



Contrôle de santé vibro-acoustique de l'endommagement des matériaux composites à base polymère pour l'aéronautique

Imen Ben Ammar

► To cite this version:

Imen Ben Ammar. Contrôle de santé vibro-acoustique de l'endommagement des matériaux composites à base polymère pour l'aéronautique. Génie mécanique [physics.class-ph]. Le Mans Université; Université de Sfax (Tunisie), 2014. Français. NNT : 2014LEMA1014 . tel-01223982

HAL Id: tel-01223982

<https://theses.hal.science/tel-01223982>

Submitted on 3 Nov 2015

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

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

THESE

(En cotutelle)

En vue de l'obtention du

DOCTORAT

Dans la discipline Génie Mécanique

Par

Imen BEN AMMAR

(Doctorat)

CONTROLE DE SANTE VIBRO-ACOUSTIQUE DE L'ENDOMMAGEMENT DES MATERIAUX COMPOSITES A BASE POLYMERE POUR L'AERONAUTIQUE

Soutenue le 05 Avril 2014, devant le jury composé de :

M.	Mohamed HADDAR	(Professeur)	Président
M.	Mohamed Hedi BEN GHOZLEN	(Professeur)	Rapporteur
M.	Alexandre VIVET	(MCF HDR)	Rapporteur
M.	Abdelouahed LAKSIMI	(Professeur)	Examineur
M	Saïd TURKI	(Professeur)	Membre
M	Abderrahim EL MAHI	(Professeur)	Directeur de Thèse Français
M.	Chafik KARRA	(Professeur)	Directeur de Thèse Tunisien
M	Rachid EL GUERJOUMA	(Professeur)	Co-directeur de Thèse Français



Ecole National d'Ingénieurs de Sfax
(ENIS), Département de Génie
mécanique



Université du Maine, Le Mans, France

Thèse

CONTROLE DE SANTE VIBRO-ACOUSTIQUE DE L'ENDOMMAGEMENT DES MATERIAUX COMPOSITES A BASE POLYMERRE POUR L'AERONAUTIQUE

Présentée par : **Imen BEN AMMAR**

Directeurs de Thèse : **Abderrahim El MAHI**
Chafik KARRA



Laboratoire de Mécanique, Modélisation et Productique

(LA2MP) 03/UR/11-06



Laboratoire d'Acoustique de l'Université du Maine

(LAUM) UMR CNRS 6613

Remerciement

Ce travail de thèse en cotutelle a été effectué dans le cadre d'une collaboration entre le Laboratoire de **Mécanique, Modélisation et Production**, « **LA2MP** » de l'Ecole Nationale d'Ingénieurs de Sfax (Tunisie) et le Laboratoire d'Acoustique de l'Université du Maine « **LAUM** » de la Faculté des Sciences et Techniques de l'Université du Maine (France).

Tout d'abord, Je tiens à exprimer ma profonde reconnaissance à Monsieur **A. EL MAHI**, Professeur à l'Université du Maine et directeur de thèse Français pour son soutien qu'il n'a cessé de m'apporter, sa disponibilité et ses précieux conseils qui ont permis de mener à bien ce travail, et à Monsieur **C. KARRA**, Professeur à l'Institut Préparatoire aux Etudes d'Ingénieurs de Sfax « **IPEIS** » et directeur de thèse Tunisien qu'il trouve ici l'expression de ma reconnaissance et ma profonde gratitude pour avoir initié et dirigé ce travail.

Je remercie aussi Monsieur **R. EL GUERJOURA**, Professeur à l'Université du Maine, président de l'Université du Maine et co-directeur de la thèse, pour ses aides, sa collaboration aussi efficace qu'agréable tout au long de ce travail.

J'adresse mes remerciements à Monsieur **M. HADDAR**, Professeur à l'Ecole Nationale d'Ingénieurs de Sfax « **ENIS** » et responsable de Laboratoire de **Mécanique, Modélisation et Productique** « **LA2MP** », pour avoir eu l'amabilité de présider ce jury.

J'adresse mes remerciements à Monsieur **M.H. BEN GHOZLEN**, Professeur à la Faculté des Sciences de Sfax, Monsieur **A. LAKSIMI**, Professeur à l'Université de Technologie de Compiègne et Monsieur **A. VIVET**, MCF HDR à l'Université de Caen-Basse Normandie, pour avoir accepté de juger ce travail.

Je remercie Monsieur **S. TURKI**, Professeur à la Faculté des Sciences de Sfax pour avoir accepté de participer à mon jury de thèse.

Un grand merci aux techniciens de l'IUT (Le Mans-France) notamment Messieurs **A. ARAGOT**, **C. BOUCHERIE**, ainsi que Monsieur **S. LEBON** technicien du Laboratoire d'Acoustique de l'Université du Maine « **LAUM** » pour leurs aides.

Mes remerciements vont aussi à tous les membres du Laboratoire de **Mécanique, Modélisation et Productique** « **LA2MP** » et aux membres du Laboratoire d'Acoustique de l'Université du Maine « **LAUM** ».

Dédicace

*J'ai l'honneur de dédier ce travail :
À l'âme du prophète
Mohamed, que dieu le bénit, qui nous a éclairé la voie du bonheur.*

*À mon cher père « **Salah** » et ma chère mère « **Fatma** »
Qui sont la joie de ma vie et qui me procurent tant de soutien, d'amour et d'affection ; ma moindre réussite est le fruit de leur sacrifice, dévouement et persévérance ; je leurs dédie ce travail en signe d'une sincère reconnaissance et d'une gratitude éternelle.*

*À mes chères sœurs **Rajaa** & **Latifa** et
mes chers frères **Majed** & **Amin**,
Je vous aime de tout mon cœur, je vous souhaite une vie pleine de joie, de bonheur et de réussite dans vos études et votre vie.*

*À tous les membres de ma belle famille (**Kamel**, **Eya**, **Amal** et **Maram**) qui ont toujours été affectueux et serviables en témoignage de mon amour, je vous souhaite la bonne santé.*

*À tous mes fidèles amis pour leur aide et leur encouragement : **Othmen**, **Sahir**, **Idriss**, **Nadia**,
Kawther, **Chafik**, **Fédia** et **Afef**.*

À tous ceux qui ont contribué à ma formation. À tous ceux qui me sont chers que ce travail soit l'expression de ma vive gratitude et de mon profond attachement.

