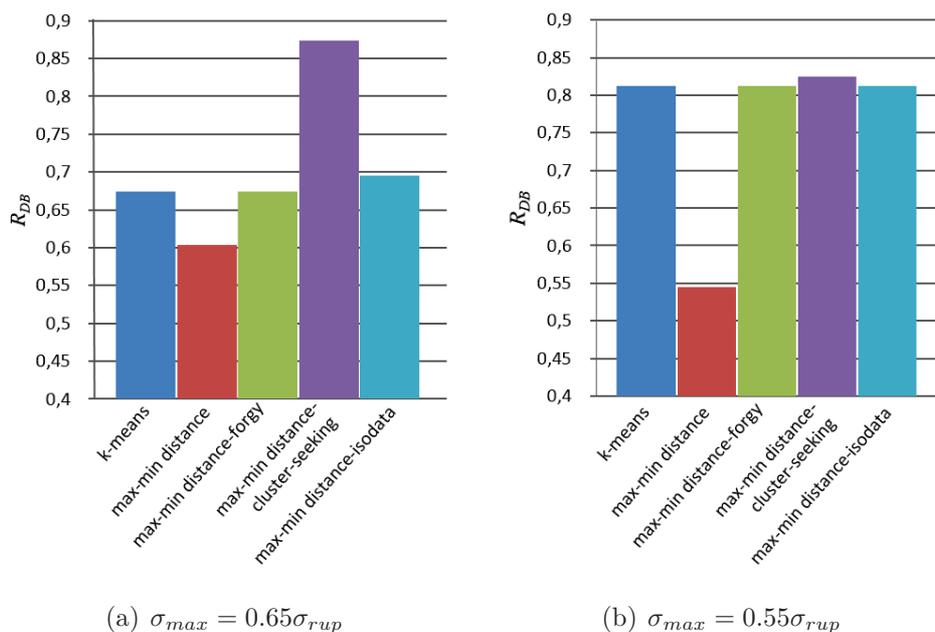


FIGURE 4.7 – Performance statistique des algorithmes pour les deux types d'essai

l'algorithme "max-min distance" est plus adapté pour identifier des données extrêmes. Il est souvent utilisé pour faire une partition initiale des données [101].

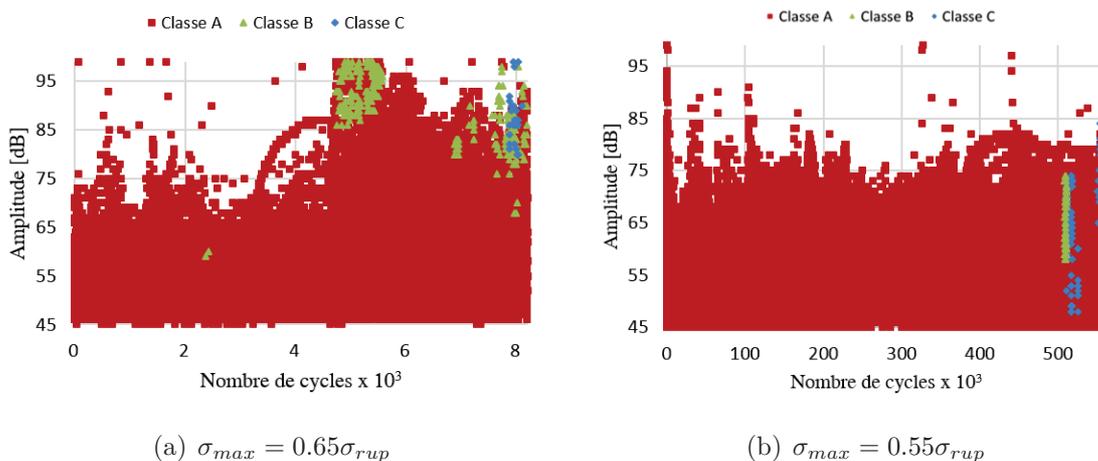


FIGURE 4.8 – Amplitude en fonction du nombre de cycles des signaux acoustiques classifiés par l'algorithme max-min distance

De la même manière que pour les essais quasi-statiques, ce constat nous amène à étudier à nouveau l'algorithme k-means qui présente une valeur faible de R_{DB} . La figure 4.10 montre le résultat du classement issu de cet algorithme. On constate que l'endommagement observé dans la figure 4.9 a été dissocié du reste des salves pour l'essai $\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$. Cet algorithme est donc retenu pour identifier les mécanismes d'endommagement sous sollicitations dynamiques.

Quant aux paramètres acoustiques, on constate sur les figures 4.11 et 4.12 que les

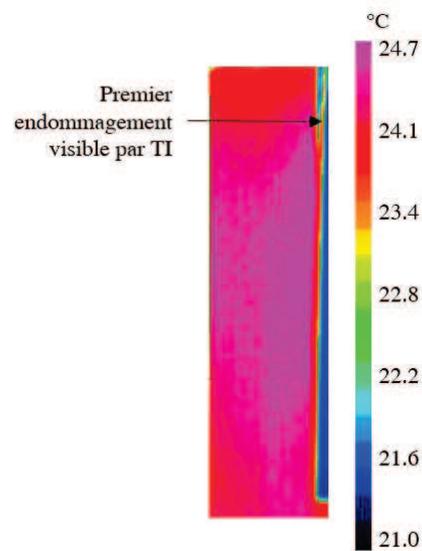
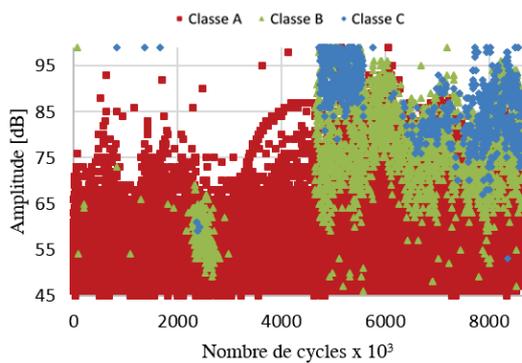
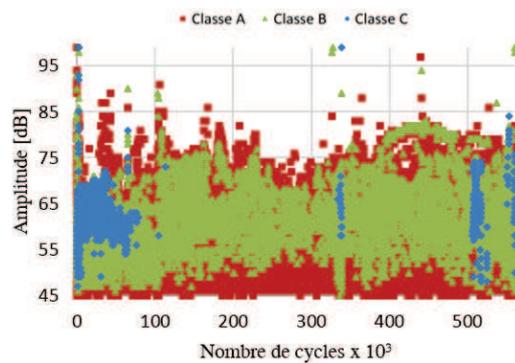


FIGURE 4.9 – Premier endommagement visible par TI pour l'essai $\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$ à $N = 900$ cycles



(a) $\sigma_{max} = 0.65\sigma_{rup}$



(b) $\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$

FIGURE 4.10 – Amplitude en fonction du nombre de cycles des signaux acoustiques classifiés par l'algorithme k-means

descripteurs fréquentiels sont, à nouveau, faiblement corrélés aux descripteurs temporels. On peut donc conclure que les paramètres fréquentiels ont une faible influence sur le classement. Pour le reste des descripteurs, on observe que le nombre d'alternances est toujours très corrélé soit à la durée, soit à l'énergie. Les tableaux 4.4 et 4.5 montrent qu'en négligeant le nombre d'alternances, le pourcentage de salves associées à chaque classe ne varie pas plus que de 0.2%. Lorsque le nombre de descripteurs est réduit à 3, le nombre de salves appartenant à chaque classe varie de 2.3%. Ainsi, nous retenons les 4 descripteurs suivants : amplitude, temps de montée, énergie et durée.

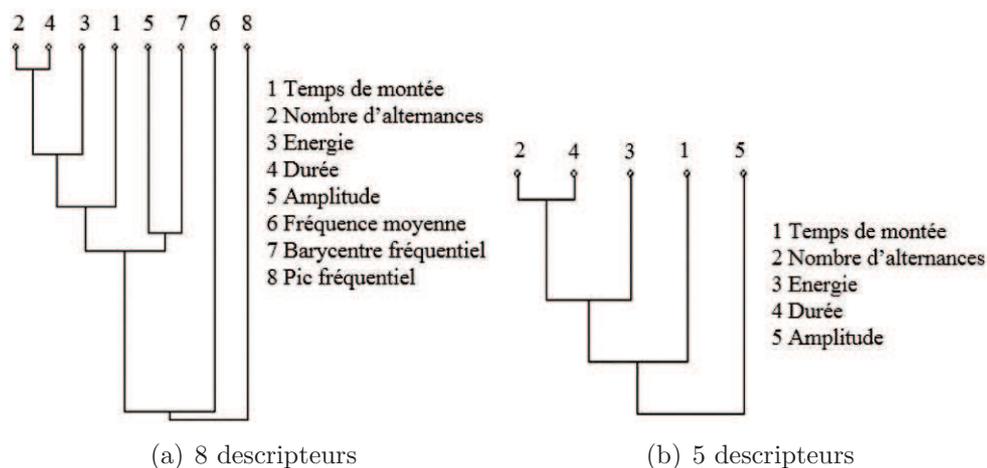


FIGURE 4.11 – Dendrogramme de corrélation des descripteurs d'EA pour l'essai $\sigma_{max} = 0.65\sigma_{rup}$

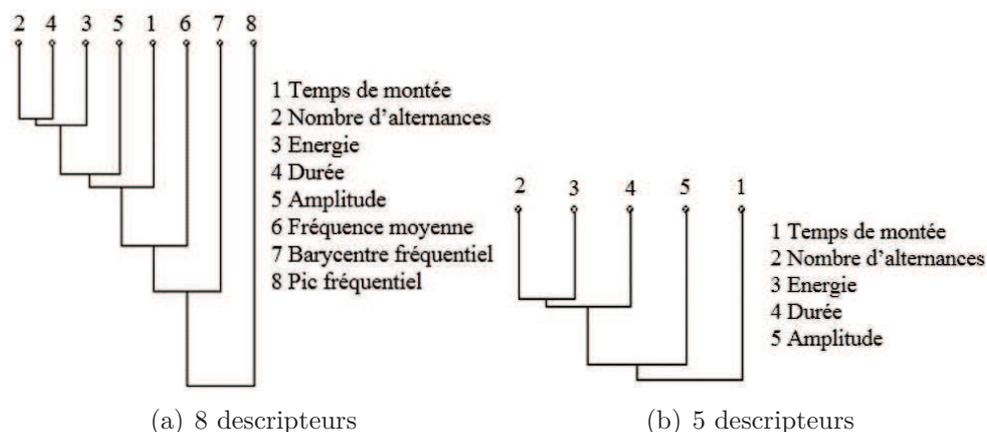


FIGURE 4.12 – Dendrogramme de corrélation des descripteurs d'EA pour l'essai $\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$

4.4.2 Optimisation du nombre de classes

Nous déterminons le nombre de classes optimal au travers du coefficient R_{DB} comme dans le paragraphe 3.4.3. La figure 4.13 montre que lors d'un premier classement d'émission acoustique par la méthode k-means, le nombre de classes optimal est de 2 pour

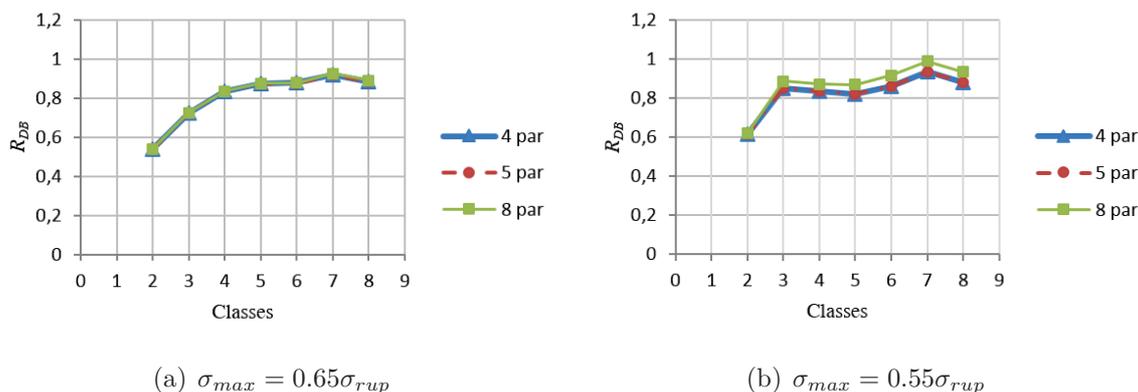
Classe	Nombre de descripteurs			
	8	5	4	3
A	97.7	97.7	97.6	98.8
B	1.7	1.7	1.7	0.9
C	0.6	0.6	0.6	0.3

TABLE 4.4 – Proportion de salves appartenant à chaque classe en fonction du nombre de descripteurs pour l’essai $\sigma_{max} = 0.65\sigma_{rup}$

Classe	Nombre de descripteurs			
	8	5	4	3
A	89.9	90.1	90.1	92.4
B	9.7	9.5	9.5	7.5
C	0.4	0.4	0.4	0.2

TABLE 4.5 – Proportion de salves appartenant à chaque classe en fonction du nombre de descripteurs pour l’essai $\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$

les deux types d’essai. Ceci indique qu’a priori, il y a 2 mécanismes. Nous appelons ces deux groupes ensemble 1 et ensemble 2 (figures 4.14 et 4.15). L’ensemble 1 correspond à un groupe acoustique assez énergétique et très éloigné de l’ensemble 2 (tableau 4.6). On observe, par exemple, que l’énergie des signaux de l’ensemble 1 est environ 80 fois plus importante que celle de l’ensemble 2.

FIGURE 4.13 – Coefficient R_{DB} en fonction du nombre de classes considérées pour les deux types d’essai lors du premier classement

Si l’on se base sur les travaux de Dzenis et Quian [26], Brubauer et al. [34] et Talreja [12], il y a au minimum 3 mécanismes d’endommagement. On émet l’hypothèse que plusieurs groupes sont donc cachés dans l’ensemble 2. De ce fait, nous proposons dans la suite de faire une analyse statistique à partir du coefficient R_{DB} sur l’ensemble 2 dans le but de dissocier les informations acoustiques immergées dans ce groupe de salves pour les

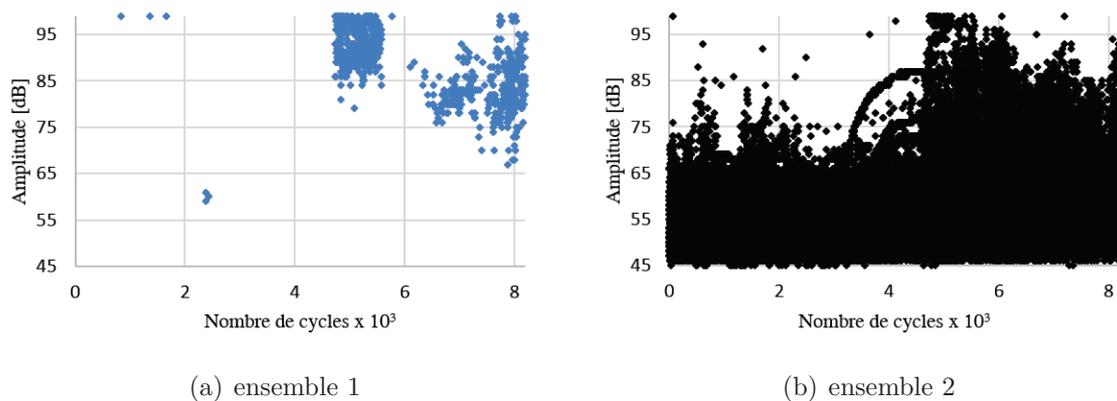


FIGURE 4.14 – Premier classement en fonction de l’amplitude et du temps des salves d’émission acoustique pour l’essai $\sigma_{max} = 0.65\sigma_{rup}$

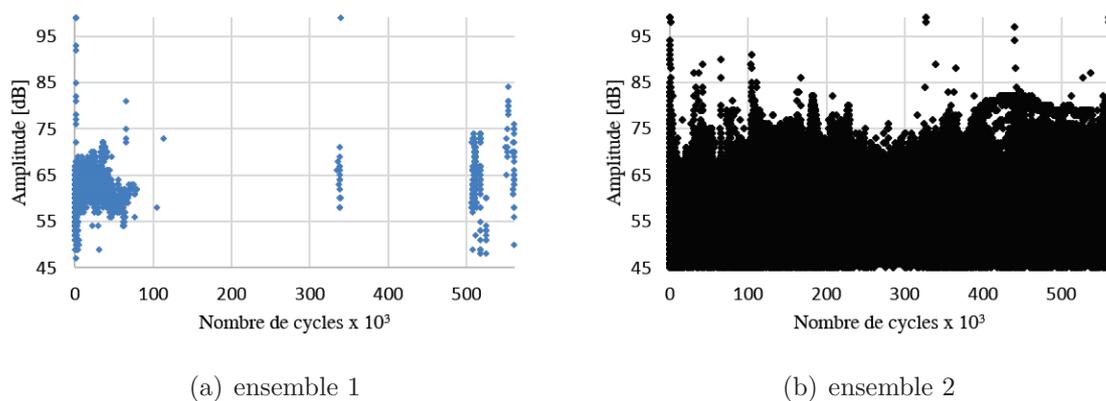


FIGURE 4.15 – Premier classement en fonction de l’amplitude et du temps des salves d’émission acoustique pour l’essai $\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$

	Ensemble 1		Ensemble 2	
Pourcentage de σ_{rup} [%]	65	55	65	55
Amplitude [dB]	88	67	56	56
Energie [aJ]	1440	1540	21	19

TABLE 4.6 – Valeurs moyennes des descripteurs acoustiques pour les deux ensembles de données acoustiques des deux essais

deux types d'essai.

La figure 4.16 présente le traitement des données d'EA de l'ensemble 2. Le coefficient R_{DB} montre que dans le cas de l'essai à $\sigma_{max} = 0.65\sigma_{rup}$ le nombre de classes supplémentaires est de 2, alors que pour l'essai $\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$ il y en a 3.

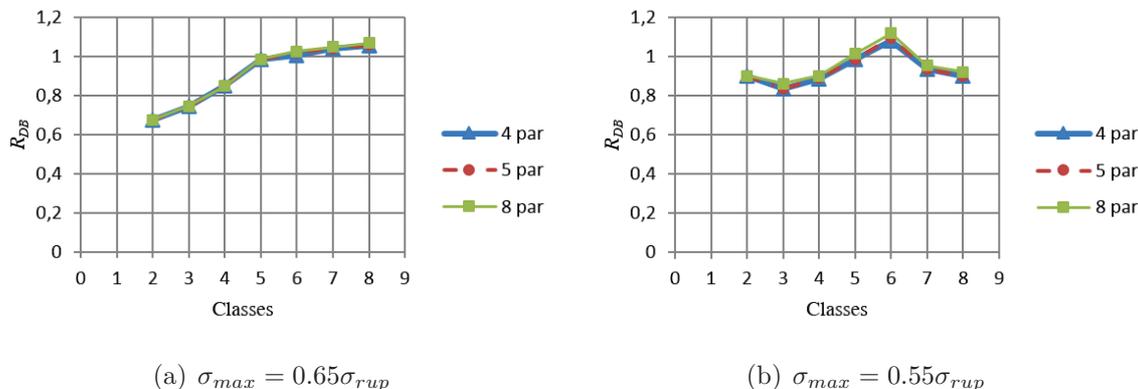


FIGURE 4.16 – Coefficient R_{DB} en fonction du nombre de classes considérées pour les deux types d'essai lors du reclassement de l'ensemble 2

En conséquence, dans l'essai $\sigma_{max} = 0.65\sigma_{rup}$, 3 mécanismes d'endommagement sont identifiés lors de la sollicitation mécanique : l'ensemble 1 est attribué à un mécanisme source d'EA que nous appelons M1. Ensuite, nous appelons M2 et M3 les mécanismes retrouvés suite au reclassement de l'ensemble 2 (figure 4.14(b)).