Merci à tous et bonne lecture

Imen BEN AMMAR.. 

Liste des publications

1. Articles

❖ Article publié:

- ➡ [A1] I. Ben Ammar, A. El Mahi, C. Karra, R. El Guerjouma, M. El Haddar «Mechanical behaviour and damage evaluation by acoustic emission of composite materials », *Multidiscipline Modeling in Materials and Structures*, Volume 9, Iss 1; pp.100-115; 2013.
- ➡ [A2] I. Ben Ammar, A. El Mahi, C. Karra, R. El Guerjouma, M. El Haddar "Mechanical Behaviour and Damage Evaluation by Acoustic Emission of Sandwich Structures", *Design and Modeling of Mechanical Systems, LNME*, pp. 355-363, 2013.

❖ Article soumis:

- ➡ [A3] I. Ben Ammar, A. El Mahi, C. Karra, R. El Guerjouma, M. El Haddar «Mechanical Behavior and Acoustic Emission Technique for Detecting Damage of a Sandwich Structure », *Applied acoustics*.

2. Communications

- ➡ [C1] I. Ben Ammar, C. Karra, A. El Mahi, R. El Guerjouma, M. El Haddar « Comportement mécanique en statique des matériaux composites à base polymère ». 2^{ème} Congrès Tunisien de Mécanique, COTUME'2012, 19-21 Mars, Sousse (Tunisie).
- ➡ [C2] I. Ben Ammar, A. El Mahi, C. Karra, R. El Guerjouma, M. El Haddar « Acoustic emission analysis of a laminate under a different loading rate». 11^{ème} Congrès Français d'Acoustique, Acoustics2012, 23-27 Avril, Nantes (France).
- ➡ [C3] I. Ben Ammar, C. Karra, A. El Mahi, R. El Guerjouma, M. El Haddar «Mechanical Behaviour and Damage Evaluation by Acoustic Emission of Sandwich Structure ». 5^{ème} Congrès International Conception et Modélisation des Systèmes Mécaniques, 25-27 Mars 2013, Djerba (Tunisie).
- ➡ [C4] I. Ben Ammar, A. El Mahi, C. Karra, R. El Guerjouma, M. El Haddar « Comportement mécanique en traction et en flambement des composites stratifiés». 11^{ème} Congrès de mécanique, 23-26 Avril 2013, Agadir (Maroc).
- ➡ [C5] I. Ben Ammar, A. El Mahi, C. Karra, R. El Guerjouma, M. El Haddar « Etude de comportement mécanique en statique et en fatigue cyclique des matériaux sandwichs endommagés par fissuration ». 18^{ème} Journées Nationales sur les Composites (JNC), 12-14 juin 2013, Nantes (France).

Table de matière

CHAPITRE 1 : INTRODUCTION GENERALE.....	1
CHAPITRE 2 : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE	7
2.1. Introduction.....	9
2.2. Différents constituants des matériaux composites à base polymères.....	10
2.2.1. Matrices polymères	11
2.2.1.1. Résines à base polyester	11
2.2.1.2. Résine à base vinylisters	11
2.2.1.3. Résine époxyde	12
2.2.2. Renfort fibreux.....	12
2.2.2.1. Fibres de verre	13
2.2.2.2. Fibres de carbone	14
2.2.2.3. Autre types des fibres	14
2.2.3. Constituants des matériaux sandwichs	15
2.2.3.1. Introduction	15
2.2.3.2. Peaux	16
2.2.3.3. Âme du matériau sandwich	16
2.2.3.3.1. <i>Nid d'abeille</i>	16
2.2.3.3.2. <i>Mousse</i>	17
2.2.3.3.3. <i>Bois de balsa</i>	18
2.3. Mécanismes d'endommagement des composites stratifiés et sandwichs	18
2.3.1. Introduction	18
2.3.2 Mécanismes d'endommagement des composites stratifiés	19
2.3.2.1 Fissuration matricielle	20
2.3.2.2 Décohésion fibre-matrice	20
2.3.2.3. Rupture des fibres	21
2.3.2.4. Délaminage inter-plis	21
2.3.3. Mécanismes d'endommagement des matériaux sandwichs	21
2.3.3.1. Introduction	21
2.3.3.2. Modes de dégradation des matériaux sandwichs	22
2.3.3.2.1. <i>Ecrasement local de l'âme (poinçonnement)</i>	22
2.3.3.2.2. <i>Indentation ou flambage localisé de la peau</i>	23
2.3.3.2.3. <i>Rupture par cisaillement transversale</i>	23
2.3.3.2.4. <i>Rupture d'une peau</i>	24
2.3.3.2.5. <i>Délaminage ou écrasement de l'âme</i>	24
2.4. Comportement mécanique en statique et fatigue des matériaux composites stratifiés et sandwichs.....	25
2.4.1. Comportement mécanique des stratifiés.....	25
2.4.2. Comportement mécanique des matériaux sandwichs	26
2.5. Utilisation de l'émission acoustique comme moyen de détection des endommagements dans les composites	27
2.5.1. Généralités	27
2.5.1.1. Définition de l'émission acoustique	28