Quant à l'essai $\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$, 4 mécanismes apparaissent : l'ensemble 1 est affecté à un mécanisme d'endommagement que nous appelons M1. Puis, les 3 classes retrouvées suite au reclassement de l'ensemble 2 (figure 4.15(b)) sont appelées M2, M3 et M4.

4.4.3 Résultats de classification par la méthode de reconnaissance de formes

4.4.3.1 Essai $\sigma_{max} = 0.65\sigma_{rup}$

L'amplitude étant un descripteur utilisé dans la méthode de reconnaissance de formes, elle permet d'observer les différences entre chacune des classes. De ce fait, les résultats sont présentés au regard de l'amplitude des salves et du nombre de cycles de la même manière que pour les essais quasi-statiques. Maintenant, nous allons labelliser les différentes classes d'EA.

Pour ce type d'essai, 3 mécanismes (M1, M2 et M3) sont dissociés à partir de la méthode de reconnaissance de formes. La rupture survient plus rapidement ($N_{rupt} = 8.2 \times 10^3$ cycles) que pour l'essai $\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$ ($N_{rupt} = 561.2 \times 10^3$ cycles). L'attribution de chacune de classes à des mécanismes sources d'EA est effectuée grâce aux travaux de Dzenis et Quian [26], Kharoubi et al. [97] et aux résultats des essais quasi-statiques : les signaux acoustiques de plus faible amplitude correspondent à la fissuration matricielle, le groupe comportant un nombre moindre de salves mais ayant des amplitudes plus impor-

tantes provient de la rupture de fibres, le groupe intermédiaire correspond à la décohésion fibres-matrice.

Ainsi, la figure 4.17 présente les signaux classés pour l'essai $\sigma_{max} = 0.65\sigma_{rup}$. Le premier groupe correspond à la fissuration matricielle (mécanisme M2) (figure 4.17(a)), le deuxième groupe (mécanisme M3) correspond à la décohésion fibres-matrice (figure 4.17(b)) et le dernier groupe (mécanisme M1) est associé à la rupture de fibres (figures 4.17(c) et 4.14(a)).

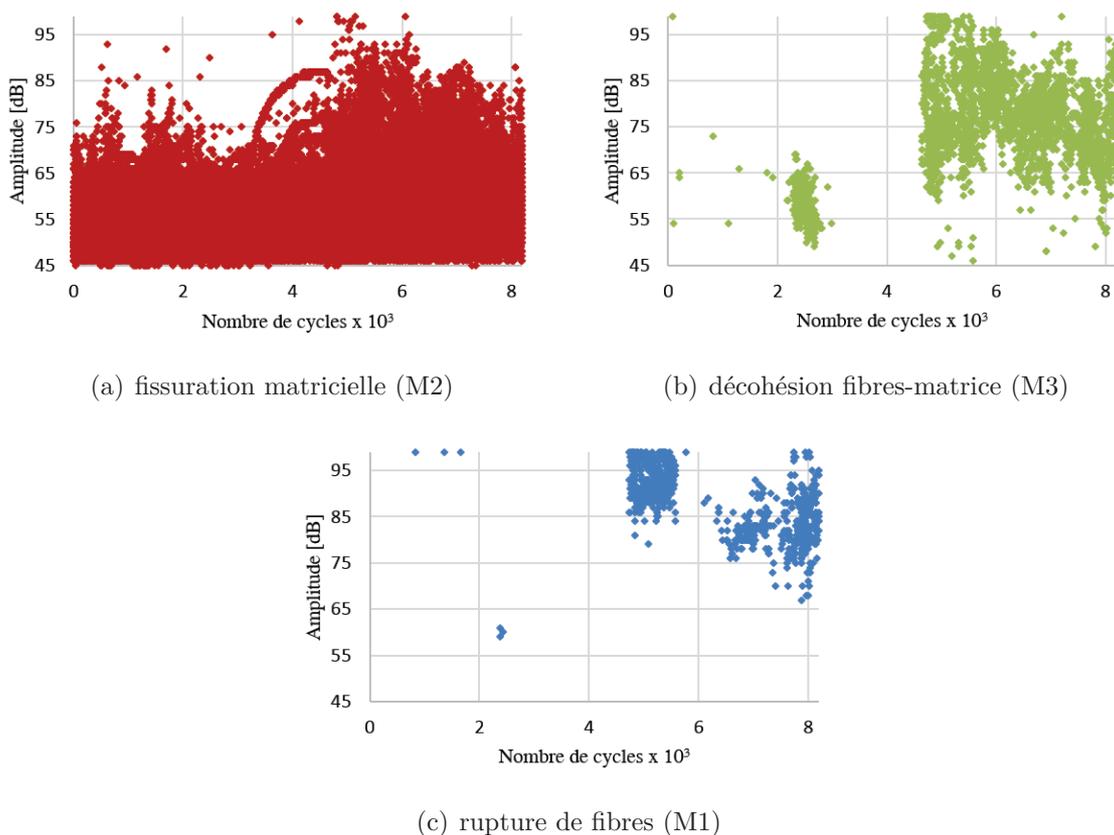


FIGURE 4.17 – Mécanismes d'endommagement identifiés en fonction de l'amplitude et du nombre de cycles pour l'essai $\sigma_{max} = 0.65\sigma_{rup}$ (algorithme k-means, 4 descripteurs, 3 classes)

Le tableau 4.7 présente le nombre final de signaux par groupe issu des analyses effectuées pour l'essai $\sigma_{max} = 0.65\sigma_{rup}$ ainsi que la valeur moyenne de chacun des descripteurs. La tendance des valeurs est similaire à celle observée pour les essais de traction quasi-statiques (chapitre 3, tableau 3.3). La signature acoustique de la fissuration matricielle se caractérise par une durée courte, un temps de montée moyen, une amplitude et une énergie faibles par rapport aux autres groupes acoustiques. La décohésion fibres-matrice présente des valeurs moyennes pour tous les descripteurs sauf pour le temps de montée. Enfin, la rupture de fibres se caractérise par un temps de montée court, une durée très importante, une amplitude et énergie très élevées, ce qui est en accord avec la littérature [97, 26].

Descripteurs	Fissuration matricielle	Décohésion fibres-matrice	Rupture de fibres
Amplitude [dB]	55	76	88
Temps de montée [μ s]	88	1650	56
Durée [μ s]	273	4210	4240
Energie [aJ]	10	120	1440
Proportion du nombre de salves [%]	95.87	3.14	0.99

TABLE 4.7 – Valeurs moyennes des descripteurs acoustiques et proportion de salves de chaque mécanisme d’endommagement pour l’essai $\sigma_{max} = 0.65\sigma_{rup}$

4.4.3.2 Essai $\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$

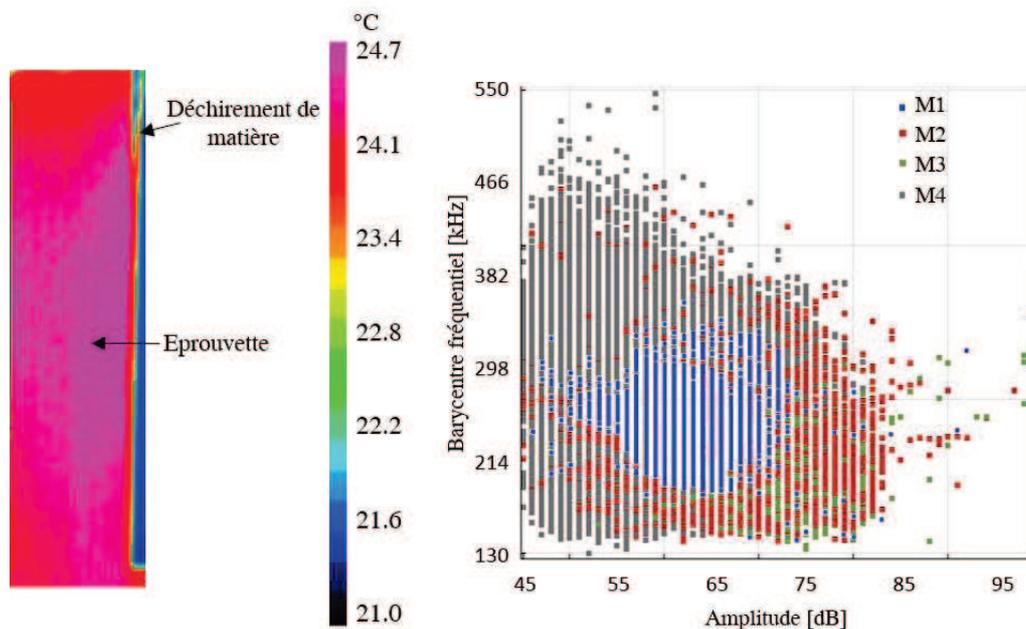
Contrairement à l’essai $\sigma_{max} = 0.65\sigma_{rup}$, l’analyse des résultats de l’essai $\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$ montre la présence d’un quatrième groupe de signaux qui s’ajoute aux 3 mécanismes d’endommagement couramment retrouvés pour ce type de matériau composite sollicité suivant l’axe de fibres [26]. En effet, dès la première partie de l’essai, on observe à l’aide des images de thermographie infrarouge un morceau de l’éprouvette qui se déchire suivant l’axe de sollicitation (axe des fibres) sans se décoller complètement et sans générer la rupture de l’échantillon (figure 4.18(a)). Ce morceau qui est sollicité différemment (effets de bord) est en contact avec le reste de l’éprouvette sollicitée pendant la totalité de l’essai, ce qui génère un frottement de matière. Nous avons donc attribué le quatrième mécanisme d’endommagement à ce frottement. D’après R’Mili et al. [153], Gutkin et al. [154] et Komai et al. [155], ce mécanisme génère des signaux de faible amplitude et de haute fréquence. Dans la figure 4.18(b), on observe que le mécanisme M4 est celui qui correspond à ces caractéristiques en comparaison des groupes M1, M2 et M3. De ce fait, nous attribuons le mécanisme d’endommagement M4 au frottement de matière.

Ainsi, il est possible de labelliser comme précédemment les mécanismes M1, M2 et M3 avec les modes d’endommagement du matériau composite UD carbone/époxyde. En accord avec la littérature [26, 97], les résultats de l’essai $\sigma_{max} = 0.65\sigma_{rup}$ et les résultats des essais quasi-statiques, le groupe M2 correspond à la fissuration matricielle (figure 4.19(a)), le groupe M3 représente la décohésion fibres-matrice (figure 4.19(b)), le groupe M1 est associé à la rupture de fibres (figures 4.19(c) et 4.15(a)) et enfin le groupe M4 au frottement (figure 4.19(d)).

De plus, les valeurs moyennes des paramètres acoustiques discriminant les modes d’endommagement (tableau 4.8) montrent qu’elles sont en accord avec les résultats retrouvés pour l’essai $\sigma_{max} = 0.65\sigma_{rup}$ et avec les résultats du chapitre précédent, ce qui valide l’analyse de labellisation de signaux.

4.5 Détermination des sources de chaleur

Il a été présenté aux chapitres 1 et 3 que la température ne peut pas être considérée comme un indicateur fiable de l’endommagement car elle est influencée par la diffusion interne au sein du matériau et par les échanges avec l’extérieur. Nous avons donc mis



(a) champ thermique à $N = 900$ (b) barycentre fréquentiel en fonction de l'amplitude de cycles

FIGURE 4.18 – Champ thermique et barycentre fréquentiel des signaux acoustiques en fonction de l'amplitude $\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$

Descripteurs	Fissuration matricielle	Décohésion fibres-matrice	Rupture de fibres	Frottement
Amplitude [dB]	55	61	67	55
Temps de montée [μ s]	129	514	40	20
Durée [μ s]	377	1060	4290	96
Energie [aJ]	9	22	1540	214
Proportion du nombre de salves [%]	20.03	2.05	0.46	77.50

TABLE 4.8 – Valeurs moyennes des descripteurs acoustiques et proportion de salves de chaque mécanisme d'endommagement pour l'essai $\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$

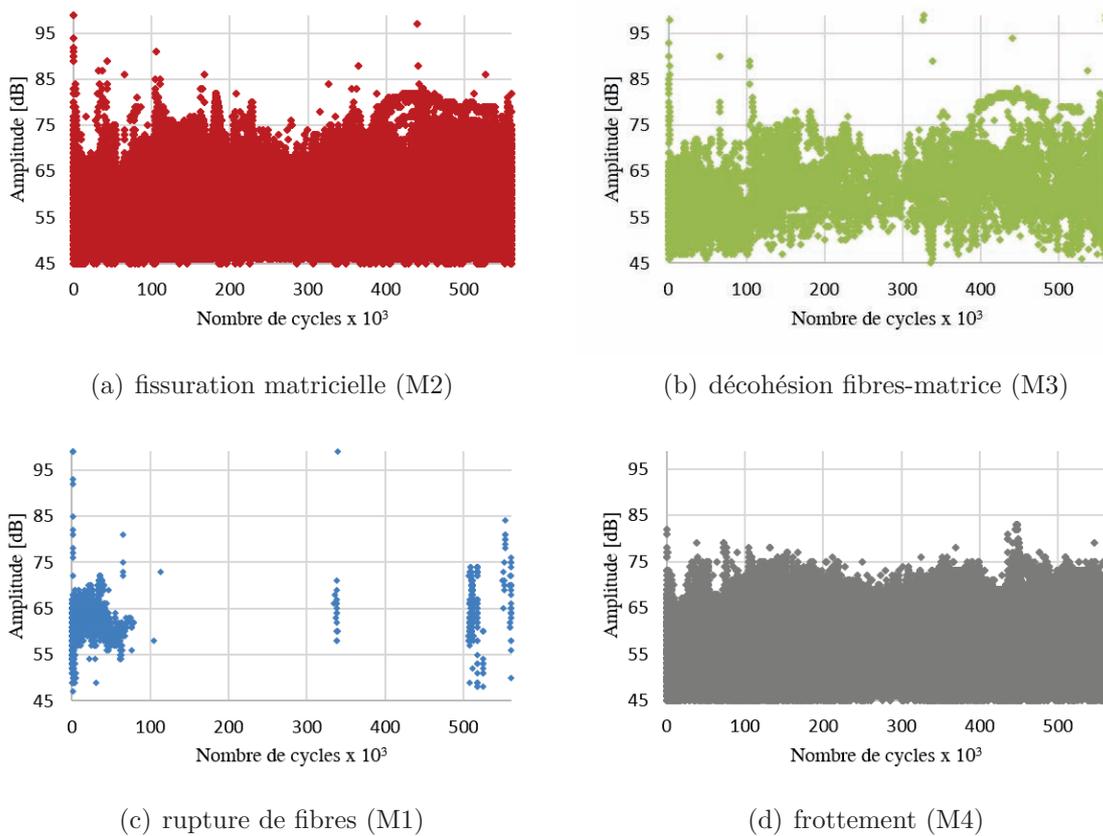


FIGURE 4.19 – Mécanismes d'endommagement identifiés en fonction de l'amplitude et du nombre de cycles pour l'essai $\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$ (algorithme k-means, 4 descripteurs, 4 classes)

en place la procédure utilisée au chapitre 3 pour la détermination des sources de chaleur afin d'analyser le processus dissipatif de l'endommagement. Nous utilisons donc le même tenseur de conductivité thermique calculé précédemment afin de tenir compte de la conductivité anisotrope du matériau composite (équation 3.43). Les sources de chaleur sont ainsi déterminées à partir de l'équation 3.16 en passant par le traitement des signaux thermiques présenté à la section 3.7.

De part, compte tenu du caractère évolutif de l'endommagement et du fait que les champs thermiques ont été moyennés sur 100 cycles, nous nous intéressons à l'évolution globale des sources de chaleur au cours de l'essai, et non pas aux phénomènes ponctuels.

4.5.1 Essai $\sigma_{max} = 0.65\sigma_{rup}$

La figure 4.20 montre l'évolution de la moyenne des sources de chaleur en fonction du nombre de cycles. Cette moyenne est calculée pour chaque carte de source de chaleur par rapport au nombre total de pixels de la carte.

Les 3 phases identifiées sur l'essai sont bien distinguées. La première se caractérise par une augmentation des sources de chaleur allant jusqu'à $N = 2 \times 10^3$ cycles, elle correspond à l'initiation de micro-dommages au sein du matériau [106]. Ensuite, on observe une stabilisation qui correspond à une croissance régulière et lente des dommages (développement progressif des micro-dommages), suivie de la troisième phase qui débute à $N = 5 \times 10^3$ cycles et qui montre une augmentation rapide des sources de chaleur jusqu'à la ruine de l'éprouvette. Cette phase se caractérise par une baisse rapide de rigidité [12] qui conduit finalement à la rupture (macro-dommages).

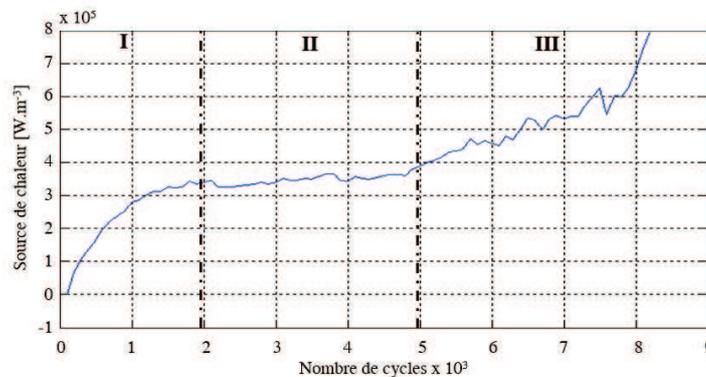


FIGURE 4.20 – Evolution de la moyenne des sources de chaleur en fonction du nombre de cycles de l'éprouvette $\sigma_{max} = 0.65\sigma_{rup}$

Dans l'optique de voir plus en détail le phénomène dissipatif, nous déterminons les champs de sources de chaleur à différents instants de l'essai (figure 4.21).