2.5.1.2. Les caractéristiques de l'émission acoustique	29
2.5.1.3. Les paramètre du signal d'EA	29
2.5.1.3.1. Paramètres d'acquisition	29
2.5.1.3.2. Paramètres d'analyse	31
2.5.1.4. Identification des sources d'EA dans les matériaux composites	32
2.5.2. Analyse monoparamétrique	32
2.5.3. Analyse multiparamétrique (ou multivariable)	34
2.5.3.1. Cas des composites stratifiés	35
2.5.3.2. Cas d'autres matériaux	36
2.6. Comportement mécanique en vibration des matériaux composites.....	38
2.6.1. Introduction	38
2.6.2. Caractérisation par vibration linéaire des composites	38
2.6.3. Caractérisation par vibration non linéaire des composites	39
2.7. Synthèse et position du problème	40

CHAPITRE 3: COMPORTEMENT MECANIQUE EN STATIQUES, EN FATIGUE, EN VIBRATION ET EVALUATION DES MECANISMES D'ENDOMMAGEMENT PAR EMISSION ACOUSTIQUE DES COMPOSITES STRATIFIES43

3.1. Introduction	45
3.2. Procédure expérimentale.....	46
3.2.1. Matériaux et mise en œuvre	46
3.2.2. Dispositif expérimental	47
3.3. Comportement mécanique en statique des composites stratifiés.....	48
3.3.1. Introduction	48
3.3.2. Comportement mécanique en traction statique	49
3.3.3. Comportement mécanique en flambement statique	50
3.3.4. Effet du type de renfort sur le comportement mécanique en traction et en flambement	52
3.3.5. Effet de la séquence d'empilement sur le comportement mécanique en traction et en flambement	52
3.4. Comportement mécanique en fatigue cyclique des composites stratifiés	53
3.4.1. Introduction.....	53
3.4.2. Evolution de la rigidité en fatigue cyclique des stratifiés en traction	54
3.4.3. Evolution de la rigidité en fatigue cyclique des stratifiés en flambement	56
3.5. Evaluation par émission acoustique de l'endommagement des composites stratifiés	57
3.5.1. Introduction	57
3.5.2. Dispositif expérimental de l'émission acoustique	58
3.5.3. Analyse statistique multivariable	60
3.5.3.1. Algorithme de coalescence floue	60
3.5.3.2. Analyse en composantes principales	60
3.5.4. Analyse par émission acoustique des mécanismes d'endommagement	61
3.5.4.1. Condition d'essais	61
3.5.4.2. Evaluation par émission acoustique des mécanismes d'endommagements des stratifiés en statique	62
3.5.4.2.1. Suivi de l'activité acoustique au cours des essais de traction en statique	62
3.5.4.2.2. Suivi de l'activité acoustique au cours des essais de flambement en statique	68

3.5.4.3. Evaluation par émission acoustique des mécanismes d'endommagements des stratifiés en traction en fatigue cyclique	74
3.5.5. Synthèse des résultats obtenus	81
3.6 Comportement vibratoire des stratifiés.....	82
3.6.1. Introduction	82
3.6.2. Matériaux et procédure expérimentale	82
3.6.2.1. Matériaux	82
3.6.2.2. Procédure expérimentale	83
3.6.2.3. Méthode d'analyse	84
3.6.3. Résultats d'essais de vibration	86
3.6.3.1. Fréquences propres	86
3.6.3.2. Facteur de perte	88
3.7 Conclusion	91

CHAPITRE 4: COMPORTEMENT MECANIQUE EN STATIQUE, EN FATIGUE ET EN VIBRATION ET EVALUATION DES MECANISMES D'ENDOMMAGEMENT PAR EMISSION ACOUSTIQUE DES COMPOSITES SANDWICHS93

4.1. Introduction	95
4.2. Matériaux et méthodes	95
4.2.1. Matériaux et mise en œuvre	95
4.2.2. Dispositifs expérimentaux	97
4.3. Comportement mécanique et évaluation par émission acoustique des mécanismes d'endommagement des matériaux sandwichs en statique	99
4.3.1. Introduction	99
4.3.2. Comportement mécanique en statique	99
4.3.3. Evaluation par émission acoustique des mécanismes d'endommagement en statique	101
4.3.3.1. Introduction	101
4.3.3.2. Suivi de l'activité acoustique des matériaux sandwichs	102
4.4. Comportement mécanique et évaluation par émission acoustique des mécanismes d'endommagement des matériaux sandwichs en fatigue cyclique	106
4.4.1. Comportement mécanique en fatigue cyclique	106
4.4.2. Identification par émission acoustique des mécanismes d'endommagement en fatigue cyclique	108
4.5. Comportement dynamique des matériaux sandwichs	111
4.5.1. Introduction	111
4.5.2. Dispositif et méthode d'analyse	111
4.5.3. Comportement en vibration des matériaux sandwichs	112
4.4 Conclusion	113

CHAPITRE 5: COMPORTEMENT EN STATIQUE, EN FATIGUE, EN VIBRATION LINEAIRE ET NON LINEAIRE DES COMPOSITES SANDWICHS ENDOMMAGES PAR FISSURATION DE TYPE CISAILLEMENT DANS L'AME115

5.1. Introduction.....	117
5.2. Matériaux et méthodes.....	118
5.2.1. Matériaux étudiés et procédure expérimentale	118
5.2.2. Procédures expérimentales	118