Nous rappelons que le nombre de cycles à rupture de cette éprouvette est $N_{rupt} = 8200$ cycles. Dans ce cas, la dissipation de chaleur se produit sur toute la surface de l'éprouvette jusqu'à 70% du nombre de cycles à rupture. C'est à partir de $0.85N_{rupt}$ (ce qui correspond à 1230 cycles avant la rupture) que l'on détecte la zone où la ruine de l'éprouvette (figure 4.21(g)) se produit par le biais d'une bande de sources de chaleur produites sur le côté gauche de l'image. L'observation des champs de sources de chaleur

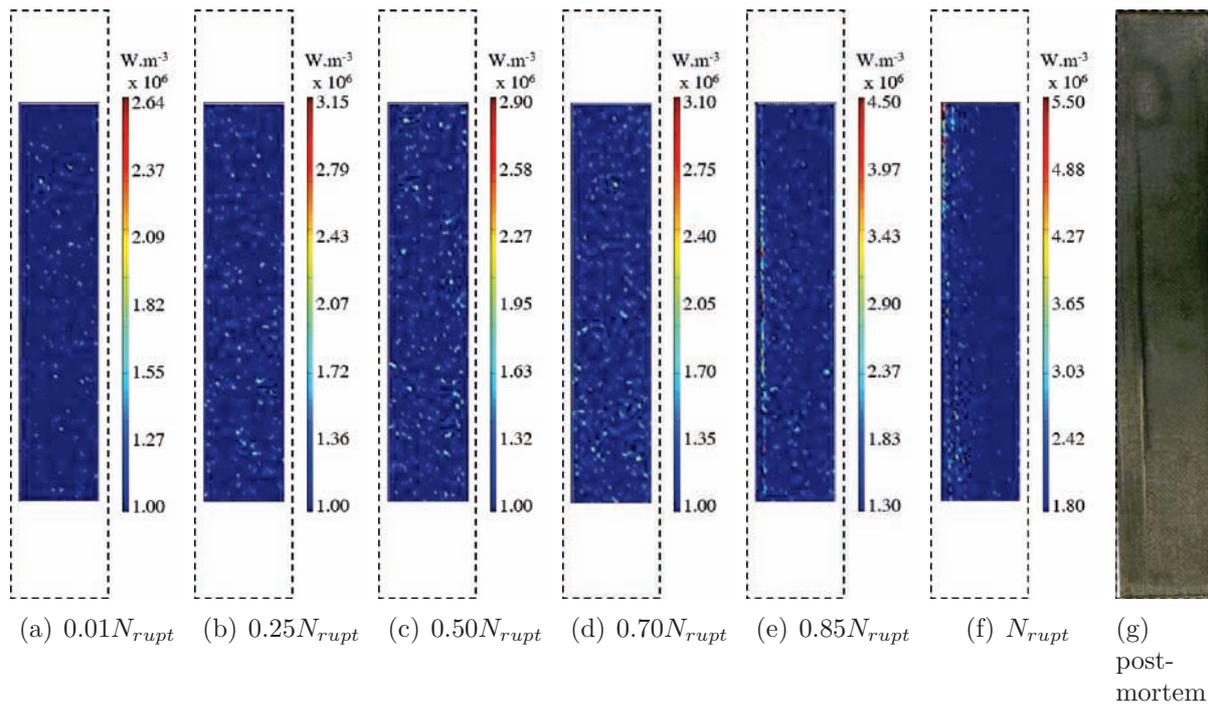


FIGURE 4.21 – Evolution des cartes de sources de chaleur au cours de l'essai $\sigma_{max} = 0.65\sigma_{rup}$

permet donc de rendre compte des zones d'endommagement ainsi que de localiser la zone de ruine de la pièce due au processus dissipatif plus important dans cette partie de éprouvette.

4.5.2 Essai $\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$

La figure 4.22 présente l'évolution de la moyenne des sources de chaleur au cours de l'essai. Sur la figure, on observe à nouveau 3 phases qui sont en accord avec la littérature [106, 156, 107] : augmentation très importante des sources de chaleur de 4 W m^{-3} , stabilisation avec faibles variations de l'ordre de 2 W m^{-3} , puis augmentation rapide et très importante de 6 à 10 W m^{-3} . La première phase s'étend jusqu'à $N = 80 \times 10^3$ cycles, la deuxième jusqu'à $N = 520 \times 10^3$ cycles et la troisième phase se distingue par une augmentation rapide des sources de chaleur jusqu'à la ruine de l'éprouvette.

Nous étudions l'évolution des champs des sources de chaleur afin d'observer plus en détail les zones de dissipation de chaleur de l'éprouvette. La figure 4.23 montre l'évolution des cartes de sources de chaleur à différents instants de l'essai.

Dans ce cas, à partir de $N = 0.25N_{rupt}$ (ce qui correspond à $N = 140.3 \times 10^3$ cycles avec $N_{rupt} = 561.2 \times 10^3$ cycles), on observe une activité thermique qui s'étend tout au long du côté droit de l'éprouvette jusqu'à la rupture (figure 4.23(g)). Cette activité thermique est fortement influencée par le frottement observé à la figure 4.18. L'analyse de ces champs de sources de chaleur permet donc de rendre compte du processus dissipatif généré par l'endommagement qui commence dans la partie haute de l'éprouvette et s'étend jusqu'à la partie inférieure avec l'augmentation du nombre de cycles. Ainsi, l'observation de la

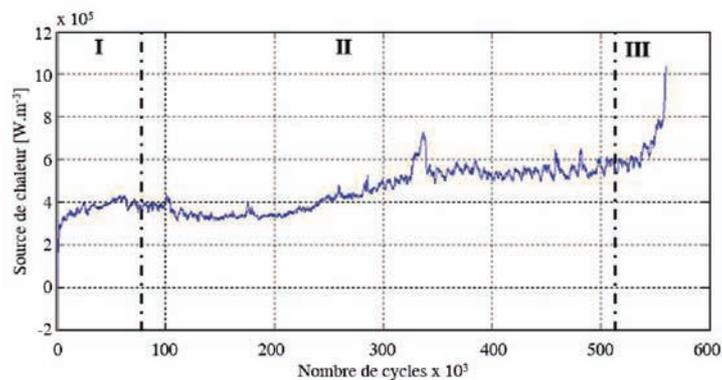


FIGURE 4.22 – Evolution de la moyenne des sources de chaleur en fonction du nombre de cycles de l'éprouvette $\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$

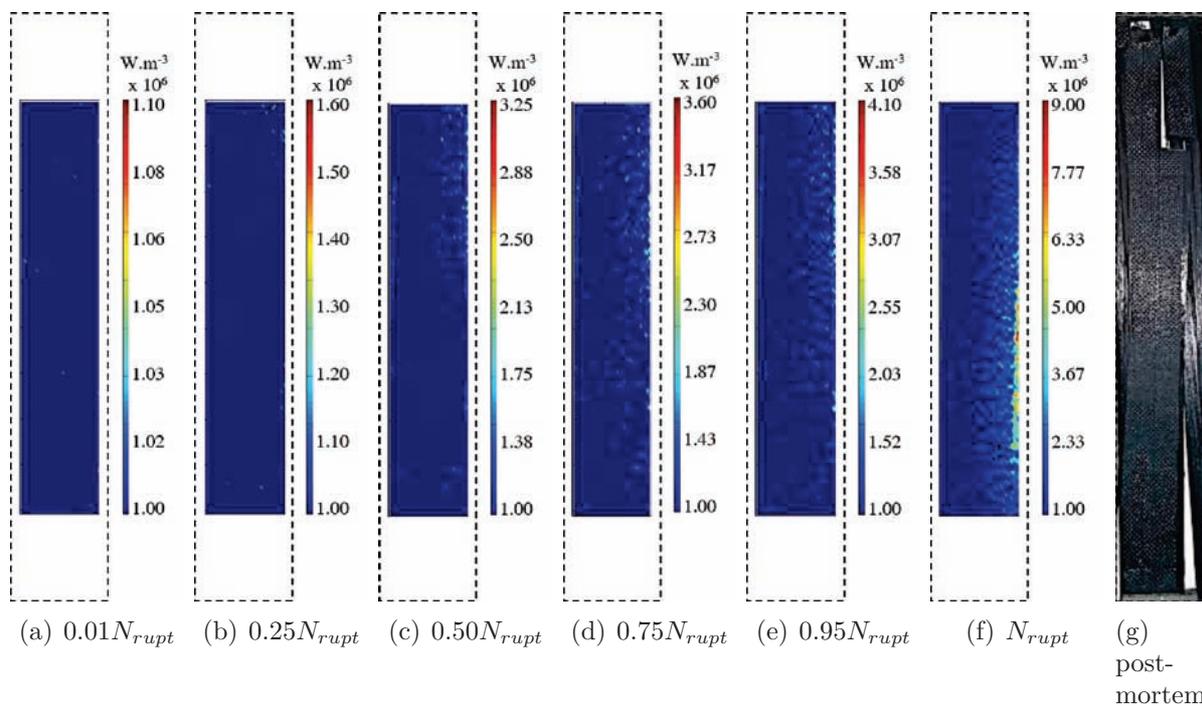


FIGURE 4.23 – Evolution des cartes de sources de chaleur au cours de l'essai $\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$

localisation de zones dissipatives de chaleur sur l'éprouvette nous permet de constater que sa ruine est due à la propagation du fragment déchiré.

4.6 Couplage émission acoustique-thermographie infrarouge pour le suivi de l'endommagement sous sollicitations dynamiques

Dans cette section nous nous intéressons aux corrélations entre les suivis acoustiques et thermiques sous sollicitations dynamiques. Contrairement au chapitre 3, l'intérêt est porté sur des analyses d'ordre global du fait de la lente mise en place des modes d'endommagement et au faible taux d'acquisition des champs thermiques. Nous rappelons que pour la réalisation des essais de fatigue, nous avons moyenné 10 images thermiques pour avoir une seule image de température tous les 100 cycles de sollicitation. Ainsi, dans ce cas, une analyse ponctuelle (comme pour les essais quasi-statiques) n'est pas pertinente.

4.6.1 Essai $\sigma_{max} = 0.65\sigma_{rup}$

Nous analysons d'abord la corrélation globale des phénomènes acoustiques et thermiques. La figure 4.24 présente l'évolution globale des 3 mécanismes d'endommagement. On observe ainsi que l'augmentation des sources de chaleur dans les premiers 2000 cycles est corrélée à une activité acoustique correspondant à la fissuration matricielle. Puis, nous observons la période de stabilisation de la moyenne des sources de chaleur qui s'accompagne dans un premier temps par des salves acoustiques provenant de la décohésion fibres-matrice ainsi que de la fissuration matricielle et ensuite par de la fissuration matricielle seulement. Enfin, à partir de $N = 5 \times 10^3$, on observe l'augmentation des sources de chaleur avec une augmentation de l'amplitude des signaux acoustiques de la fissuration matricielle ainsi que l'apparition des signaux de décohésion fibres-matrice et de rupture de fibres. C'est donc à partir de $N = 5 \times 10^3$ que le processus d'endommagement global de l'éprouvette démarre. En général, on constate que pour avoir une élévation des sources de chaleur, il faut avoir un taux d'activité acoustique minimal, c'est-à-dire, un taux d'endommagement minimal.

Ensuite, nous allons considérer différentes zones d'intérêt qui sont choisies pour leur caractère particulier d'ordre acoustique. Les zones considérées pour l'analyse sont donc indépendantes des 3 phases thermiques présentées auparavant.

La première zone d'intérêt (zone a) correspond à la première augmentation rapide des sources de chaleur. Cette zone est remarquable pour n'avoir que des signaux provenant de la fissuration matricielle. La figure 4.25(a) présente le champ de sources de chaleur cumulées de cette période. Elle montre que ces premiers endommagements correspondant à la fissuration matricielle ne sont pas localisés à des endroits spécifiques mais qu'ils sont répartis sur toute l'éprouvette.

La deuxième zone d'intérêt (zone b) est choisie à cause de l'activité acoustique importante correspondant à la décohésion fibres matrice. Elle n'est pas accompagnée d'une

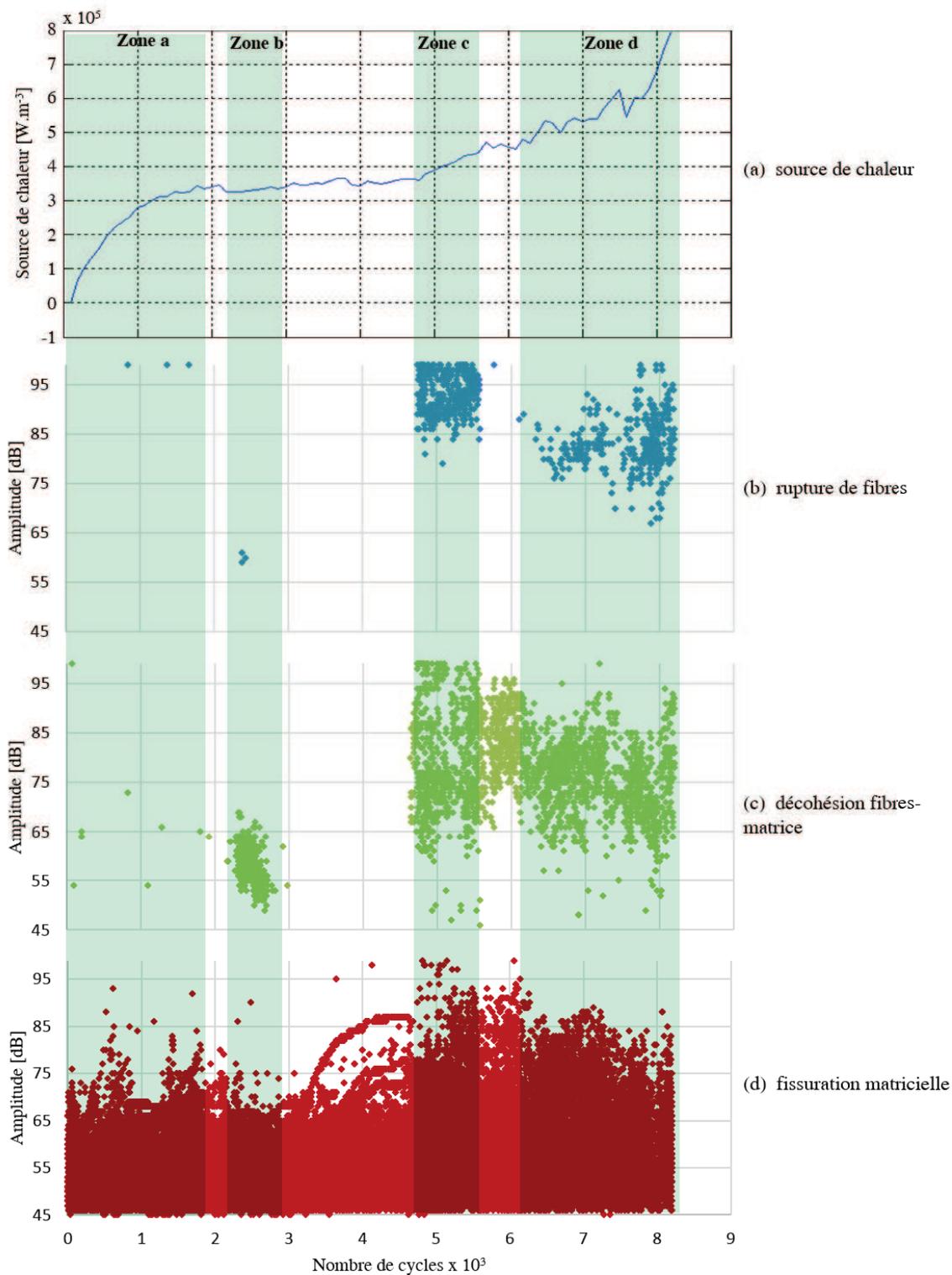


FIGURE 4.24 – Corrélation entre l'évolution globale des sources de chaleur et l'EA lors de l'essai $\sigma_{max} = 0.65\sigma_{rup}$

évolution des sources de chaleur spécifique. Ceci peut s'expliquer par différentes hypothèses : soit les événements acoustiques ont eu lieu en dehors de la zone étudiée par TI (voir figure 2.20), soit l'endommagement s'est produit du côté non observé par TI, soit l'énergie que cet endommagement dissipe n'est pas suffisante pour engendrer une augmentation du niveau global de la source de chaleur. Pour observer plus en détail ce phénomène, nous étudions le champ des sources de chaleur cumulées associées à cette zone (figure 4.25(b)). On constate que ce mode d'endommagement produit des sources de chaleur qui sont dispersées sur toute la surface de l'éprouvette. Cette activité acoustique ne peut pas être regroupée sur une zone spécifique de l'éprouvette. Ce résultat montre ainsi que les événements acoustiques de cette zone sont répartis sur toute l'éprouvette.

La zone d'intérêt "c" est choisie pour l'apparition de deux groupes d'émission acoustique correspondant à la rupture de fibres et à la décohésion fibres-matrice. On observe clairement que l'instant d'apparition de ces mécanismes d'endommagement est corrélé à l'augmentation des sources de chaleur ainsi qu'à l'augmentation de l'amplitude des salves acoustiques provenant de la fissuration matricielle. Le champ des sources de chaleur cumulées associées à cette zone est présenté dans la figure 4.25(c). On constate à nouveau que les sources de chaleur sont réparties sur toute la surface de la pièce. Cette zone fait donc constat de la présence des 3 mécanismes d'endommagement corrélés à une élévation de sources de chaleur.

Enfin, la dernière zone d'analyse pour cette éprouvette (zone d) est choisie pour l'apparition d'un deuxième groupe de signaux acoustiques provenant de la rupture de fibres. On observe que ce groupe est accompagné d'une reprise nette de l'élévation des sources de chaleur ainsi que de la présence de la décohésion fibres-matrice et de la fissuration matricielle. Quant au champ des sources de chaleur cumulées de cette zone (figure 4.25(d)), on observe clairement une bande des sources de chaleur qui rend compte de la zone de ruine de l'éprouvette (figure 4.25(e)).

En général, on constate que la fissuration matricielle est présente durant la totalité du chargement, ce qui empêche d'attribuer une évolution des sources de chaleur spécifique à ce mécanisme d'endommagement (à l'exception notamment de la zone a, à laquelle l'évolution des sources de chaleur est attribuée à la fissuration matricielle). Une fois que l'on atteint une valeur de sources de chaleur d'équilibre, la fissuration matricielle continue seulement à maintenir cette valeur.

Pour la décohésion fibres-matrice, on constate des élévations des sources de chaleur lorsqu'elles coexistent avec les ruptures de fibres (figure 4.25(c)).

Quant à la rupture de fibres, on observe que l'apparition de ce mécanisme d'endommagement est toujours corrélée à une élévation des sources de chaleur.

4.6.2 Essai $\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$

De la même manière, la figure 4.26 présente l'évolution des différents mécanismes d'endommagement. Elle est ainsi utilisée pour l'analyse globale de corrélation entre l'évolution des sources de chaleur et les salves acoustiques des différents modes d'endommagement. On observe que les premiers 10000 cycles de la sollicitation sont caractérisés par une élévation d'environ 3 W m^{-3} de la moyenne des sources de chaleur. Cette élévation très

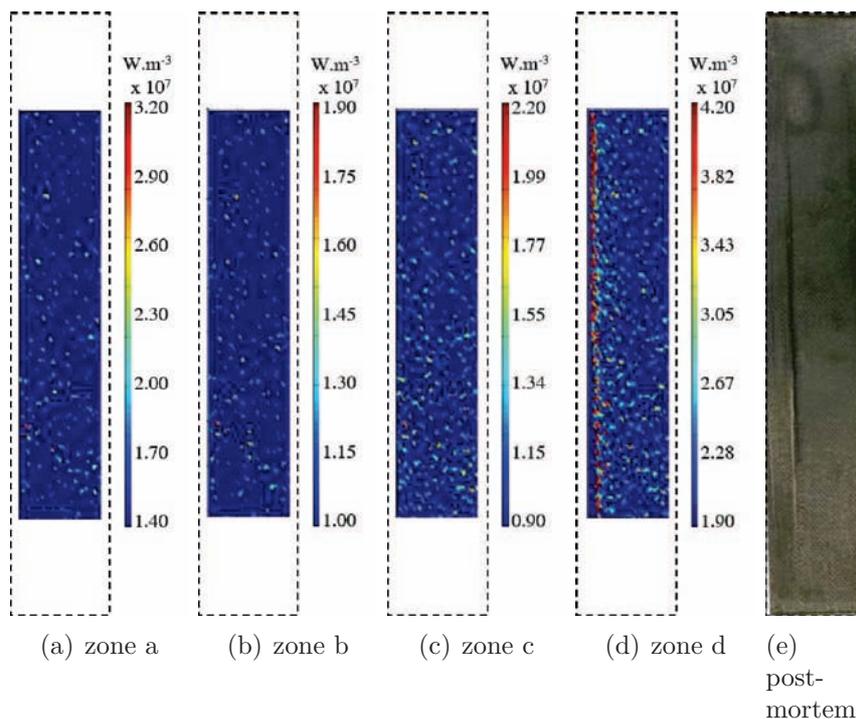


FIGURE 4.25 – Champs des sources de chaleur cumulées des différentes zones d’analyse de corrélation et image post-mortem de l’éprouvette de l’essai $\sigma_{max} = 0.65\sigma_{rup}$

rapide des sources de chaleur est accompagnée par des signaux acoustiques provenant de tous les mécanismes d’endommagement. Puis, on observe une augmentation du niveau moyen des sources de chaleur jusqu’à $N = 80 \times 10^3$ cycles qui est accompagnée de la présence des 3 mécanismes d’endommagement mais avec des amplitudes acoustiques inférieures. Après, on constate la présence de quelques fluctuations des niveaux des sources de chaleur de l’ordre de 0.5 à 1 W m^{-3} . Ces variations sont corrélées à l’augmentation de l’amplitude, à des instants ponctuels, issue de la décohésion fibres-matrice ainsi que de la fissuration matricielle et occasionnellement de la rupture de fibres (à $N = 335 \times 10^3$ cycles par exemple). Enfin, les derniers cycles de vie de l’éprouvette sont accompagnés par la présence des 3 mécanismes d’endommagement et de l’élévation rapide et importante des sources de chaleur jusqu’à la rupture.

Pour mieux identifier les corrélations, nous distinguons, comme pour l’essai précédent, des zones spécifiques d’activité (zones d’intérêt).

La première zone (zone e) est choisie pour son activité acoustique importante quant à la rupture de fibres. Cette zone est caractérisée par une augmentation des sources de chaleur et par la présence de tous les mécanismes d’endommagement. La figure 4.27(a) montre le champ des sources de chaleur cumulées durant cette période (zone e). On observe que l’endommagement est réparti sur toute la zone de l’éprouvette.

La deuxième zone d’intérêt (zone f) est prise pour l’analyse due à une élévation particulière de l’évolution des sources de chaleur. En effet, on constate que cette élévation est corrélée à la présence de ruptures de fibres ainsi qu’à des signaux acoustiques particuliers provenant de la décohésion fibres-matrice. Ce dernier mécanisme est distingué dans

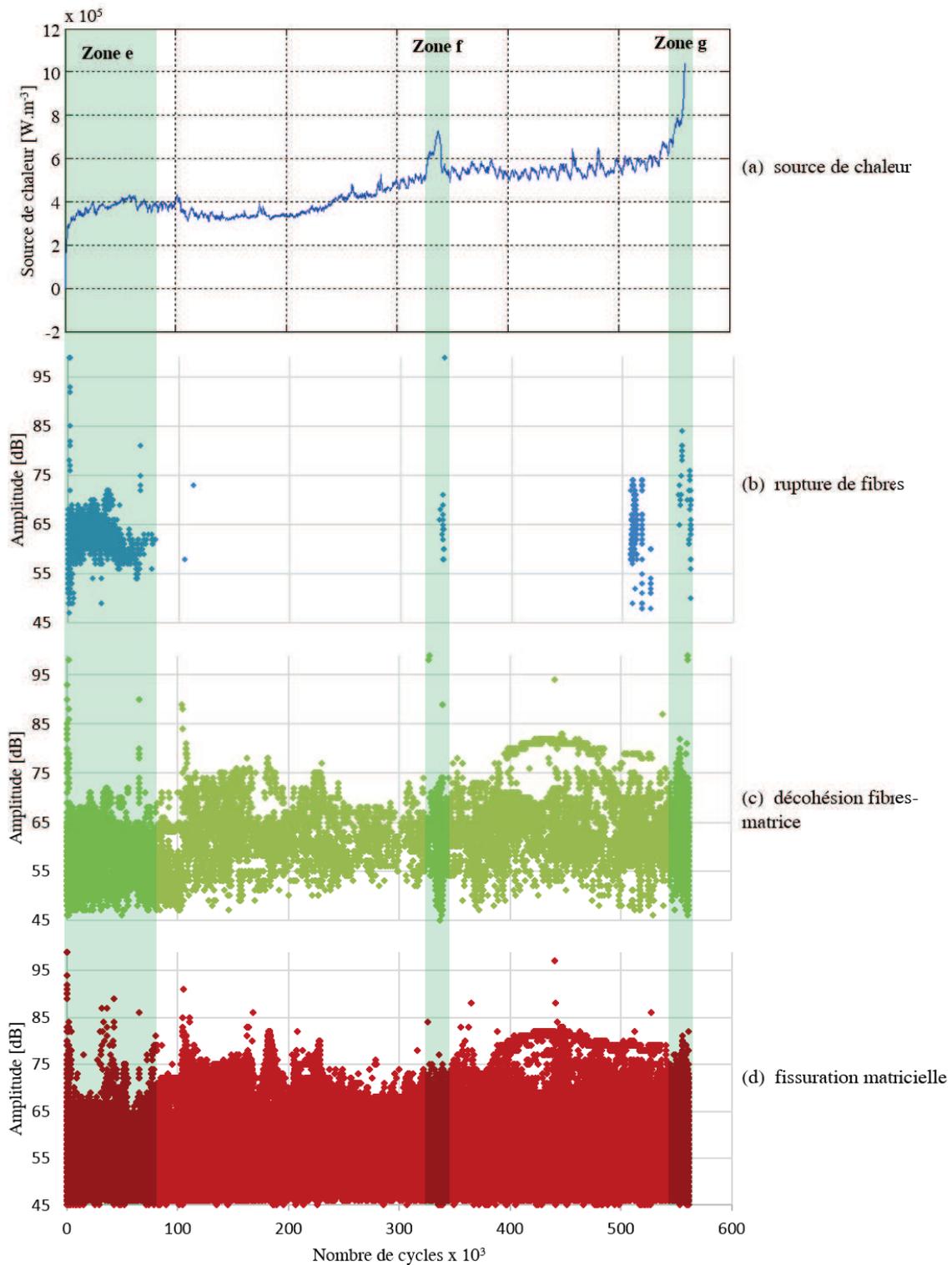


FIGURE 4.26 – Corrélation entre l'évolution globale des sources de chaleur et l'EA lors de l'essai $\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$

cette zone pour avoir des salves de faible amplitude ainsi que quelques signaux de haute amplitude. Les salves acoustiques provenant de la fissuration matricielle sont toujours présentes, même si leur amplitude reste dans les valeurs moyennes pendant cette zone d'intérêt (zone f). Pour observer plus en détail ce phénomène, nous étudions le champ des sources de chaleur cumulées associées à cette zone (figure 4.27(b)). On constate que la zone endommagée correspond au côté droit de l'éprouvette où la rupture se produira.

La dernière zone de corrélation est prise à la fin des cycles de vie de l'éprouvette (zone g). Cette zone est distinguée par une élévation rapide des sources de chaleur accompagnée des 3 mécanismes d'endommagement. En particulier, on observe des signaux de rupture de fibres, des signaux de décohésion fibres-matrice de faible et grande amplitude et des signaux de fissuration matricielle distingués par un faible pic d'amplitude. La figure 4.27(c) présentant le champ des sources de chaleur cumulées dans la zone g montre que l'endommagement est généré sur le bord droit de l'éprouvette provoquant ainsi la ruine de celle-ci (figure 4.27(d)).

En général, on constate que toute élévation importante de l'évolution des sources de chaleur est accompagnée par des ruptures de fibres. On constate aussi que les faibles fluctuations des sources de chaleur sont corrélées à des pics d'amplitude de la décohésion fibres-matrice et de la fissuration matricielle. C'est le cas à $N = 110 \times 10^3$ cycles par exemple. D'une manière plus générale, le taux d'activité acoustique est toujours lié aux pics des sources de chaleur.

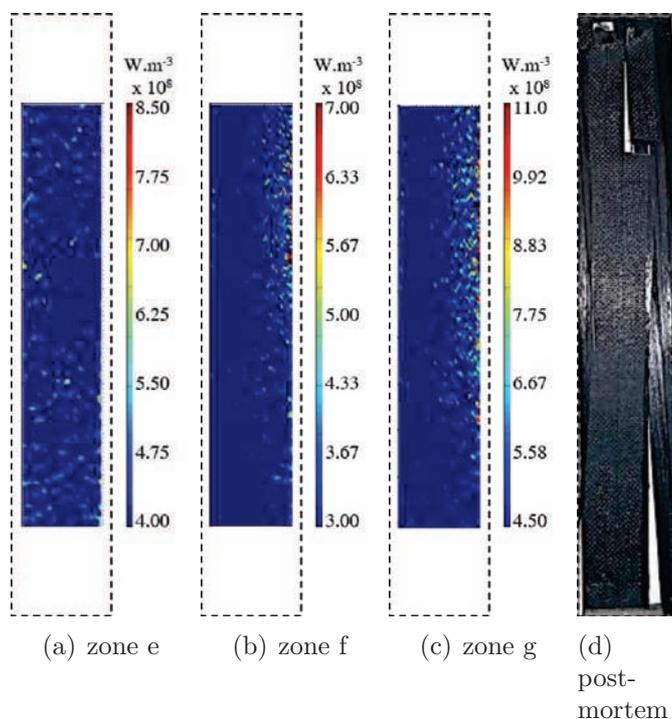


FIGURE 4.27 – Champs des sources de chaleur cumulées des différentes zones d'analyse de corrélation et image post-mortem de l'éprouvette de l'essai $\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$

4.7 Comparaison des résultats des essais quasi-statiques et dynamiques

On se propose maintenant de comparer les résultats issus des essais de traction quasi-statique et de fatigue. Dans un premier temps, nous allons comparer les résultats d'émission acoustique obtenus par la méthode de reconnaissance de formes. Puis, nous nous focalisons sur les sources de chaleur obtenues. Les figures présentées correspondent aux essais à 0° pour l'essai de traction quasi-statique et $\sigma_{max} = 0.65\sigma_{rup}$ pour l'essai de fatigue.

4.7.1 Emission acoustique

Nous analysons dans un premier temps les signaux provenant de la fissuration matricielle (figure 4.28). Le premier constat est que pour les deux types d'essais la cinétique d'apparition de ce mécanisme d'endommagement est similaire. D'abord les signaux sont de faible amplitude dans la première partie de l'essai. Puis, l'amplitude des signaux augmente à partir d'un instant donné (150 s pour l'essai quasi-statique et à $N = 5 \times 10^3$ cycles pour l'essai de fatigue). C'est à partir de ce moment que le processus d'endommagement global des deux éprouvettes commence. En général, l'essai dynamique présente des signaux de fissuration matricielle qui sont plus énergétiques que pour l'essai de traction quasi-statique (tableaux 3.3 et 4.7). En outre, la fissuration matricielle est le premier mécanisme d'endommagement qui a lieu lors d'une sollicitation (quasi-statique et dynamique), et elle se développe ensuite tout au long du chargement.

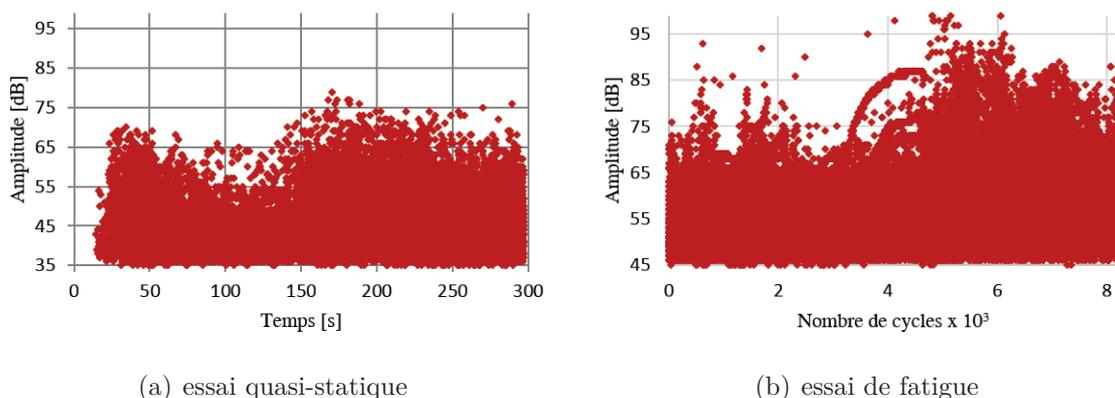


FIGURE 4.28 – Signaux acoustiques de fissuration matricielle des essais quasi-statiques et dynamiques

Ensuite, nous comparons les signaux provenant de la décohésion fibres-matrice pour les deux essais (figure 4.29). On constate que ce mécanisme d'endommagement se produit à deux phases différentes des essais. Dans les 2 types de sollicitations, les deux groupes de salves sont bien distingués. Le premier groupe de salves correspondant à ce mécanisme d'endommagement se produit entre 25 et 100 s pour l'essai quasi-statique et entre $N = 2.2 \times 10^3$ et 3×10^3 cycles pour l'essai de fatigue. Le deuxième groupe débute lorsque l'amplitude des signaux de fissuration matricielle augmente. En général, ce mécanisme

d'endommagement produit des salves plus énergétiques dans le cas des essais dynamiques (voir tableaux 3.3 et 4.7).

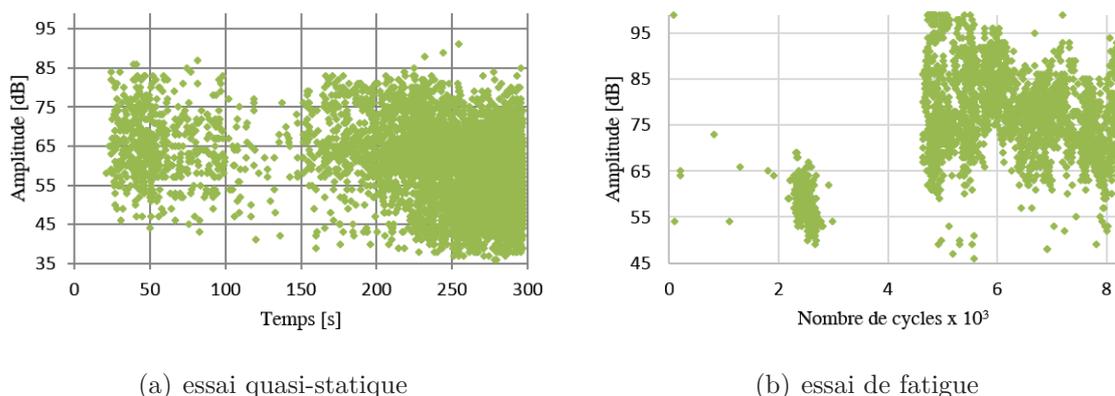


FIGURE 4.29 – Signaux acoustiques de décohesion fibres-matrice des essais quasi-statiques et dynamiques

La figure 4.30 présente les signaux d'EA correspondants à la rupture de fibres. On constate que dans les deux essais, ce mécanisme d'endommagement a un taux de salves plus important vers la fin des essais, ce qui est cohérent par rapport à la littérature [12, 35]. De la même manière que pour les autres modes d'endommagement, la rupture de fibres de l'essai de fatigue présente des salves acoustiques plus énergétiques (tableaux 3.3 et 4.7). En outre, on observe que dans les deux essais, les premières salves de rupture de fibres sont de grande amplitude. Puis, les signaux voisins de la rupture sont d'une gamme plus large d'amplitude : entre 45 et 99 dB pour l'essai quasi-statiques et entre 66 et 99 dB pour l'essai de fatigue.

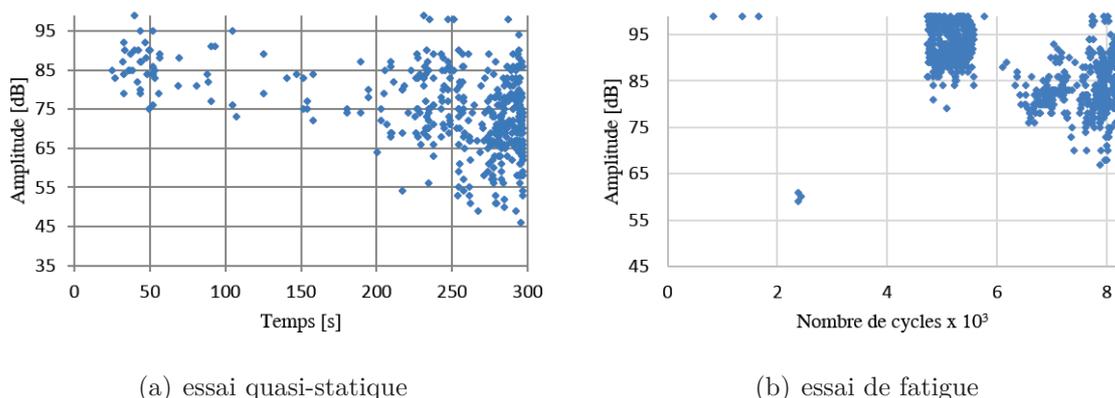


FIGURE 4.30 – Signaux acoustiques de la rupture de fibres des essais quasi-statiques et dynamiques

En général, on constate que la cinétique d'apparition des 3 mécanismes d'endommagement est similaire pour ces deux types d'essai (quasi-statique et dynamique). Ce qui peut s'expliquer par le fait que l'essai de fatigue présenté pour la comparaison (notamment

$\sigma_{max} = 0.65\sigma_{rupt}$) a suivi un chargement cyclique avec une contrainte plus importante et de courte durée à rupture ($N_{rupt} = 8.2 \times 10^3$ cycles, ce qui fait 820 s), entraînant une arrivée plus rapide des mécanismes d'endommagement. On montre ainsi la similarité de l'arrivée des divers modes d'endommagement qui est en accord avec les travaux de Talreja [12] et Jamison et al. [35]. Le deuxième constat général est que les signaux d'EA de la sollicitation dynamique sont d'amplitudes, énergies, durées et temps de montée supérieures aux signaux des essais de traction quasi-statiques. Ceci peut s'expliquer par la sollicitation plus rapide lors des cycles de fatigue, ce qui engendre une dissipation d'énergie acoustique plus importante que dans les cas des essais quasi-statiques.

4.7.2 Thermographie infrarouge

De la même manière que pour l'émission acoustique, la figure 4.31 montre l'évolution globale des sources de chaleur au cours des deux types d'essai. Dans l'essai quasi-statique, on observe que les sources de chaleur évoluent très faiblement au cours de l'essai. Elles augmentent très fortement à l'instant de la rupture. Ceci est cohérent avec les faibles variations de température induites par la sollicitation. En revanche, l'évolution de la moyenne des sources de chaleur de l'essai de fatigue présente une allure qui permet de distinguer 3 phases de l'endommagement. En outre, on observe que les valeurs de sources de chaleur maximale sont plus importantes pour l'essai quasi-statique. Ceci peut s'expliquer par la rupture plus violente qui dissipe plus d'énergie thermique lors de cet essai.