5.3. Comportement mécanique en statique des matériaux sandwichs endommagés.....	120
5.3.1. Evaluation des performances en statique	120
5.3.2. Effet de la densité de fissures sur la rigidité	121
5.3.3. Effet de la densité de fissures sur la résistance	122
5.4. Comportement mécanique en fatigue cyclique des matériaux	
Sandwichs endommagés.....	124
5.4.1. Evaluation des performances en fatigue cyclique	124
5.4.2. Effet de la densité de fissures sur les cycles d'hystérésis	125
5.4.3. Effet de la densité de fissures sur l'énergie dissipée	128
5.4.4. Effet de la densité de fissures sur l'amortissement	131
5.5. Comportement en vibration linéaire des matériaux sandwichs endommagés	133
5.5.1. Introduction	133
5.5.2. Effet de la densité de fissure sur le comportement vibratoire linéaire	133
5.5.2.1. Effet de la densité de fissures sur les pics de résonance et les fréquences propres	133
5.5.2.2 Effet de la densité de fissure sur l'amortissement	137
5.6. Comportement en vibration non linéaire des matériaux sandwichs endommagés .	139
5.6.1. Introduction	139
5.6.2. Effet de densité de fissure sur le comportement vibratoire non linéaire.....	139
5.6.3. Effet du niveau d'excitation sur la fréquence de résonance.....	141
5.6.4. Effet du niveau d'excitation sur le facteur de perte.....	141
5.6.5. Comportement non linéaire classique et non classique.....	144
5.6.5.1 Modélisation du comportement non linéaire.....	144
5.6.5.2 Décalage du facteur de perte.....	145
5.6.5.3 Paramètres non linéaires dissipatifs.....	148
5.6.5.4 Sensibilité des paramètres linéaire et non linéaire dissipatifs	148
5.7. Conclusion	150
CHAPITRE 6: CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES.....	151
REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES	157

Chapitre 1

Introduction générale

Chapitre 1

Introduction générale

Les matériaux composites sont caractérisés par une faible masse volumique, des propriétés mécaniques élevées et donc un excellent rapport rigidité/masse. Cet avantage les rend très prisés dans de nombreux secteurs industriels, tels que l'aéronautique, la construction automobile, le nucléaire, le génie civil ...etc. Avec l'utilisation croissante des composites dans des domaines industriels diversifiés, les exigences en terme de performances mécaniques auxquelles sont confrontées ces matériaux deviennent de plus en plus sévères. Les performances de ces matériaux concernent spécialement, leur durabilité à long terme lorsque les structures sont soumises à des chargements statiques et dynamiques. Le comportement mécanique des composites en statique comme en dynamique reste imprévisible et dépend du milieu d'évolution et des contraintes auxquelles est soumis le matériau. Malgré plus d'un demi-siècle d'utilisation, ce comportement reste encore mal compris et de nombreuses pistes sont encore exploitables, et notre contribution entre dans ce cadre. En plus, au cours de leur utilisation, les matériaux composites subissent des agressions à l'origine d'une large variété d'endommagement : des défauts dus à l'exposition à l'humidité, à des cycles de température, à la fatigue mécanique ou à des impacts. Ces défauts peuvent servir de précurseurs à un endommagement qui va croître avec la répétition des sollicitations imposées à la structure en service, et éventuellement conduire à sa ruine totale. Il est donc indispensable de recourir au contrôle non destructif des matériaux composites depuis leur polymérisation jusqu'à la fin de leur cycle de vie. Une des techniques qui s'apparente à une méthode de contrôle non destructif est l'émission acoustique. Elle permet de capter l'énergie élastique libérée par les mécanismes d'endommagement au sein des matériaux sous contrainte. Elle présente l'avantage de ne pas nécessiter de signal ultrasonore excitateur, d'être applicable sur une structure en service sous diverses conditions environnementales.

De même, les problèmes des vibrations des structures sont aussi devenus une des préoccupations actuelles dans plusieurs domaines, et l'amortissement des vibrations est un facteur essentiel dans de nombreuses applications structurales. L'étude du comportement vibratoire d'un matériau composite peut aussi offrir des indications sur son état de santé et en particulier son endommagement pendant toute sa durée de vie.

L'objet de ce présent travail est d'étudier le comportement mécanique en statique, en fatigue cyclique, en vibration linéaire et non-linéaire et d'évaluer par émission acoustique les différents mécanismes d'endommagement au cours des essais mécaniques des matériaux composites à base polymère. Le premier type de matériau considéré dans ce travail est un composite stratifié constitué de résine époxyde renforcée par différents renforts fibreux. Le deuxième type de matériau est un matériau sandwich constitué d'une âme en mousse PVC de différentes masses volumiques et de deux peaux en fibres de verre et de résine époxyde. Le comportement de ces matériaux a été analysé en statique, en fatigue cyclique et en vibration linéaire et non linéaire. Les essais mécaniques en statique et en fatigue ont été conduits en traction et en flambement sur les composites stratifiés et en flexion quatre points sur les composites sandwichs. Les essais de vibration ont été menés en flexion de poutres en configuration encastree-libre.

Après l'introduction générale du travail dans le présent chapitre, le chapitre 2 est consacré à une analyse bibliographique sur le comportement en statique, en fatigue cyclique et en vibration linéaire et non-linéaire des matériaux composites à base polymère. Cette revue commence tout d'abord par une présentation générale des différents constituants des matériaux composites. Ensuite, le comportement mécanique en statique et en fatigue et les principaux mécanismes d'endommagement des composites sont exposés. Dans un deuxième temps, l'accent est mis sur la technique d'émission acoustique (EA), en présentant ses généralités ainsi que les principales applications orientées vers la discrimination des sources d'EA au sein d'un matériau. Finalement, nous présentons quelques travaux existants sur l'influence d'un endommagement sur le comportement vibratoire linéaire et non linéaire des matériaux composites.

Le chapitre 3 est consacré à l'étude du comportement mécanique en statique et en fatigue cyclique et à l'évaluation par émission acoustique des mécanismes d'endommagement des matériaux stratifiés. Dans ce chapitre, est étudié l'effet du type de renfort fibreux (carbone, verre et hybride) et de la séquence d'empilement sur le comportement mécanique. Les signaux d'émission acoustique collectés au cours des essais mécaniques sont analysés par une méthode de classification composée d'une méthode de coalescence floue et d'une analyse en composantes principales. Cette analyse a permis de discriminer les signaux acoustiques et de les associer aux différents mécanismes d'endommagement présents dans les différents matériaux au cours des essais. Enfin, une analyse expérimentale du comportement en vibration est menée dans des stratifiés de différents renforts fibreux. Elle a permis de mesurer

la fréquence et l'amortissement de ces matériaux autour de chaque pic de résonance en fonction l'orientation des fibres.