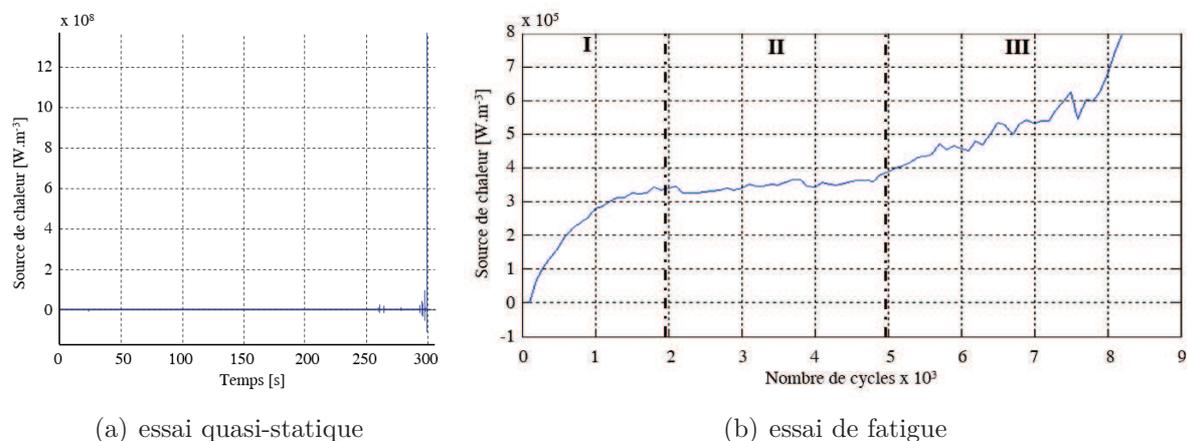


FIGURE 4.31 – Evolution de la source de chaleur moyenne globale des essais quasi-statiques et dynamiques

En regardant des cartographies des sources de chaleur avant la rupture des éprouvettes pour les deux essais (figure 4.32), on constate que la sollicitation de traction quasi-statique produit des sources de chaleur d'une intensité plus importante (environ 10 fois plus importante) que celles de la sollicitation de fatigue, ce qui est en accord avec l'évolution globale de la moyenne des sources de chaleur. Contrairement à l'essai de fatigue, on observe que dans les essais quasi-statiques les sources de chaleur de plus forte intensité se trouvent à des points particuliers sur la surface de l'éprouvette, ce qui a permis de faire la corrélation ponctuelle EA-TI au chapitre 3. Les sources de chaleur de l'essai de fatigue sont réparties

sur toute la surface de l'éprouvette dans plusieurs cas observés dans ce chapitre. En général, on constate que les champs des sources de chaleur dans le cas de fatigue permettent d'anticiper la zone de ruine de l'éprouvette avant que celle-ci n'arrive (figure 4.32(b)). Ceci peut être dû au fait que les mécanismes d'endommagement s'installent plus lentement au cours de la sollicitation. Au contraire, les champs des sources de chaleur des essais de traction quasi-statiques ne permettent pas d'anticiper la zone de ruine de l'éprouvette. Dans ce cas, les mécanismes d'endommagement arrivent très rapidement et ils n'ont pas le temps de se concentrer sur une zone spécifique de la pièce.

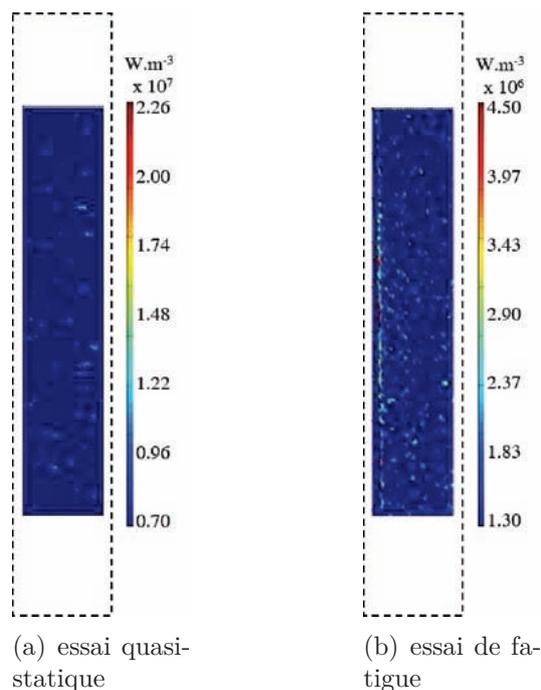


FIGURE 4.32 – Champs des sources de chaleur ponctuels avant la rupture des essais quasi-statiques et dynamiques

4.8 Conclusions

Dans ce chapitre, nous avons étudié l'endommagement de matériaux composites unidirectionnels sous sollicitations cycliques de fatigue suivant l'axe des fibres. En premier lieu, nous avons fait une analyse des paramètres d'essai permettant de solliciter la pièce avec deux contraintes maximales appliquées, 65% et 55% de σ_{rup} en mode traction-traction.

La technique d'émission acoustique est mise en place pour identifier les modes d'endommagement au cours des essais. Nous avons ainsi distingué, en plus des modes classiques d'endommagement pour une sollicitation suivant l'axe des fibres, un mécanisme d'endommagement supplémentaire qui provient du frottement des parties déchirées de l'éprouvette dans l'essai $\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$. Les 3 mécanismes d'endommagement identifiés sont : la fissuration matricielle, la décohésion fibres-matrice et la rupture de fibres.

De plus, à partir des enregistrements de thermographie infrarouge, nous avons obtenu

les cartographies de sources de chaleur. Pour ce calcul, nous avons utilisé le tenseur de conductivité thermique anisotrope estimé auparavant. Ces champs montrent l'évolution de l'endommagement et, dans certains cas, permettent d'anticiper la zone de la future ruine de l'éprouvette. En conclusion, ils donnent des informations qui ne peuvent pas être obtenues à partir des champs de température.

Les analyses de corrélation d'ordre global entre les sources de chaleur et l'émission acoustique mettent en évidence la correspondance entre les ruptures de fibres et l'évolution des sources de chaleur. Cette étude confirme le fait que la thermographie infrarouge est plus sensible à l'étude de ce mécanisme d'endommagement. En revanche l'émission acoustique est adaptée pour l'étude de la fissuration matricielle, la décohésion fibres-matrice et d'autres mécanismes d'endommagement comme le frottement du fait de sa sensibilité pour détecter des phénomènes de faible intensité énergétique. De plus, l'étude des champs de sources de chaleur cumulées sur certaines parties de l'essai permet d'observer l'endroit d'où proviennent les salves acoustiques spécifiques. Au début des essais, elles sont réparties sur toute l'éprouvette alors qu'à la fin des essais elles sont localisées à des endroits spécifiques, notamment sur la zone de rupture.

Enfin, la comparaison entre les essais quasi-statiques et dynamiques nous ont permis de voir que les salves acoustiques des essais de fatigue sont plus énergétiques que celles de l'essai de traction quasi-statique. En outre, la cinétique d'apparition des 3 mécanismes d'endommagement est similaire pour les deux types de sollicitation mécanique. Quant aux sources de chaleur, elles sont plus intenses et localisées dans les essais de traction quasi-statiques. En revanche, dans l'essai de fatigue, l'évolution globale des sources de chaleur permet d'identifier différentes phases d'endommagement.

Conclusion générale

Ce travail de thèse s'est focalisé sur l'identification des mécanismes d'endommagement des matériaux composites par le biais d'un couplage de deux techniques de suivi non destructives que sont l'émission acoustique et la thermographie infrarouge. Cette étude s'est déroulée en 3 phases principales.

La première phase a été consacrée à la fabrication et à la caractérisation du matériau composite. Le procédé de fabrication des éprouvettes retenu pour notre étude a été la mise en œuvre de plis pré-imprégnés. Pour la caractérisation du matériau, nous avons utilisé deux techniques basées sur la mesure de déformation grâce à des jauges et à la corrélation d'images numériques lors des essais de traction. Une troisième approche a consisté à déterminer les constantes élastiques à partir d'une caractérisation ultrasonore en immersion. Il a été mis en évidence les avantages et les inconvénients liés à chaque méthode. Les résultats des essais de traction avec mesure de déformation par corrélation d'images montrant un faible écart type, cette technique a été considérée la comme une référence pour comparer les résultats. On montre ainsi que la déformation obtenue à partir des jauges permet d'obtenir des valeurs de constantes élastiques qui sont comprises dans l'écart-type de la référence. Les valeurs obtenues à partir de la caractérisation ultrasonore sont plus éloignées des valeurs de référence. Ceci s'explique par l'estimation du temps de vol de l'onde au sein du matériau qui peut s'avérer difficile à déterminer avec précision dans certains cas. Néanmoins, il est important de remarquer que la caractérisation par ultrasons en immersion permet en revanche d'obtenir l'intégralité des constantes élastiques à partir d'une seule éprouvette. Cette phase de caractérisation nous a également permis de connaître les valeurs des constantes à rupture du matériau suivant les différentes directions de chargement (à 0° , 45° et 90° par rapport à l'axe des fibres), ce qui a servi pour déterminer les niveaux des chargements pour les essais de fatigue.

Suite à cette démarche, nous avons mis en place une procédure pour caractériser l'endommagement des matériaux composites soumis à des sollicitations de traction quasi-statiques. Cette procédure a consisté à coupler les données de l'émission acoustique et de la thermographie infrarouge en suivi d'essai. Pour ce faire, nous avons traité les données recueillies en deux étapes :

- la première étape a consisté à dissocier les signaux acoustiques associés aux différents mécanismes d'endommagement. La méthode de reconnaissance de formes a ainsi permis d'identifier 3 mécanismes d'endommagement dans l'essai à 0° (la fissuration matricielle, la décohésion fibres-matrice, la rupture de fibres). Dans le cas des éprouvettes à 90° , deux mécanismes d'endommagement ont été identifiés (la fissuration matricielle et la décohésion fibres-matrice) ;

- la deuxième étape avait pour objectif d'identifier les champs de sources de chaleur à partir des mesures de thermographie infrarouge. Pour ce faire, nous nous sommes basés sur l'équation de la chaleur associée à un traitement du signal permettant d'extraire le bruit de mesure tout en conservant le signal utile. Parallèlement, l'une des contributions majeures de ce travail réside dans la prise en compte du caractère anisotrope de la conduction thermique au sein du composite. En effet, jusqu'alors ce type d'analyse reposait sur l'hypothèse d'isotropie du tenseur de conductivité thermique. Une modélisation micromécanique nous a permis d'enrichir l'interprétation des sources avec une description plus physique des transferts thermiques.

Ensuite nous avons réalisé les analyses de corrélation entre les deux types des données. Les résultats concernant la rupture de fibres et la décohésion fibres-matrice obtenus à partir de l'émission acoustique et les sources de chaleur ont été bien corrélées dans le temps. Quant à la corrélation spatiale des deux phénomènes, les résultats ne sont pas aussi convaincants. Cette imprécision est attribuée à la variation de la vitesse de déplacement des ondes au sein du matériau pendant l'essai. En revanche, l'endommagement correspondant à la fissuration matricielle n'a pas pu être corrélé car il produit une faible énergie de dissipation thermique et acoustique. On constate ainsi l'existence d'un seuil de corrélation en-dessous duquel les deux manifestations de l'endommagement ne peuvent plus être corrélées.

Enfin, cette méthodologie a été mise en œuvre dans le cas d'un chargement de fatigue. Nous avons montré l'évolution progressive de l'endommagement au cours de la sollicitation. L'analyse des champs de sources de chaleur à des instants ponctuels de l'essai a permis de détecter la zone de la future ruine de l'éprouvette avant que celle-ci n'intervienne. Les analyses de corrélation d'ordre global entre les sources de chaleur et l'émission acoustique ont mis en évidence la correspondance entre les ruptures de fibres et l'évolution des sources de chaleur. La comparaison des résultats entre les essais statiques et de fatigue a montré la similarité de la cinétique d'apparition des mécanismes d'endommagement. Par ailleurs, les sources de chaleur sont plus importantes et plus localisées sous sollicitation statique. Ce phénomène est attribué au moyennage des images thermiques ainsi qu'à la limite en capacité d'enregistrement pour les essais dynamiques.

Les résultats des essais de tractions quasi-statique et de fatigue montrent l'intérêt de coupler l'EA et la TI pour le suivi de l'endommagement de matériaux composites. Cette étude confirme ainsi la complémentarité de ces deux méthodes et elle définit les sensibilités de chaque méthode pour chaque mécanisme d'endommagement. Les résultats obtenus nous amènent néanmoins à envisager un certain nombre d'améliorations et d'enrichissements à apporter à ce travail. D'abord, il serait intéressant de réaliser des essais arrêtés (pour les deux types de sollicitations mécaniques) afin de confirmer l'apparition des mécanismes d'endommagement identifiés par émission acoustique. Ceci permettrait une véritable labellisation des signaux acoustiques qui serait en accord avec des observations par microscope. Ensuite, l'étude du seuil de corrélation entre l'émission acoustique et la thermographie infrarouge devra être approfondie afin de rendre compte des limites de détection plus fines de chaque technique de suivi. Enfin, il conviendra à l'avenir de compléter les essais à 45° et à 90° en fatigue dans le but d'identifier et caractériser l'endommagement pour des sollicitations hors axes.

Bibliographie

- [1] D. GAY : *Matériaux composites*. Lavoisier, 5ème édition, 2005.
- [2] J.M. BERTHELOT : *Matériaux composites*. Lavoisier, 2005.
- [3] L. GORNET : *Généralités sur les matériaux composites*. Numéro Version 2. École Centrale de Nantes, 2011.
- [4] J.J. BARRAU et D. GUEDRA DEGEORGES : *Structures en matériaux composites*. bm5080. Techniques de l'Ingénieur, 2004.
- [5] J. CINQUIN : *Les composites en aérospatiale*. AM5645. Techniques de l'Ingénieur, 2002.
- [6] GAO : Government Accountability OFFICE : Status of FAA's actions to oversee the safety of composite airplanes. Report to congressional requesters GAO-11-849, 2011.
- [7] C. SOUTIS : Fibre reinforced composites in aircraft construction. *Progress in Aerospace Sciences*, 41(2):143–151, 2005.
- [8] C. GARNIER : *Etude du comportement dynamique des structures composites réalisées par LRI : application à l'impact et à la fatigue*. Thèse de doctorat, Université Toulouse, 2011.
- [9] D. BUSCA : *Identification du comportement de composites en fatigue bi-axiale*. Thèse de doctorat, Université de Toulouse, 2014.
- [10] R. TALREJA : *Damage Mechanics of Composite Materials*, volume 9. Elsevier Science, Amsterdam, 1994.
- [11] J. PAYAN : *Etude du comportement de composites stratifiés sous chargement statique et de fatigue*. Thèse de doctorat, Université d'Aix-Marseille II. Faculté des Sciences, France, 2004.
- [12] R. TALREJA : Assessment of the fundamentals of failure theories for composite materials. *Composites Science and Technology*, 105:190–201, 2014.
- [13] S. MASMOUDI : *Comportement mécanique et caractérisation par implant piézo-électrique ultrasonore intégré d'un matériau composite*. Thèse de doctorat, Université du Maine, Université de Sfax, 2013.
- [14] S. BASTE et R. EL BOUAZZAoui : Cracking orientation and induced anisotropy of a ceramic matrix composite under off-axis loading. *Journal of materials science*, 31(6):1575–1584, 1996.

-
- [15] C. GRUESCU : *Approche par changement d'échelle de l'endommagement des matériaux anisotropes : Application aux composites à matrice fragile*. Thèse de doctorat, Université des Sciences et Technologies de Lille, 2004.
- [16] K.W. GARRETT et J.E. BAILEY : Multiple transverse fracture in 90° cross-ply laminates of a glass fibre-reinforced polyester. *Journal of Materials Science*, 12(1):157–168, 1977.
- [17] A.T. VU : *Endommagement de stratifiés aéronautiques à fibres de carbone et matrice polymère soumis à des chargements monotones ou cycliques à plusieurs températures. Essais et modélisation*. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique, 2009.
- [18] C.A.H. SAWADOGO : *Comportement en fatigue des composites monolithiques et sandwichs : détection et suivi de l'endommagement par techniques non destructives*. Thèse de doctorat, Université de Lille 1, Lille, France, 2009.
- [19] E.K. GAMSTEDT et B.A. SJÖGREN : Micromechanisms in tension-compression fatigue of composite laminates containing transverse plies. *Composites Science and Technology*, 59(2):167–178, 1999.
- [20] M. KEMPF, O. SKRABALA et V. ALTSTADT : Acoustic emission analysis for characterisation of damage mechanisms in fibre reinforced thermosetting polyurethane and epoxy. *Composites Part B : Engineering*, 56:477–483, 2014.
- [21] J.C. ABRY, Y.K. CHOI, A. CHATEAUMINOIS, B. DALLOZ, G. GIRAUD et M. SALVIA : In-situ monitoring of damage in CFRP laminates by means of AC and DC measurements. *Composites Science and Technology*, 61(6):855–864, 2001.
- [22] H.S.T. WU et G.S. SPRINGER : Measurements of matrix cracking and delamination caused by impact on composite plates. *Composite Materials*, 22(6):518–532, 1988.
- [23] J.M. BERTHELOT : Transverse cracking and delamination in cross-ply glass-fiber and carbon-fiber reinforced plastic laminates : Static and fatigue loading. *Applied Mechanics Reviews*, 56(1):111–147, 2003.
- [24] O. ALLIX, D. LEVEQUE et L. PERRET : Identification and forecast of delamination in composite laminates by an interlaminar interface model. *Composites Science and Technology*, 58(5):671–678, 1998.
- [25] D. LEVEQUE : *Analyse de la tenue au délaminage des composites stratifiés : identification d'un modèle d'interface laminaire*. Thèse de doctorat, Ecole Normale Supérieure de Cachan, 1988.
- [26] Y.A. DZENIS et J. QIAN : Analysis of microdamage evolution histories in composites. *International Journal of Solids and Structures*, 38(10–13):1831–1854, 2001.
- [27] P. PROMBUT : *Caractérisation de la propagation de délaminage des stratifiés composites multidirectionnels*. Thèse de doctorat, Université Toulouse, 2007.
- [28] F. LEBEL : *Contrôle de la fabrication des composites par injection sur renforts*. Thèse de doctorat, Université de Montréal, 2012.

- [29] S. HUGUET : *Application de classification aux données d'émission acoustique : identification de la signature acoustique des mécanismes d'endommagement dans les composites à matrice polymère*. Thèse de doctorat, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2002.
- [30] K. SCHULTE et Ch. BARON : Load and failure analyses of CFRP laminates by means of electrical resistivity measurements. *Composites Science and Technology*, 36(1):63–76, 1989.
- [31] A. VAVOULIOTIS, A. PAIPETIS et V. KOSTOPOULOS : On the fatigue life prediction of CFRP laminates using the Electrical Resistance Change method. *Composites Science and Technology*, 71(5):630–642, 2011.
- [32] D.C. SEO et J.J. LEE : Damage detection of CFRP laminates using electrical resistance measurement and neural network. *Composite Structures*, 47(1–4):525–530, 1999.
- [33] K. TOHGO, N. SHUIJI et K. KAZURO : Fatigue behavior of CFRP cross-ply laminates under on-axis and off-axis cyclic loading. *International Journal of Fatigue*, 28:1254–1262, 2006.
- [34] J. BRUNBAUER, H. STADLER et G. PINTER : Mechanical properties, fatigue damage and microstructure of carbon/epoxy laminates depending on fibre volume content. *International Journal of Fatigue*, 70:85–92, 2015.
- [35] R.D. JAMISON, K. SCHULTE, K.L. REIFSNIDER et W.W. STINCHCOMB : Characterization and analysis of damage mechanisms in tension-tension fatigue of graphite/epoxy laminates. *Effects of Defects in Composite Materials*, ASTM STP 836:21–55, 1984.
- [36] S. OGIHARA, N. TAKEDA, S. KOBAYASHI et A. KOBAYASHI : Damage mechanics characterization of transverse cracking behavior in quasi-isotropic CFRP laminates with interlaminar-toughened layers. *International Journal of Fatigue*, 24(2–4):93–98, 2002.
- [37] C. GARNIER, M.L. PASTOR, F. EYMA et B. LORRAIN : The detection of aeronautical defects in situ on composite structures using Non Destructive Testing. *Composite Structures*, 93(5):1328–1336, 2011.
- [38] É. PERONNET : *Identification expérimentale du comportement d'un fuselage composite : détection de défauts par mesures de champs*. Thèse de doctorat, Université Toulouse, 2012.
- [39] M. CHERFAOUI : *Essais non destructifs*. BM6450. Techniques de l'Ingénieur, 2006.
- [40] C. BUDNIK : *Essais non destructifs - Contrôle par ultrasons*. AM5407. Techniques de l'Ingénieur, 1997.
- [41] C. RAMADAS, J. PADIYAR, K. BALASUBRAMANIAM, M. JOSHI et C.V. KRISHNAMURTHY : Lamb wave based ultrasonic imaging of interface delamination in a composite T-joint. *NDT & E International*, 44(6):523–530, 2011.
- [42] C. ARISTEGUI : *Anisotropie élastique totale naturelle ou induite*. Thèse de doctorat, Université de Bordeaux I, 1997.

-
- [43] C. ARISTEGUI et S. BASTE : Optimal recovery of the elasticity tensor of general anisotropic materials from ultrasonic velocity data. *The Journal of the Acoustical Society of America*, 101(2):813–833, 1997.
- [44] E.E. FRANCO, J.M. MEZA et F. BUIOCHI : Measurement of elastic properties of materials by the ultrasonic through-transmission technique. *Dyna*, 78(168):59–64, 2011.
- [45] E. PERONNET, M.L. PASTOR, R. HUILLERY, O. DALVERNY, S. MISTOU, M. KARAMA et S. GENOT : Non destructive investigation of defects in composite structures by full-field measurement methods. *Key Engineering Materials*, 550:135–142, 2013.
- [46] M. CHOI, K. KANG, J. PARK, W. KIM et K. KIM : Quantitative determination of a subsurface defect of reference specimen by lock-in infrared thermography. *NDT & E International*, 41(2):119–124, 2008.
- [47] C. GOIDESCU, H. WELEMANE, C. GARNIER, M. FAZZINI, R. BRAULT, E. PERONNET et S. MISTOU : Damage investigation in CFRP composites using full-field measurement techniques : Combination of digital image stereo-correlation, infrared thermography and X-ray tomography. *Composites Part B : Engineering*, 48:95–105, 2013.
- [48] N. LENOIR : *Comportement mécanique et rupture dans les roches argileuses étudiées par micro tomographie à rayons x*. Thèse de doctorat, Université Joseph-Fourier - Grenoble I, 2006.
- [49] X.E. GROS : An eddy current approach to the detection of damage caused by low-energy impacts on carbon fibre reinforced materials. *Materials & Design*, 16(3):167–173, 1995.
- [50] C. ZORNI : *Contrôle non destructif par courants de Foucault de milieux ferromagnétiques : de l'expérience au modèle d'interaction*. Thèse de doctorat, Université de Paris-Sud 11, 2012.
- [51] J. DUMONT-FILLON : *Contrôle non destructif (CND)*. r1400. Techniques de l'Ingénieur, 1996.
- [52] R.D. ADAMS et P. CAWLEY : A review of defect types and nondestructive testing techniques for composites and bonded joints. *NDT International*, 21(4):208–222, 1988.
- [53] J.L. PELLETIER, J.C. CARON et Y. LE TOHIC : *La pratique du contrôle industriel par ultrasons*, volume 1 Operateur information bureau d'études. Ecole Nationale supérieure d'Arts et Metiers, 1979.
- [54] W.J. STASZEWSKI, S. MAHZAN et R. TRAYNOR : Health monitoring of aerospace composite structures – Active and passive approach. *Composites Science and Technology*, 69(11–12):1678–1685, 2009.
- [55] S. MISTOU : *Développement d'un élément fini de coque composite à double courbure pour l'implémentation d'une application orientée objet*. Thèse de doctorat, Université de Bordeaux I, France, 2000.

- [56] G. FRAMEZELLE, F. LEPILLER, J. HATSCH et S. REMOND : Contrôle non destructif de structures composites pour l'aéronautique. *In COFREND*, 2011.
- [57] J.L. ROSE : *Ultrasonic Waves in Solid Media*. Cambridge University Press, Royaume-Uni, 1999.
- [58] J.E. ZIMMER et J.R. COST : Determination of elastic constants of a unidirectional fiber composite using ultrasonic velocity measurements. *Journal of the Acoustical Society of America*, 47:795–803, 1970.
- [59] S. SIVA SHASHIDHARA REDDY, K. BALASUBRAMANIAM, C.V. KRISHNAMURTHY et M. SHANKAR : Ultrasonic goniometry immersion techniques for the measurement of elastic moduli. *Composite Structures*, 67(1):3–17, 2005.
- [60] M. KARAMA et S. MISTOU : Détermination des caractéristiques élastiques tridimensionnelles d'un matériau composite par ultrasons. *In JST-AMAC/COFREND GSO*, Toulouse, France, 2006.
- [61] S. I. ROKHLIN et W. WANG : Double through-transmission bulk wave method for ultrasonic phase velocity measurement and determination of elastic constants of composite materials. *Journal of the Acoustical Society of America*, 91(6):3303–3312, 1992.
- [62] S. BAUDOIN et B. HOSTEN : Immersion ultrasonic method to measure elastic constants and anisotropic attenuation in polymer-matrix and fiber-reinforced composite materials. *Ultrasonics*, 34(2–5):379–382, 1996.
- [63] P. MARGUERES : *Développement de techniques d'investigation et de suivi du comportement des matériaux composites soumis à un endommagement évolutif*. Thèse de doctorat, Université de Technologie de Compiègne, 2000.
- [64] Y.C. CHU, A.D. DEGTYAR et S.I. ROKHLIN : On determination of orthotropic material moduli from ultrasonic velocity data in nonsymmetry planes. *Journal of the Acoustical Society of America*, 95(6):3191–3203, 1994.
- [65] A. CASTELLANO, P. FOTI, A. FRADOSSIO, S. MARZANO et M.D. PICCIONI : Mechanical characterization of CFRP composites by ultrasonic immersion tests : Experimental and numerical approaches. *Composites Part B : Engineering*, 66:299–310, 2014.
- [66] S. BASTE et B. HOSTEN : Evaluation de la matrice d'élasticité des composites orthotropes par propagation ultrasonore en dehors des plans principaux de symétrie. *Revue de Physique Appliquée*, 25(2):161–168, 1990.
- [67] P. MARGUERES et F. MERAGHNI : Damage induced anisotropy and stiffness reduction evaluation in composite materials using ultrasonic wave transmission. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 45:134–144, 2013.
- [68] R. EL BOUAZZAoui, S. BASTE et G. CAMUS : Development of damage in a 2d woven C/SiC composite under mechanical loading : II. Ultrasonic characterization. *Composites Science and Technology*, 56:1373–1382, 1996.
- [69] Y. CHEVALIER : *Essais dynamiques sur composites - Caractérisation aux hautes fréquences*. AM5401. Techniques de l'Ingénieur, 2003.

- [70] M.P. LUONG : Fatigue limit evaluation of metals using an infrared thermographic technique. *Mechanics of Materials*, 28(1–4):155–163, 1998.
- [71] M.L. PASTOR, X. BALANDRAUD, M. GREDIAC et J.L. ROBERT : Applying infrared thermography to study the heating of 2024-T3 aluminium specimens under fatigue loading. *Infrared Physics & Technology*, 51(6):505–515, 2008.
- [72] D. PAJANI et L. AUDAIRE : *Thermographie technologies et applications*. Techniques de l'Ingénieur, 2001.
- [73] D. PAJANI : *Thermographie - principes et mesures*. Techniques de l'Ingénieur, 2001.
- [74] A. CHRYSOCHOOS : Infrared thermography, a potential tool for analysing the material behaviour. *Mécanique & Industries*, 3(1):3–14, 2002.
- [75] S. GUIBERT : *La thermographie infrarouge à détection synchrone appliquée aux matériaux composites*. Master, Université Laval, Québec, Canada, 2007.
- [76] C. GOIDESCU : *Caractérisation et modélisation de l'endommagement par microfissuration des composites stratifiés - Apports des mesures de champs et de l'homogénéisation*. Thèse de doctorat, Université de Toulouse, 2011.
- [77] G. LECOMPTE : *Analyse d'images radioscopiques et fusion d'informations multimodales pour l'amélioration du contrôle de pièces de fonderie*. Thèse de doctorat, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2005.
- [78] P. BADEL : *Analyse mésoscopique du comportement mécanique des renforts tissés de composites utilisant la tomographie aux rayons X*. Thèse de doctorat, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2008.
- [79] V. CARMONA : *Etude de l'endommagement de matériaux composites par tomographie X et émission acoustique*. Thèse de doctorat, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, France, 2009.
- [80] M. FAZZINI : *Développement de méthodes d'intégration des mesures de champs*. Thèse de doctorat, Institut National Polytechnique de Toulouse, 2009.
- [81] M.A. SUTTON, S.R. MC NEILL, J.D. HELM et Y.J. CHAO : Advances in two-dimensional and three-dimensional computer vision. *Photomechanics (Topics in Applied Physics)*, 77:323–372, 2000.
- [82] D. LECOMPTE : *Elastic and elasto-plastic material parameter identification by inverse modeling of static tests using digital image correlation*. Thèse de doctorat, Vrije Universiteit Brussel and Koninklijke Militaire School, 2007.
- [83] AFNOR : Essais non destructifs. Terminologie. Partie 9 : Termes utilisés en contrôle par émission acoustique. Norme NF EN 1330-9, 2000.
- [84] M. PERRIN : *Etude et caractérisation par émission acoustique et mesures électrochimiques de la fragilisation par l'hydrogène des câbles de précontrainte. Application aux ouvrages d'art*. Thèse de doctorat, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2009.
- [85] A. NIELSEN : *Acoustic emission source based on pencil lead breaking*, volume 80. Svejsecentralen, 1980.

- [86] J. ROGET : *Essais non destructifs, l'émission acoustique. Mise en oeuvre et applications*. AFNOR, CETIM, 1988.
- [87] J. ROGET : *Emission acoustique*. r3200. Techniques de l'Ingénieur, 1990.
- [88] A. QUISPITUPA, B. SHAFIQ, F. JUST et D. SERRANO : Acoustic emission based tensile characteristics of sandwich composites. *Composites Part B : Engineering*, 35(6–8):563–571, 2004.
- [89] G. QI, A. BARHORST, J. HASHEMI et G. KAMALA : Discrete wavelet decomposition of acoustic emission signals from carbon-fiber-reinforced composites. *Composites Science and Technology*, 57(4):389–403, 1997.
- [90] C. LU, P. DING et Z. CHEN : Time-frequency Analysis of Acoustic Emission Signals Generated by Tension Damage in CFRP. *Procedia Engineering*, 23:210–215, 2011.
- [91] V. KOSTOPOULOS, T. LOUTAS et K.G. DASSIOS : Fracture behavior and damage mechanisms identification of SiC/glass ceramic composites using AE monitoring. *Composites Science and Technology*, 67(7–8):1740–1746, 2007.
- [92] S. MOMON, N. GODIN, P. REYNAUD, M. R'MILI et G. FANTOZZI : Un-supervised and supervised classification of AE data collected during fatigue test on CMC at high temperature. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 43(2):254–260, 2012.
- [93] S.T. KIM et 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 : A*, 234–236:322–326, 1997.
- [94] M. BENZEGGAGH, S. BARRE, B. ECHALIER et R. JACQUEMET : Etude de l'endommagement de matériaux composites à fibres courtes et à matrice thermoplastique. In *AMAC Journées Nationales Composites*, volume 8, pages 703–714, Paris, France, 1992.
- [95] O. CHEN, P. KARANDIKAR, N. TAKEDA et T. KISHI : Acoustic emission characterization of glass-matrix composite. *Non Destructive testing and Evaluation*, 8-9:869–878, 1992.
- [96] O. CEYSSON, M. SALVIA et L. VINCENT : Damage mechanisms characterization of carbon fibre/epoxy composite laminates by both electrical resistance measurements and acoustic analysis. *Scripta Materialia*, 34(8):1273–1280, 1996.
- [97] M. KHAROUBI, L. FATMI, R. EL GUERJOUMA et R. BERBAOUI : Identification du dommage par EA de stratifiés composites chargés en statique et cyclique. In *10ème Congrès Français d'Acoustique*, Lyon, France, 2010.
- [98] K. FUKUNAGA : *Introduction to statistical pattern recognition*. Academic Press, San Antonio, CA, USA, 2nd édition, 1990.
- [99] T.H. LOUTAS et V. KOSTOPOULOS : Health monitoring of carbon/carbon, woven reinforced composites. Damage assessment by using advanced signal processing techniques. Part I : Acoustic emission monitoring and damage mechanisms evolution. *Composites Science and Technology*, 69(2):265–272, 2009.

-
- [100] N. GODIN, M. R'MILI, P. REYNAUD, J. LAMON et G. FANTOZZI : Acoustic emission and composite : Interest and limitation of pattern recognition technique. *In Comptes rendus des JNC 17*, Poitiers, France, 2011.
- [101] ENVIROCOUSTICS SA. Noesis© 5.6.50. Advanced Acoustic Emission Data Analysis Pattern Recognition & Neural Networks Software for Acoustic Emission Applications, 2011. Reference Manual.
- [102] G. LA ROSA et A. RISITANO : Thermographic methodology for rapid determination of the fatigue limit of materials and mechanical components. *International Journal of Fatigue*, 22:65–73, 2000.
- [103] H. LOUCHE : *Analyse par thermographie infrarouge des effets dissipatifs de la localisation dans des aciers*. Thèse de doctorat, Université Montpellier II - Sciences et Techniques du Languedoc, 1999.
- [104] J. MONTESANO, H. BOUGHERARA et Z. FAWAZ : Application of infrared thermography for the characterization of damage in braided carbon fiber reinforced polymer matrix composites. *Composites Part B : Engineering*, 60:137–143, 2014.
- [105] L. TOUBAL, M. KARAMA et B. LORRAIN : Damage evolution and infrared thermography in woven composite laminates under fatigue loading. *International Journal of Fatigue*, 28:1867–1872, 2006.
- [106] L. TOUBAL : *Approches analytique et expérimentale de l'endommagement par fatigue d'un composite carbone/epoxy*. Thèse de doctorat, Université de Toulouse, 2004.
- [107] J. MONTESANO, Z. FAWAZ et H. BOUGHERARA : Use of infrared thermography to investigate the fatigue behavior of a carbon fiber reinforced polymer composite. *Composite Structures*, 97:76–83, 2013.
- [108] A. BENAARBIA, A. CHRYSOCHOOS et G. ROBERT : Kinetics of stored and dissipated energies associated with cyclic loadings of dry polyamide 6.6 specimens. *Polymer Testing*, 34:155–167, 2014.
- [109] T. LISLE, C. BOUVET, M.L. PASTOR, P. MARGUERES et R. PRIETO CORRAL : Damage analysis and fracture toughness evaluation in a thin woven composite laminate under static tension using infrared thermography. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 53:75–87, 2013.
- [110] B. VALES : *Caractérisation thermo-mécanique de l'endommagement des composites stratifiés par Thermographie Infrarouge*. Master recherche, Université de Bourgogne, France, 2014.
- [111] M.L. PASTOR : *Contribution à l'étude en fatigue de structures en aluminium renforcées par patches composites*. Thèse de doctorat, Université Blaise Pascal - Clermont-Ferrand II, 2007.
- [112] E.Z. KORDATOS, K.G. DASSIOS, D.G. AGGELIS et T.E. MATIKAS : Rapid evaluation of the fatigue limit in composites using infrared lock-in thermography and acoustic emission. *Mechanics Research Communications*, 54:14–20, 2013.

- [113] D.S. DE VASCONCELLOS, F. TOUCHARD et L. CHOCINSKI-ARNAULT : Tension–tension fatigue behaviour of woven hemp fibre reinforced epoxy composite : A multi-instrumented damage analysis. *International Journal of Fatigue*, 59:159–169, 2014.
- [114] M. NADERI, A. KAHIRDEH et M.M. KHONSARI : Dissipated thermal energy and damage evolution of Glass/Epoxy using infrared thermography and acoustic emission. *Composites Part B : Engineering*, 43(3):1613–1620, 2012.
- [115] E.Z. KORDATOS, D.G. AGGELIS et T.E. MATIKAS : Monitoring mechanical damage in structural materials using complimentary NDE techniques based on thermography and acoustic emission. *Composites Part B : Engineering*, 43(6):2676–2686, 2012.
- [116] Norme ISO 527-1. Plastiques - Détermination des propriétés en traction - Partie 1 : principes généraux, 2012.
- [117] Norme ISO 527-5. Plastiques - Détermination des propriétés en traction - Partie 5 : conditions d'essai pour les composites plastiques renforcés de fibres unidirectionnelles, 2009.
- [118] CES Selector, <http://www.grantadesign.com/>.
- [119] Catman Easy, <http://www.hbm.com/>.
- [120] B. CASTAGNEDE, J.T. JENKINS, W. SACHSE et S. BASTE : Optimal determination of the elastic constants of composite materials from ultrasonic wave-speed measurements. *Journal of Applied Physics*, 67(6):2753–2761, 1990.
- [121] B.P.C RAO, T. JAYAKUMAR, D.B. BHATTACHARYA et B. RAJ : New methodology for precise ultrasonic velocity measurement and its applications. *Journal of Pure and Applied Ultrasonics*, 15(2):53–59, 1993.
- [122] J. VISHNUVARDHAN, C.V. KRISHNAMURTHY et K. BALASUBRAMANIAM : Genetic algorithm reconstruction of orthotropic composite plate elastic constants from a single non-symmetric plane ultrasonic velocity data. *Composites Part B : Engineering*, 38(2):216–227, 2007.
- [123] N. TOYAMA, T. OKABE, N. TAKEDA et T. KISHI : Effect of transverse cracks on lamb wave velocity in CFRP cross-ply laminates. *Journal of Materials Science Letters*, 21(4):271–273, 2002.
- [124] Altair by FLIR Systems, <http://www.flir.com/>.
- [125] M. MOEVUS, N. GODIN, M. R'MILI, D. ROUBY, P. REYNAUD, G. FANTOZZI et G. FARIZY : Analysis of damage mechanisms and associated acoustic emission in two SiCf/[Si-B-C] composites exhibiting different tensile behaviours. Part II : Unsupervised acoustic emission data clustering. *Composites Science and Technology*, 68(6):1258–1265, 2008.
- [126] Y.Z. PAPPAS et V. KOSTOPOULOS : Toughness characterization and acoustic emission monitoring of a 2-D carbon/carbon composite. *Engineering Fracture Mechanics*, 68(14):1557–1573, 2001.