Dans le chapitre 4, le comportement et les propriétés mécaniques en statique et en fatigue cyclique des matériaux sandwichs sont caractérisés. Cette caractérisation est menée à partir de la flexion 4-points sur des poutres en matériaux sandwichs avec une âme de différentes masses volumiques. L'activité acoustique est suivie au cours des essais statiques et de fatigue et a permis de définir les principales signatures acoustiques des différents modes d'endommagement prépondérants dans chaque constituant du matériau sandwich. En fin de chapitre, sont exposées et comparées les caractéristiques dynamiques obtenues dans des essais de vibration en flexion de poutres de deux matériaux sandwichs.

Le chapitre 5 est consacré à la caractérisation des propriétés mécaniques en statique, en fatigue cyclique, en vibration linéaire et non linéaire des matériaux sandwichs en présence de fissures de type cisaillement dans l'âme. La caractérisation en statique et en fatigue est menée à partir de la flexion 4-points sur des poutres en matériaux sandwichs pour différentes densités de fissures dans l'âme. En fatigue, la rigidité, l'énergie dissipée, l'amortissement et la durée de vie sont évalués à partir des données expérimentales en fonction de la densité de fissures et du nombre de cycles. Ensuite, une analyse expérimentale en vibration des matériaux sandwichs est menée dans le cas de vibration en flexion de poutres. La réponse en fréquence à une excitation, menée à l'aide d'un pot vibrant a permis de mesurer la fréquence et l'amortissement de ces matériaux autour de chaque pic de résonance en fonction de la densité de fissures. Enfin, une méthode de vibration non linéaire est appliquée pour caractériser le comportement des matériaux sandwichs endommagés par fissuration de l'âme. Les paramètres non linéaires relatifs au décalage fréquentiel et à l'amortissement sont mesurés en faisant varier l'amplitude d'excitation et sont comparés aux paramètres linéaires.

Enfin, les divers résultats obtenus lors de ce travail sont repris dans la conclusion générale qui constitue le chapitre 6.

Chapitre 2 :

Etude bibliographique

Résumé

Ce chapitre a pour but de donner une revue bibliographique des effets de l'endommagement sur le comportement en statique, en fatigue cyclique, en vibration linéaire et non linéaire et d'évaluer l'endommagement par émission acoustique des matériaux composites à base polymère. Il débute avec une exposition plutôt générale de la structure en composites stratifiés et sandwichs et ses différents constituants. Ensuite, les principaux mécanismes d'endommagement d'une structure en composites stratifiés et sandwichs sont exposés. Puis, l'évaluation par émission acoustique des différents mécanismes d'endommagement de ces matériaux est étudiée. Dans un deuxième temps, l'accent est mis sur le comportement mécanique en statique et en fatigue cyclique des matériaux composites en présence d'un endommagement. Enfin, nous présentons quelques travaux existants sur l'influence de l'endommagement sur le comportement vibratoire et sur les propriétés dynamiques des matériaux composites stratifiés et sandwichs.

Chapitre 2

Etude bibliographique

2.1. INTRODUCTION

Les différentes exigences de l'industrie moderne (légèreté, tenue à la corrosion, facilité de mise en œuvre, isolation, tenue à la fatigue, dureté et souplesse...) ont été à l'origine de la naissance des matériaux composites à base polymère. Ces derniers sont obtenus en combinant divers types de matériaux normalement non miscibles, tout en contrôlant leur morphologie et leur répartition, pour obtenir des composites dont les propriétés sont optimales par rapport à celles des composants de base. Cette revue débutera avec une exposition générale de la structure des matériaux composites stratifiés et sandwichs à base polymère (différents constituants), puis nous donnons un aperçu des différents mécanismes d'endommagement pouvant être à l'origine de la rupture de ces matériaux, ensuite nous présentons quelques travaux concernant le comportement en statique et en fatigue cyclique des composites stratifiés et sandwichs avec et sans endommagement. Puis, nous exposons la méthode d'émission acoustique et son utilisation dans le domaine de contrôle non destructif pour la détection des endommagements dans ces composites. Enfin nous décrivons quelques travaux parmi ceux qui se sont intéressés à l'étude de comportement en vibrations linéaires ou non linéaires de ces matériaux et nous clôturons ce chapitre par les objectifs visés par ce présent travail de recherche.

2.2. DIFFERENTS CONSTITUANTS DES MATERIAUX COMPOSITES A BASE POLYMERE

Le matériau composite est une association d'au moins deux matériaux non miscibles et de natures différentes. C'est un matériau solide, inhomogène et généralement anisotrope.

La phase continue de ce matériau est appelée la matrice et la phase discontinue ayant des propriétés mécaniques (rigidités et résistances) supérieures à celle de la matrice, est appelée renfort fibreux comme l'indique la figure 2.1.

Les matériaux composites sont classés en trois grands groupes selon la nature de leurs constituants:

- les composites à matrice organique, ces matériaux ne peuvent être utilisés que dans les cas où les températures ne dépassant pas 300°C ;
- les composites à matrice métallique sont utilisés dans le cas où la température peut atteindre 600°C ;
- les composites à matrice céramique qui peuvent être utilisés au delà de 1000°C.

Les matrices polymères peuvent être renforcées par plusieurs types renforts fibreux, comme par exemple, les fibres de verre, les fibres de carbone, les fibres de kevlar ou fibres hybrides, etc.

Dans le cadre de notre étude nous nous intéressons aux matériaux composites à matrice organique.

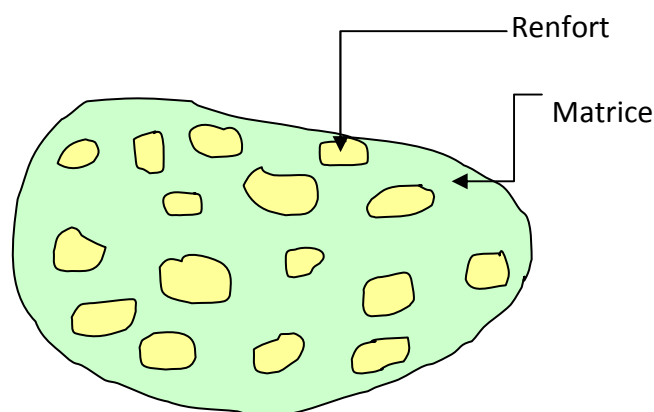


Figure 2.1 Matériaux composites

2.2.1. Matrices polymères

La matrice est parmi les constituants des matériaux composites à base polymère, elle est utilisée pour coller les fibres avec suffisamment d'adhérence afin d'optimiser le transfert des contraintes mécaniques appliquées. Elle permet de donner la forme désirée aux matériaux et apporter la tenue chimique de la structure. Le choix des matrices diffère selon le domaine d'utilisation du matériau composite.

Il existe plusieurs types de matrice polymère, parmi lesquelles, nous citons : les polyesters, les vinylesters et l'époxyde, qui sont des résines irréversibles.

2.2.1.1. Résines à base polyester

Les résines à base polyester sont formées d'un liquide visqueux, transparent avec une forte odeur due au styrène qui est leur composant principal. Elles sont utilisées pour coller les fibres de composite stratifié. Elles sont constituées par trois composants : une résine polyester non saturée avec de longues chaînes de monomère non saturé, le réactif qui est en général du styrène et qui copolymérise avec la résine de base et un inhibiteur qui permet d'assurer la stabilité de la résine pendant son stockage.

L'inconvénient du polyester est la présence des groupements esters qui peuvent réagir avec les différents agents chimiques et ainsi rompre les réseaux constitués.

2.2.1.2. Résine à base vinylesters

Les résines vinylesters ressemblent aux résines polyesters par leur mode de polymérisation et structure moléculaire. Elles sont utilisées dans les mêmes domaines d'applications que celles des résines époxydes. En revanche, elles sont différenciées par leurs modes de mise en œuvre et les propriétés physiques et chimiques des produits finis.

La molécule de vinylester comporte peu des groupes d'ester qui sont sensibles à la dégradation dans l'eau par hydrolyse, ce qui signifie que les vinylesters résistent mieux à l'eau et à de nombreux autres produits chimiques par rapport au polyester.

2.2.1.3. Résine époxyde

Les résines époxydes possèdent de bonnes caractéristiques mécaniques. Ce produit est utilisé dans diverses applications, notamment dans le collage des structures et des panneaux dans l'industrie aéronautique et automobile.

Elles se distinguent par une très faible absorption d'eau à cause de l'absence de groupement ester. Elles possèdent de bonnes performances mécaniques, électriques, une importante capacité adhésive sur les matériaux minéraux et une résistance inaltérable aux agents chimiques. Le passage des résines époxydes de la forme linéaire à leur structure finale tridimensionnelle se fait grâce à l'utilisation de durcisseurs qui permettent la formation de ponts entre les chaînes linéaires.

2.2.2. Renfort fibreux

Les renforts fibreux ont une influence primordiale sur les propriétés finales du matériau composite. Le comportement mécanique des matériaux composites est aussi influencé par la disposition des fibres. Ils se présentent sous forme de fibres ou particules selon les utilisations.

Lorsque les composites sont constitués de fibres courtes ou d'un mat de fibres longues, ils sont considérés comme isotropes (isotrope dans le plan des mats).

Les matériaux composites sont souvent considérés comme anisotropes, le degré d'anisotropie varie d'un composite unidirectionnel jusqu'au multidirectionnel, comme l'indique dans la figure 2.2 [1, 2].

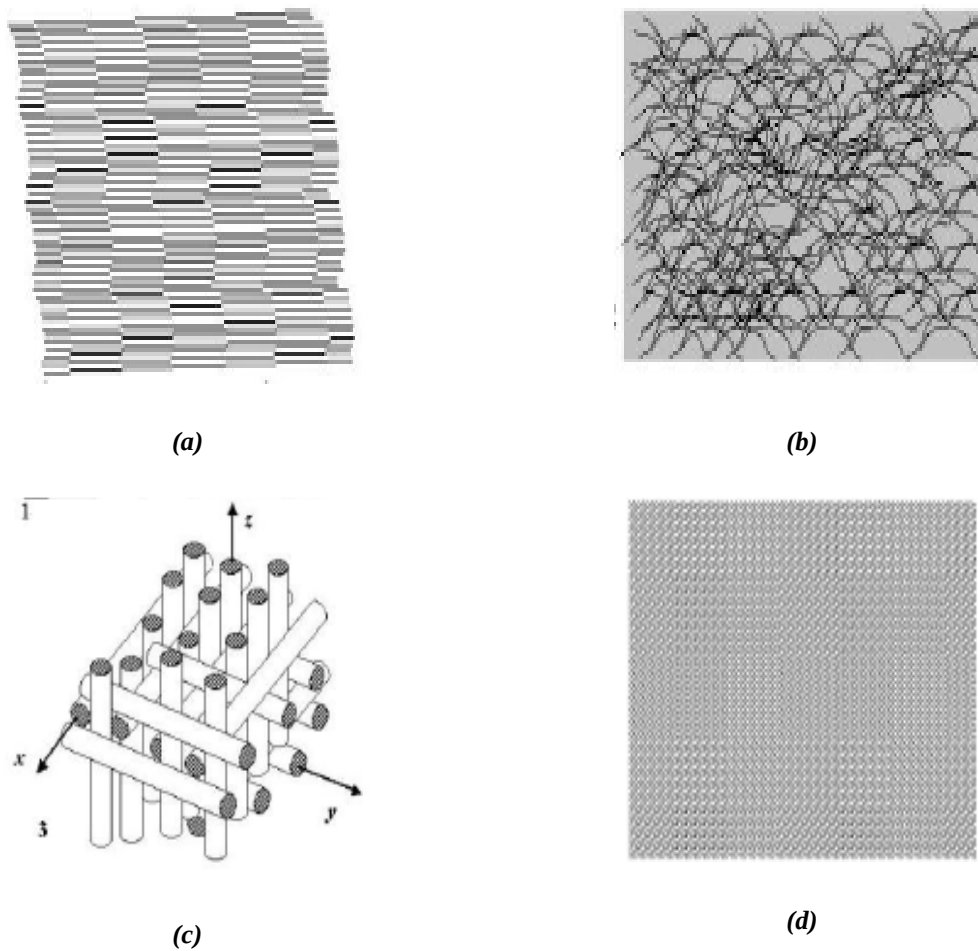


Figure 2.2 Différentes dispositions des fibres : a) fibres unidirectionnelles, b) mat, (c) tissage tridirectionnel orthogonal et (d) tissu