-
- [127] P. GERMAIN, Q.S. NGUYEN et P. SUQUET : Continuum thermodynamics. *Journal of Applied Mechanics*, 50(4b):1010–1020, 1983.
- [128] G.A. MAUGIN et W. MUSCHIK : Thermodynamics with internal variables. Part I. General concepts. *Journal of Non-Equilibrium Thermodynamics*, 19:217–249, 1994.
- [129] B. BERTHEL : *Mesures thermographiques de champs de dissipation accompagnant la fatigue à grand nombre de cycles des aciers*. Thèse de doctorat, Université Montpellier II, 2007.
- [130] T. BOULANGER, A. CHRYSOCHOOS, C. MABRU et A. GALTIER : Calorimetric analysis of dissipative and thermoelastic effects associated with the fatigue behavior of steels. *International Journal of Fatigue*, 26:221–229, 2004.
- [131] B. BERTHEL, B. WATRISSE, A. CHRYSOCHOOS et A. GALTIER : Thermographic analysis of fatigue dissipation properties of steel sheets. *Strain*, 43:273–279, 2007.
- [132] P.S. JEON, J.H. KIM, H.J. KIM et J. YOO : Thermal conductivity measurement of anisotropic material using photothermal deflection method. *Thermochimica Acta*, 477(1–2):32–37, 2008.
- [133] H. YU, A. NONN, S. SCHNEIDERS, D. HEIDER et S.G. ADVANI : An approach to enhance through-thickness thermal conductivity of polymeric fiber composites. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 59:20–28, 2013.
- [134] C.T. PAN et H. HOCHENG : Evaluation of anisotropic thermal conductivity for unidirectional FRP in laser machining. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 32(11):1657–1667, 2001.
- [135] G.S. SPRINGER et S.W. TSAI : Thermal Conductivities of Unidirectional Materials. *Journal of Composite Materials*, 1(2):166–173, 1967.
- [136] A. GIRAUD, C. GRUESCU, D. P. DO, F. HOMAND et D. KONDO : Effective thermal conductivity of transversely isotropic media with arbitrary oriented ellipsoidal inhomogeneities. *International Journal of Solids and Structures*, 44(9):2627–2647, 2007.
- [137] A.H. MULIANA et J.S. KIM : A two-scale homogenization framework for non-linear effective thermal conductivity of laminated composites. *Acta Mechanica*, 212(3-4):319–347, 2009.
- [138] L.L. JIANG, G.D. XU, S. CHENG, X.M. LU et T. ZENG : Predicting the thermal conductivity and temperature distribution in 3d braided composites. *Composite Structures*, 108:578–583, 2014.
- [139] R. ROLFES et U. HAMMERSCHMIDT : Transverse thermal conductivity of CFRP laminates : A numerical and experimental validation of approximation formulae. *Composites Science and Technology*, 54(1):45–54, 1995.
- [140] L. DORMIEUX, D. KONDO et F.J. ULM : *Microporomechanics*. John Wiley & Sons, 2006.

- [141] B. VALES, V. MUNOZ, H. WELEMANE, M.L. PASTOR, B. TRAJIN, M. PERRIN, A. CANTAREL et M. KARAMA : Heat source estimation in anisotropic materials. *Soumis à Composite Structures*, 2015.
- [142] A. NORRIS : On the correspondence between poroelasticity and thermoelasticity. *Journal of Applied Physics*, 71(3):1138–1141, 1992.
- [143] S. TORQUATO : *Random heterogeneous materials : microstructure and macroscopic properties*. Springer Science & Business Media, 2013.
- [144] C. GRUESCU, A. GIRAUD, F. HOMAND, D. KONDO et D.P. DO : Effective thermal conductivity of partially saturated porous rocks. *International Journal of Solids and Structures*, 44(3–4):811–833, 2007.
- [145] J.D. ESHELBY : The Determination of the Elastic Field of an Ellipsoidal Inclusion, and Related Problems. *Proceedings of the Royal Society of London A : Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 241(1226):376–396, 1957.
- [146] J.G. BERRYMAN : Generalization of Eshelby’s Formula for a Single Ellipsoidal Elastic Inclusion to Poroelasticity and Thermoelasticity. *Physical Review Letters*, 79(6):1142–1145, 1997.
- [147] H.S CARSLAW et J.C. JAEGER : *Conduction of heat in solids*. Clarendon Press. Oxford, 1959.
- [148] V.M. LEVIN et J.M. ALVAREZ-TOSTADO : Eshelby’s formula for an ellipsoidal elastic inclusion in anisotropic poroelasticity and thermoelasticity. *International Journal of Fracture*, 119(4):L77–L82, 2003.
- [149] H. HIROSHI et T. MINORU : Equivalent inclusion method for steady state heat conduction in composites. *International Journal of Engineering Science*, 24(7):1159–1172, 1986.
- [150] T. MORI et K. TANAKA : Average stress in matrix and average elastic energy of materials with misfitting inclusions. *Acta Metallurgica*, 21(5):571–574, 1973.
- [151] Norme ISO 13003. Palstiques renforcés de fibres - Détermination des propriétés de fatigue en conditions de chargement cycliques, 2003.
- [152] N. UDA, K. ONO et . KUNOO : Compression fatigue failure of CFRP laminates with impact damage. *Composites Science and Technology*, 69(14):2308–2314, 2009.
- [153] M. R’MILI, M. MOEVUS et N. GODIN : Statistical fracture of E-glass fibres using a bundle tensile test and acoustic emission monitoring. *Composites Science and Technology*, 68(7–8):1800–1808, 2008.
- [154] R. GUTKIN, C.J. GREEN, S. VANGRATTANACHAI, S.T. PINHO, P. ROBINSON et P.T. CURTIS : On acoustic emission for failure investigation in CFRP : Pattern recognition and peak frequency analyses. *Mechanical Systems and Signal Processing*, 25(4):1393–1407, 2011.
- [155] K. KOMAI, K. MINOSHIMA et T. SHIBUTANI : Investigations of the Fracture Mechanism of Carbon/Epoxy Composites by AE Signal Analyses. *JSME International Journal. Ser. 1, Solid Mechanics, Strength of Materials*, 34(3):381–388, 1991.

- [156] G. FARGIONE, A. GERACI, G. LA ROSA et A. RISITANO : Rapid determination of the fatigue curve by the thermographic method. *International Journal of Fatigue*, 24(1):11–19, 2002.

Annexe 1 - Paramètres d'émission acoustique

Time of test : temps d'arrivée en jour/heure/minute/seconde, par rapport au début du test

Amplitude : amplitude maximale en dB

Energy : énergie (enveloppe) en volt par seconde

Counts : nombre d'alternances qui dépassent le seuil de détection

Duration : durée en micro-secondes

Rise time : temps de montée (entre le début et le maximum d'amplitude) en micro-secondes

Counts to peak : nombre d'alternances entre le début de la salve et l'amplitude maximale

Average frequency : fréquence moyenne, rapport entre le nombre d'alternances et la durée de la salve

Reverberation frequency : fréquence de la décroissance de la salve, rapport entre le nombre d'alternances de la décroissance et sa durée

Initiation frequency : fréquence d'initiation, rapport entre le nombre d'alternances de la phase d'initiation et sa durée

Signal strength : intensité du signal

Absolute energy : énergie absolue, intégrale du signal au carré sur la durée de la salve

Threshold : seuil de détection en dB

ASL : tension efficace en dB

RMS : tension efficace en volt

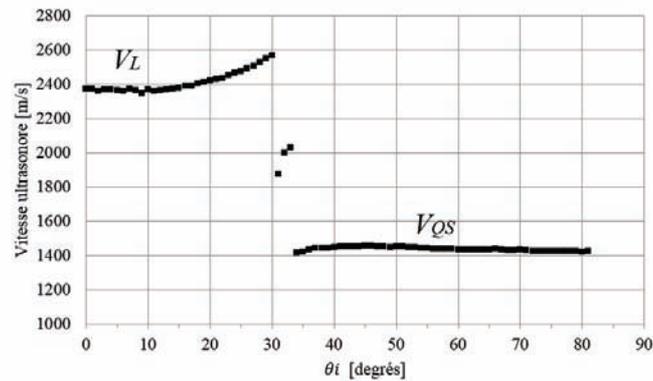
Frequency centroid : barycentre fréquentiel de la salve

Peak frequency : fréquence au maximum du pic de la transformée de Fourier

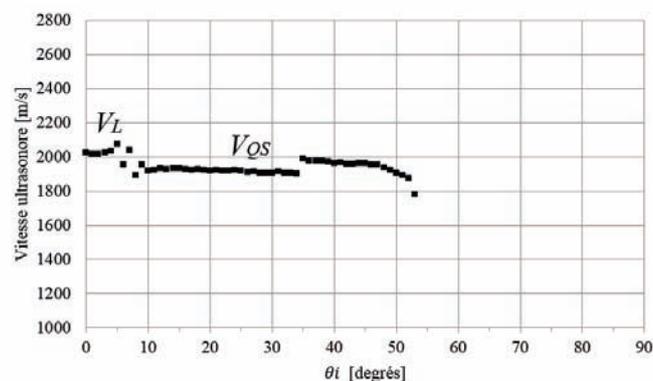
Partial Powers : répartition d'énergie par bande de fréquence

Annexe 2 - Vitesses ultrasonores pour la caractérisation ultrasonore

On présente ici les graphiques des vitesses ultrasonores dans les plans $\mathbf{x}_2\text{-}\mathbf{x}_3$ ($\Phi = 0^\circ$) et $\mathbf{x}_1\text{-}\mathbf{x}_3$ ($\Phi = 90^\circ$) pour les deux autres éprouvettes utilisées pour la caractérisation ultrasonore (éprouvette 2 et éprouvette 3). La figure 4.33 présente les vitesses ultrasonores mesurées pour l'éprouvette 2 dans le plan $\mathbf{x}_2\text{-}\mathbf{x}_3$ ($\Phi = 0^\circ$) (figure 4.33(a)) et dans le plan $\mathbf{x}_1\text{-}\mathbf{x}_3$ ($\Phi = 90^\circ$) (figure 4.33(b)).



(a) plan $\mathbf{x}_2\text{-}\mathbf{x}_3$ ($\Phi = 0^\circ$)



(b) plan $\mathbf{x}_1\text{-}\mathbf{x}_3$ ($\Phi = 90^\circ$)

FIGURE 4.33 – Vitesse ultrasonore par rapport à l'angle d'incidence de l'éprouvette 2

De la même manière, la figure 4.34 présente les vitesses ultrasonores mesurées pour l'éprouvette 3 dans le plan $\mathbf{x}_2\text{-}\mathbf{x}_3$ ($\Phi = 0^\circ$) (figure 4.34(a)) et dans le plan $\mathbf{x}_1\text{-}\mathbf{x}_3$ ($\Phi = 90^\circ$) (figure 4.34(b)).

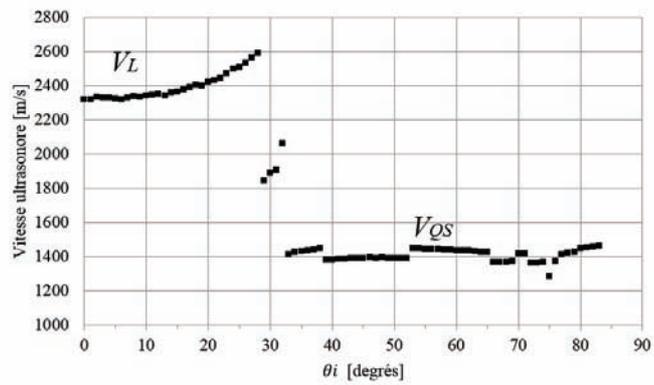
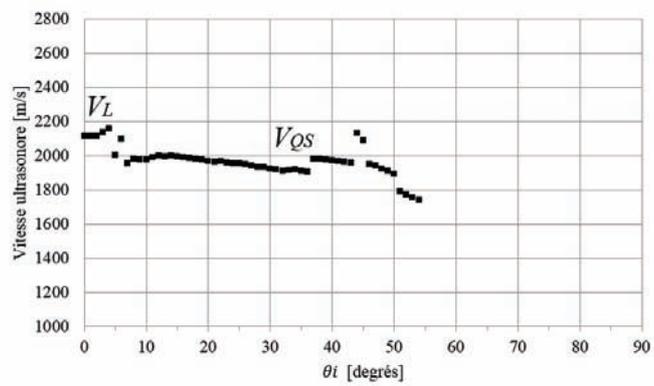
(a) plan x_2 - x_3 ($\Phi = 0^\circ$)(b) plan x_1 - x_3 ($\Phi = 90^\circ$)

FIGURE 4.34 – Vitesse ultrasonore par rapport à l'angle d'incidence de l'éprouvette 3

Annexe 3 - Résultats des essais de traction quasi-statique à 45°

On présente ici, les résultats issus de la méthode de reconnaissance de formes pour l'essai à 45°. D'abord, sur la figure 4.35 on observe l'évolution de la température moyenne de l'éprouvette au cours de l'essai de traction quasi-statique. On constate que le comportement thermique est similaire à celui trouvé pour l'essai à 90° (figure 3.2(c)).

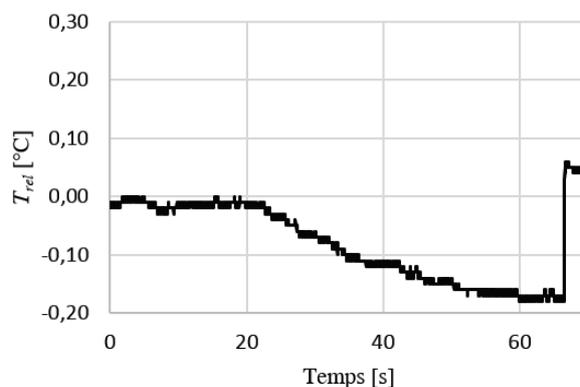


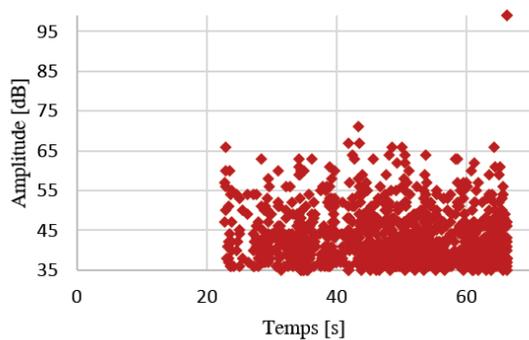
FIGURE 4.35 – Evolution de la température moyenne relative au cours de l'essai de traction quasi-statique pour l'essai à 45°

Ensuite sur la figure 4.36, on présente les deux mécanismes d'endommagement dissociés par la méthode de reconnaissance de formes. On montre, à nouveau, la similarité des données avec l'essai à 90° (figure 3.12).

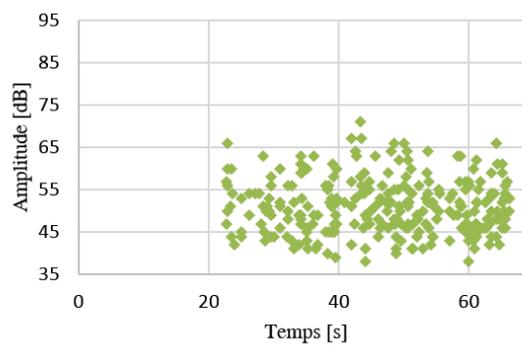
Le tableau 4.9 présente la valeur moyenne de chacun des descripteurs discriminatifs des 2 mécanismes d'endommagement pour l'essai à 45°. Ces valeurs sont très similaires à celles de l'essai à 90° (tableau 3.4).

Descripteurs	Fissuration matricielle	Décohésion fibres-matrice
Amplitude [dB]	42	51
Temps de montée [μ s]	36	58
Durée [μ s]	137	550

TABLE 4.9 – Valeurs moyennes des descripteurs acoustiques de chaque mécanisme d'endommagement pour l'essai à 45°



(a) fissuration matricielle



(b) décohésion fibres-matrice

FIGURE 4.36 – Classement en fonction de l'amplitude et du temps des mécanismes d'endommagement identifiés pour l'essai à 45° (algorithme k-means, 3 descripteurs, 2 classes)

Annexe 4 - Corrélation EA-TI de l'essai à 90°

On présente ici, les corrélations EA-TI des essais quasi-statiques pour l'éprouvette à 90°. Il est important de noter que la taille des champs de température des figures présentées ici et au chapitre 3 est de 226×39 pixels (87×15 mm²) pour l'essai à 0° et de 154×33 pixels (94×20 mm²) pour l'essai à 90°. Pour les essais de fatigue, la taille des cartes des champs de température est de 188×59 pixels (62×19 mm²) pour l'essai $\sigma_{max} = 0.65\sigma_{rup}$ et de 187×53 pixels (68×19 mm²) pour l'essai $\sigma_{max} = 0.55\sigma_{rup}$.

Nous étudions maintenant la corrélation entre les phénomènes acoustiques et thermiques de l'éprouvette à 90°.

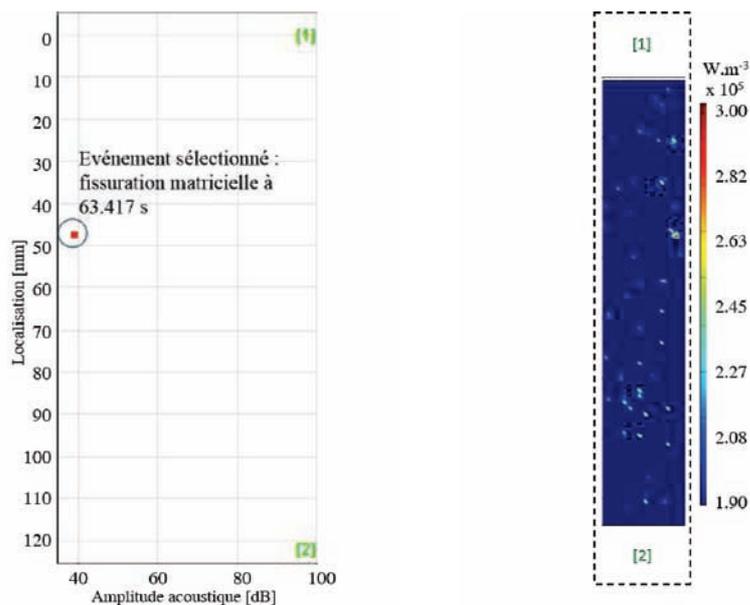
Phénomènes de faible amplitude

EA corrélée à la source de chaleur

Nous considérons ici un événement acoustique de faible amplitude produit par la fissuration matricielle. La figure 4.37(a) présente un événement sélectionné de l'essai à 90°, faisant 39 dB d'amplitude. Cet événement a lieu à $t = 63.417$ s après le début de l'essai quasi-statique. Nous considérons que la source de chaleur associée à cet événement devrait au maximum se situer dans un intervalle de temps de une seconde autour de l'instant d'occurrence de l'émission acoustique, soit l'intervalle $t = 63.417 \pm 0.5$ s. On analyse donc les sources de chaleur obtenues à l'aide des images thermiques comprises dans cet intervalle, soit 150 images d'après la fréquence d'acquisition thermique choisie. La figure 4.37(b) présente la carte de la source de chaleur trouvée dans l'intervalle. Cependant, on observe dans la figure 3.18(c) que plusieurs sources de chaleur de même intensité de chaleur sont réparties aléatoirement sur la surface de l'éprouvette à ce moment précis. Il est donc difficile de faire des corrélations entre les événements acoustiques de faible amplitude avec les sources de chaleur.