Il existe plusieurs types de fibres parmi lesquelles on peut citer : le verre, le carbone, etc.

2.2.2.1. Fibres de verre

Les fibres de verre sont les plus utilisées dans le composite à matrice polymère à cause de leur excellent rapport qualité/prix. Les fibres de verre sont produites à partir du verre en fusion passant à travers des filières de 3 à 25 μm où il est refroidi. Le verre est un matériau très fragile parce qu'il est très sensible aux microfissures et cette fragilité diminue lorsque le verre est sous forme de fibre, puisque les microfissures sont moins nombreuses. D'une manière générale, les fibres de verre présentent une masse volumique faible de l'ordre de 2,5

g/cm^3 , une résistance importante à la rupture et une rigidité relativement plus faible que celles d'autres renforts.

Les qualités propres d'une fibre de verre dépendent de la nature du verre (pourcentages d'oxydes métalliques) et peu de leurs techniques des fabrications.

Il existe différents types des verres : le verre E, C, D, R ou S, de propriétés différentes selon la composition du mélange de préparation.

2.2.2.2. Fibres de carbone

Les fibres de carbone sont les fibres les plus utilisées dans les applications de hautes performances. Elles sont obtenues par carbonisation de la fibre de PAN (Polyacrylonitrile) oxyde, carbone et graphite. Elles sont caractérisées par leurs résistances élevées à la traction et à la compression, par leurs flexibilités, leurs faibles densités qui généralement inférieure à 2 g/cm^3 , leurs bonnes conductibilités électrique et thermique, leurs tenues en température et leurs inerties chimique (sauf à l'oxydation). Le carbone a un module qui varie de 150 à 1000 GPa.

Les inconvénients de ces fibres sont leur mauvaise résistance à l'abrasion, aux chocs, leur recyclage (broyage problématique) et leur conductivité, etc.

2.2.2.3. Autre types des fibres

En plus des fibres de verre et de carbone, nous trouvons aussi des fibres polymères caractérisées par une faible rigidité variant entre 1 et 20 GPa. Cette caractéristique a limité leur utilisation dans les renforcements jusqu'à l'apparition des fibres de kevlar (de polyamides aromatiques).

Les fibres de kevlar ont une rigidité supérieure à celle des fibres de verre (130 GPa). Elles possèdent aussi des très bonnes propriétés mécaniques en traction, en fatigue et une faible densité de l'ordre de $1,5 \text{ g/cm}^3$. Elles sont caractérisées par une meilleure tenue aux chocs et aux vibrations grâce à un meilleur amortissement. Elles sont fabriquées suite à une carbonisation des fibres de polymères. Selon le procédé de fabrication, leur module d'Young peut atteindre les 420 GPa.

Les propriétés mécaniques des différentes fibres sont présentées dans le tableau 2.1.

Tableau 2.1. Caractéristiques mécaniques des renforts fibreux

Fibre	Verre	Aramide	Carbone	Bore	Acier XC10
Densité surfacique (g cm^{-2})	2,54	1,45	1,8	2,63	7,85
Contrainte de rupture en traction (GPa)	3,4	3,1	2,2	3,5	1
Contrainte de rupture en compression (GPa)	1,2	0,5	1,3	3,5	-
Allongement à la rupture (%)	4,8	1	-	0,8	-
Module d'élasticité longitudinal (GPa)	73	130	400	400	210
Diamètre du filament élémentaire (μm)	3-30	12	8	100-200	-

2.2.3. Constituants des matériaux sandwichs

2.2.3.1. Introduction

Les matériaux sandwichs (Fig. 2.3) sont obtenus à partir de deux peaux, de faibles épaisseurs, constituées de matériaux ayant de très bonnes caractéristiques mécaniques, collées sur une âme beaucoup plus épaisse et constituée d'un matériau très léger et ayant de faibles caractéristiques mécaniques. Ces structures complexes offrent de grandes potentialités aux concepteurs dans des domaines très divers. On peut d'abord songer à des applications structurales classiques pour lesquelles il faut allier légèreté et rigidité, comme l'industrie aérospatiale ou généralement le transport. Ces matériaux sont employés comme structures primaires dans le cas de petites et moyennes unités. L'usage des sandwichs se répand aussi dans l'industrie du bâtiment et cette fois, ce sont leurs excellentes caractéristiques d'isolation thermique et acoustique qui sont considérées. De part la constitution des matériaux sandwichs, on peut adapter leurs propriétés mécaniques en faisant varier la nature des peaux (identiques ou non) et de l'âme ainsi que l'épaisseur de chacun des constituants. Les performances mécaniques d'un matériau composite sandwich dépendent des propriétés mécaniques des peaux, de celles de l'âme, ainsi que de la liaison entre les peaux et l'âme.



Figure 2.3 Matériau sandwich avec une âme en nida en aluminium

2.2.3.2. Peaux

Un module d'élasticité élevé ainsi qu'une grande résistance à la compression et à la traction sont les principales qualités recherchées pour les peaux des matériaux sandwichs. Les peaux des sandwichs sont généralement constituées de fibres (mat ou tissu) enrobées d'une matrice à base de résine. Il existe plusieurs types de fibres et matrices comme il a été décrit aux paragraphes §2.2.1 pour la matrice et §2.2.2 dans le cas des fibres.