Source de chaleur corrélée à l'EA

De la même manière, une source de chaleur est prise comme référence dans le but de la corréler avec un événement acoustique. La figure 4.38(a) présente une source de chaleur pour l'essai à 90° sélectionnée, ayant lieu à $t = 28.689$ s (35% de la contrainte à la rupture) et d'intensité 4×10^5 W m⁻³. Nous considérons à nouveau un intervalle d'étude de 1 seconde autour de cet instant (28.689 ± 0.5 s). La figure 4.38(b) montre la localisation par rapport à l'amplitude des événements acoustiques pour cet intervalle de temps. Cependant, aucun événement acoustique n'est trouvé dans l'intervalle, ce qui démontre encore la difficulté de mettre en évidence toute corrélation entre les faibles



(a) amplitude acoustique dans l'intervalle $t = 63.417 \pm 0.5$ s

(b) champ de sources de chaleur à $t = 63.417$ s

FIGURE 4.37 – Analyse de corrélation entre une faible amplitude acoustique et des sources de chaleur (essai à 90°)

sources de chaleur et les événements acoustiques.

Phénomènes de grande amplitude

EA corrélé à la source de chaleur

Dans ce cas, nous considérons un événement d'EA de l'essai à 90° montré dans la figure 4.39(a). Cet événement de 75 dB a eu lieu à $t = 38.927$ s. La méthode de reconnaissance de forme nous a permis de voir que les deux salves correspondant à cet événement ont été identifiées comme provenant de la décohésion fibres-matrice. En suivant la même procédure qu'auparavant, la figure 4.39(b) présente le champ de sources de chaleur avec la valeur maximale dans l'intervalle de 1 seconde trouvée et présentant la valeur de source de chaleur la plus élevée (en l'occurrence $2.04 \times 10^7 \text{ W m}^{-3}$), on constate sur la figure 4.40 que la source de chaleur atteint effectivement cette valeur maximale juste à l'instant de l'événement acoustique, ce qui confirme la bonne concordance des phénomènes acoustiques et thermiques dans le temps. En outre, on observe que l'événement d'EA et la source de chaleur maximale sont localisés dans la partie supérieure de l'éprouvette, proche du capteur [1] (figure 4.39). Spatialement, la différence de localisation des événements de source de chaleur et d'EA est de 11%.

Source de chaleur corrélée à l'EA

Dans ce dernier cas, nous considérons une source de chaleur de forte intensité ($1.71 \times 10^7 \text{ W m}^{-3}$) produite à $t = 42.216$ s lors de l'essai à 90° (figure 4.41(a)). Dans l'intervalle de temps $t = 42.216 \pm 0.5$ s, l'événement d'amplitude acoustique la plus élevée (55 dB) est trouvé à $t = 42.220$ s (erreur de 0.01%) et correspond à une décohésion fibre-matrice (figure 4.41(b)). Comme auparavant, on observe dans la figure 4.42 la bonne

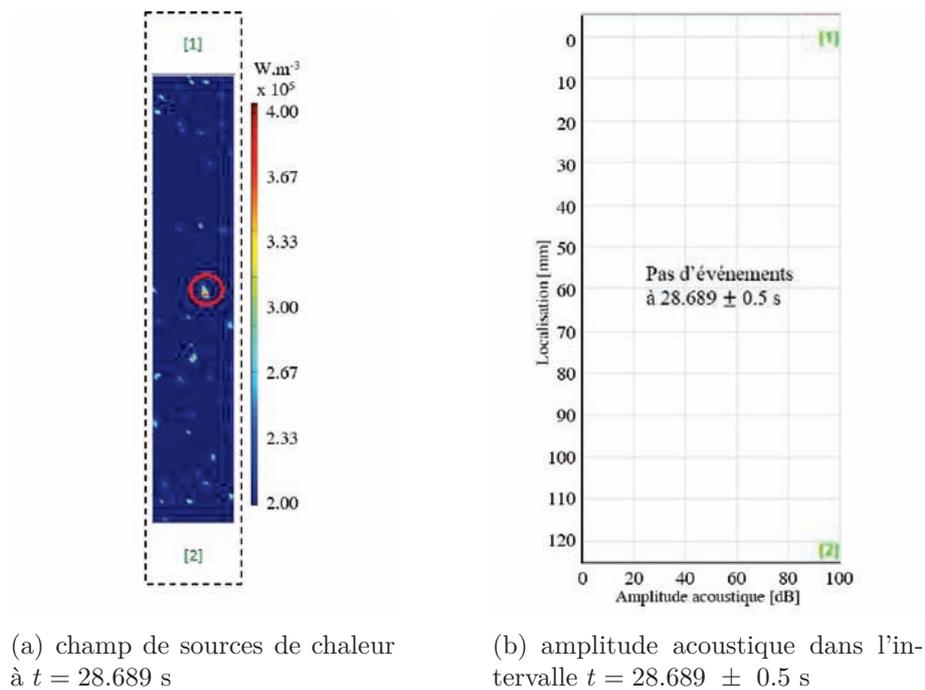


FIGURE 4.38 – Analyse de corrélation entre une source de chaleur de faible intensité et l'amplitude acoustique (essai à 90°)

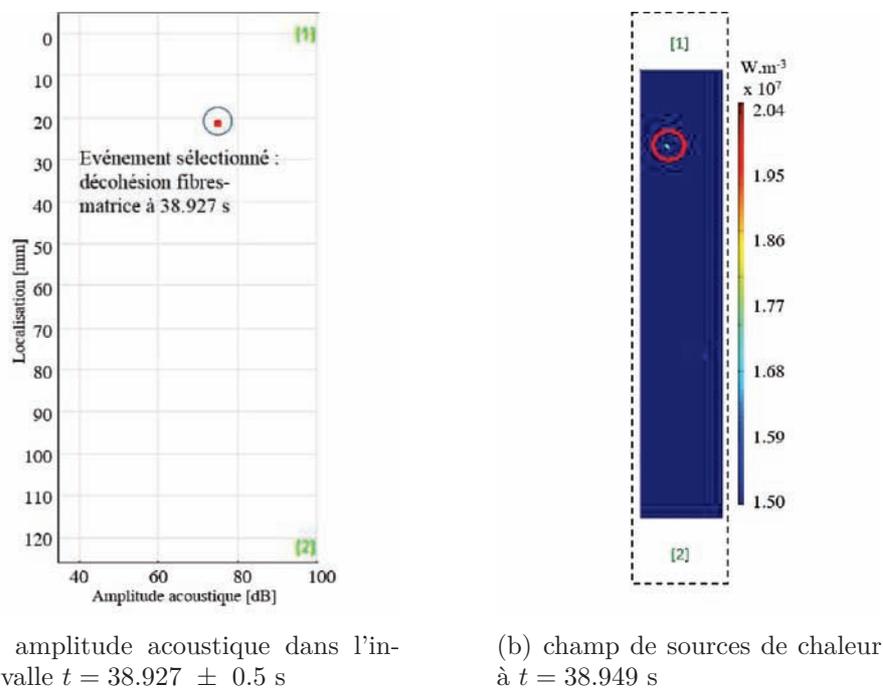


FIGURE 4.39 – Analyse de corrélation entre EA de grande amplitude et des sources de chaleur (essai à 90°)

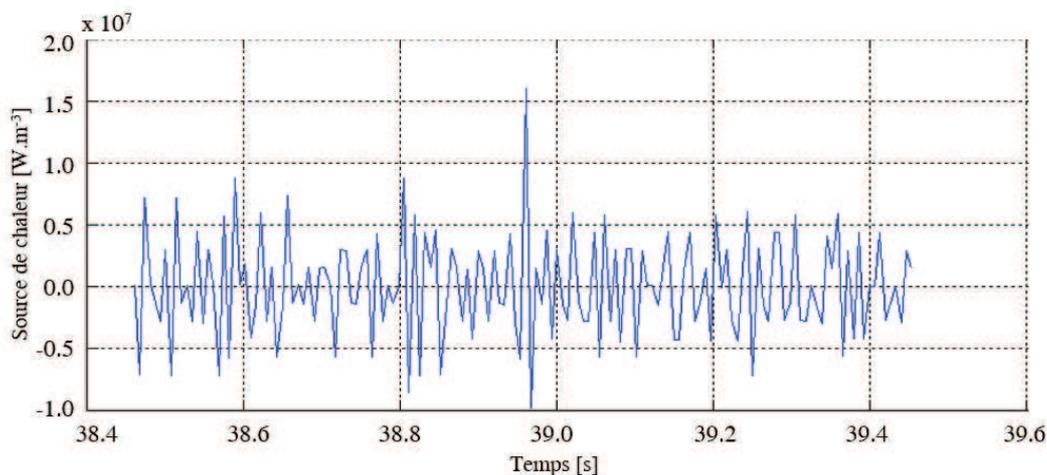
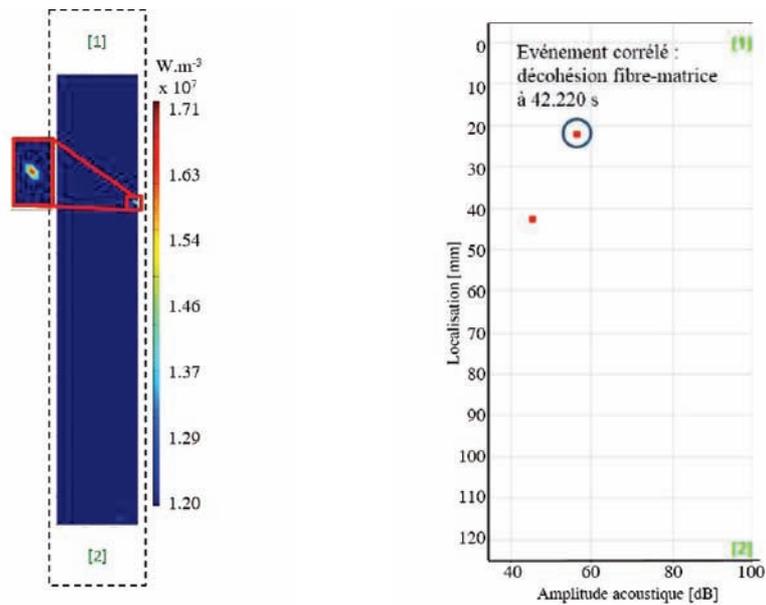


FIGURE 4.40 – Variation de la source de chaleur pour le pixel présentant la source de chaleur la plus élevée pendant l'intervalle $t = 38.927 \pm 0.5$ s (essai à 90°)

correspondance de temps entre la valeur maximale de source de chaleur (pour le pixel ayant la valeur de dissipation la plus élevée) et l'événement d'émission acoustique. La source de chaleur et l'événement acoustique sont localisés dans la même zone de l'éprouvette (proche du capteur [1]) avec un erreur de 21% dans la position spatiale (figure 4.41(b)).

Analyse de la rupture

Les mêmes observations sont faites à l'instant de rupture de l'éprouvette à 90° (figures 4.43(b) et 4.43(c)). En plus des changements de vitesse, une telle différence de localisation peut être liée à la nature plus fragile et donc à l'instabilité, de la rupture dans ce cas. En effet, la figure 4.43(a) montre que la rupture finale de l'éprouvette se produit transversalement à l'axe de chargement, induite par le point le plus faible de la matrice époxyde.



(a) champ de sources de chaleur à $t = 42.216$ s

(b) amplitude acoustique dans l'intervalle $t = 42.216 \pm 0.5$ s

FIGURE 4.41 – Analyse de corrélation entre une source de chaleur élevée et l'amplitude acoustique (essai à 90°)

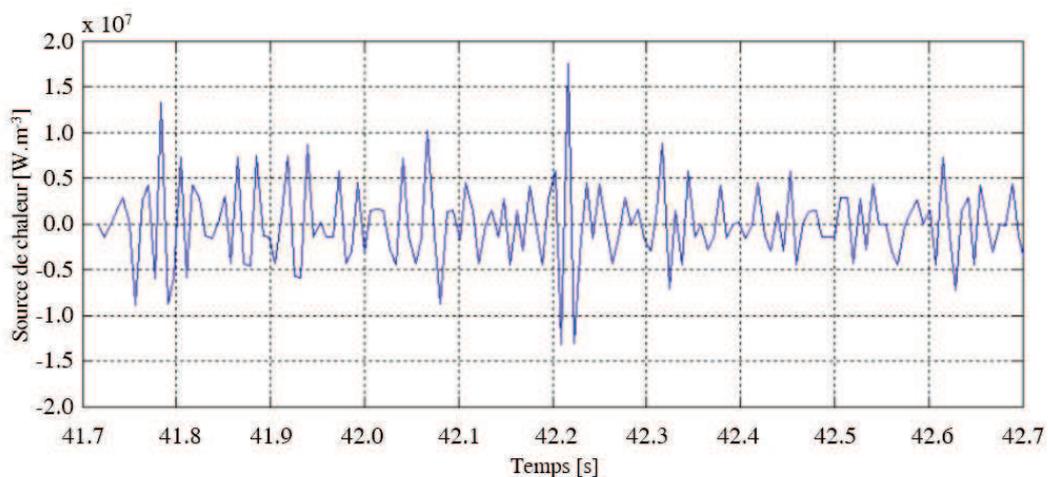


FIGURE 4.42 – Variation de la source de chaleur pour le pixel présentant la source de chaleur la plus élevée pendant l'intervalle $t = 42.216 \pm 0.5$ s (essai à 90°)

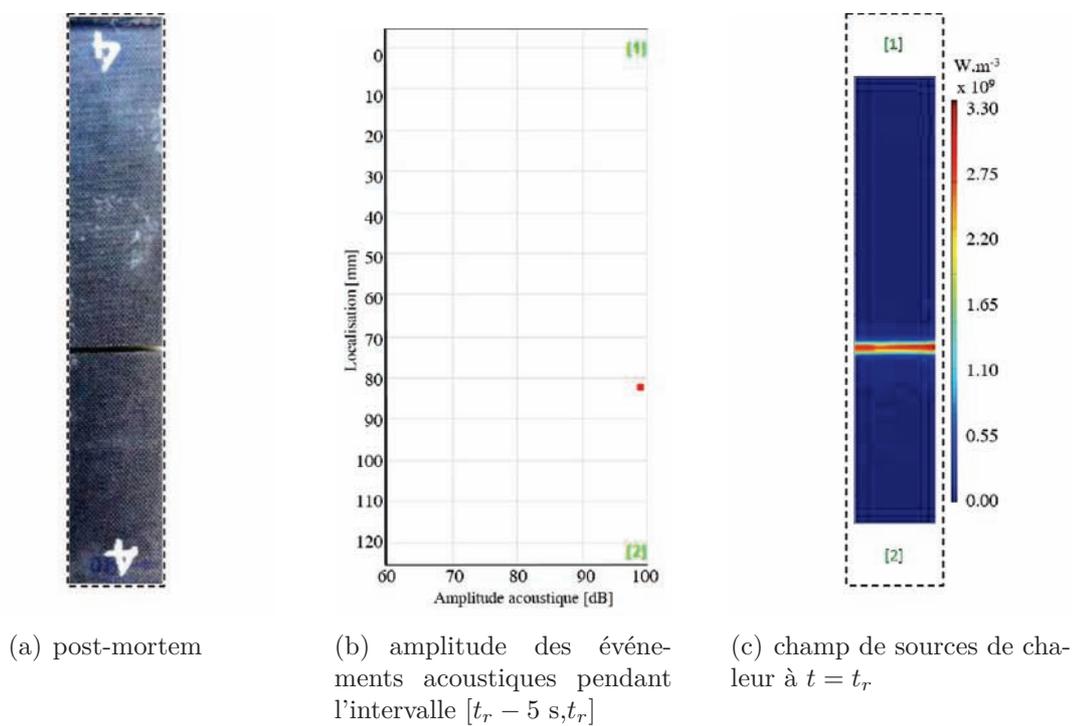


FIGURE 4.43 – Analyse de corrélation entre l’EA et les sources de chaleur autour du temps de rupture t_r (essai à 90°)

Résumé

Ce travail porte sur la caractérisation de l'endommagement des matériaux composites carbone/époxyde stratifiés. L'une des difficultés associée à son utilisation et qui limite encore son développement tient en particulier à la variabilité inhérente à son comportement, liée notamment à la présence de défauts induits en service. Ce travail propose une étude de l'endommagement par le biais d'un couplage de deux méthodes de suivi non destructives : l'émission acoustique (EA) et la thermographie infrarouge (TI). L'enjeu est d'analyser les corrélations spatiales et temporelles des événements acoustiques et thermiques mesurés lors de la sollicitation. A cette fin, la caractérisation par EA, et en particulier l'identification des mécanismes d'endommagement, est réalisée par le biais d'algorithmes de reconnaissance de forme non supervisés. Quant à la TI, les champs de température obtenus sont utilisés pour déterminer les champs de sources de chaleur qui mettent en évidence le comportement thermomécanique du matériau. Cette démarche s'appuie sur des arguments thermodynamiques (l'équation de la chaleur), un traitement du signal au vu du caractère bruité et discret de ces mesures ainsi qu'une modélisation micromécanique pour rendre compte de la conductivité thermique anisotrope du composite. Une première campagne expérimentale permet de caractériser le matériau par le biais des essais de traction et ultrasonores en immersion. L'endommagement généré et les corrélations entre les événements acoustiques et thermiques sont ensuite étudiés lors d'une seconde campagne expérimentale sous sollicitations quasi-statiques puis cycliques de fatigue uniaxiale. Ces études confirment la concordance des manifestations acoustiques et des dissipations thermiques pour un certain nombre de mécanismes d'endommagement.

Mots clés : stratifié carbone/époxyde, émission acoustique, thermographie infrarouge, sources de chaleur, mécanismes d'endommagement

Abstract

This work deals with the damage characterization of laminated composites carbon/epoxy. One of the difficulties associated with its use and that still limits its development concerns particularly its inherent variability on the behavior, in particular, the presence of damage induced in service. This work proposes a study of the damage by coupling two non-destructive techniques for damage monitoring : the acoustic emission (AE) and infrared thermography (IT). The challenge is to analyze the spatial and temporal correlations of acoustic and thermal events measured during the applied stress. In this way, the characterization by AE, and in particular the identification of damage mechanisms is carried out by means of unsupervised pattern recognition algorithms. For IT, temperature fields are used to determine the heat source fields to highlight the thermomechanical behavior of the material. This approach is based on thermodynamic arguments (the heat equation), on a signal processing in view of the noisy and discrete character of these measures and on a micromechanical modeling to take into account the anisotropic thermal conductivity of the composite. A first experimental campaign allows characterizing the material through tensile tests and ultrasonic characterization. The damage and the correlations between the acoustic and thermal events are then studied in a second experimental campaign of quasi-static and cyclic uniaxial loads. These studies confirm the correlation of acoustic events and heat dissipation for some damage mechanisms.

Keywords : carbon/epoxy laminate, acoustic emission, infrared thermography, heat sources, damage mechanisms