2.2.3.3. Âme du matériau sandwich

C'est le cœur du matériau sandwich. Il peut être en nid d'abeille, en mousse ou en bois de balsa, etc. Il résiste bien aux efforts de cisaillement et caractérisé par ses excellentes propriétés amortissantes. Lorsque les structures en matériaux sandwichs sont soumises à un chargement de flexion, les deux peaux encaissent les efforts de traction et de compression tandis que l'âme est soumise aux efforts de cisaillement. Il existe plusieurs types d'âme, parmi lesquels, on trouve :

2.2.3.3.1. Nid d'abeille

On l'appelle aussi «Nida» qui est caractérisé par sa structure qui est plus souple par rapport aux autres types d'âmes. Le nom nid d'abeille est lié à sa forme obtenue par un ensemble des mailles hexagonales, réalisées à partir de différents matériaux comme par

exemple l'aluminium ou le papier (Fig.2.3). Le nida a une structure anisotrope et ses propriétés varient selon le sens transversal ou longitudinal des alvéoles. Sa résistance au cisaillement transversale et longitudinale est influencée par la taille de la maille, l'épaisseur de ses parois et la méthode de sa mise en œuvre. Sa masse volumique varie entre 15 et 160 kg m⁻³ et son épaisseur entre 3 et 150 mm.

2.2.3.3.2. Mousse

Ce type d'âmes est le plus utilisé dans les industries grâce à ses bonnes propriétés par rapport aux autres âmes. La mousse est constituée de matière plastique cellulaire, de nature thermoplastique ou thermodurcissable, qui peut être rigide ou souple (Fig.2.4).

Sa masse volumique varie entre 30 et 300 kg m⁻³ et son épaisseur de 3 à plus de 40 mm.

De plus, les matières plastiques cellulaires (mousses) sont basées essentiellement sur le principe de l'occlusion de l'air au sein d'un solide ayant la plus faible conductivité possible. Elle est produite à partir de polychlorure de polyuréthane, de polystyrène, de vinyle ou d'autres polymères synthétiques. Ses propriétés mécaniques sont bonnes, elle adhère bien à la résine et absorbe peu d'eau. Néanmoins son seul point faible est la résistance à l'impact.



Figure 2.4 Âmes en mousses

2.2.3.3.3. Bois de balsa

Ce type d'âme est utilisé grâce à sa bonne résistance à la compression dans le sens des fibres du bois. Sa masse volumique varie entre 40 et 250 kg m⁻³. Les sandwichs ayant une âme en bois de balsa (Fig.2.5) sont hautement résistants et très légers. Ils sont aussi des isolants thermiques mais pour conserver cette propriété, ils doivent être traités avec un produit hydrofuge puisqu'ils sont très hygroscopiques. Le sens des fibres du balsa doit être toujours perpendiculaire à la direction des peaux.



Figure 2.5 Âme en bois de balsa

2.3. MECANISMES D'ENDOMMAGEMENT DES COMPOSITES STRATIFIES ET SANDWICHS

2.3.1. Introduction

De manière générale, l'endommagement est défini comme étant un ensemble de changements microstructuraux au sein du matériau, qui occasionnent une détérioration irréversible plus ou moins importante. Lors de la sollicitation d'une structure en matériaux composites, la dégradation de ses propriétés est effective, bien avant sa rupture finale. Notons également que l'endommagement présente un caractère unilatéral, les microfissures pouvant se refermer sous l'action du chargement. L'endommagement dans les matériaux composites est dû aux hétérogénéités qui engendrent des concentrations de contrainte. C'est le cas à l'interface entre fibre et matrice où on peut voir apparaître des décohésions. L'anisotropie

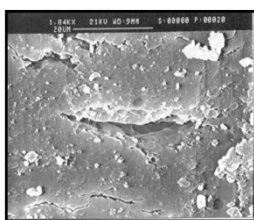
provoque également des concentrations de contrainte, notamment à l'interface entre deux plis d'orientations différentes ou entre les peaux et l'âme provoquant des délaminages ou la décohésion.

Il existe plusieurs modes d'endommagement dans les matériaux composites qui dépendent de la sollicitation appliquée et de la géométrie de la structure. Au cours des sollicitations mécaniques, les premiers endommagements détectés commencent à se développer à l'échelle microscopique lorsque l'effort localisé atteint la limite de rupture d'un des constituants ou celle de l'interface les reliant. Plusieurs paramètres sont responsables de la progression des ces modes d'endommagement dans les matériaux composites parmi lesquels on peut citer : la fraction volumique, l'orientation des fibres, l'épaisseur des plis et l'espacement entre fibres. L'accumulation des différents modes d'endommagement est l'origine de la ruine totale de la structure.

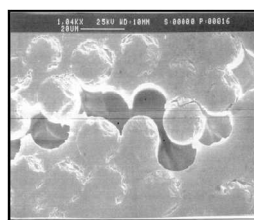
2.3.2 Mécanismes d'endommagement des composites stratifiés

Les mécanismes d'endommagement des composites stratifiés peuvent se regrouper en quatre principaux modes (Fig.2.6) :

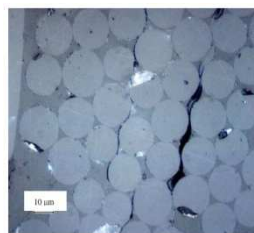
- fissuration matricielle ;
- rupture de l'interface fibre-matrice et déchaussement des fibres;
- délaminage inter plis;
- rupture des fibres.



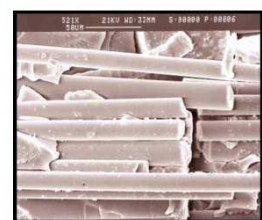
Fissuration matricielle



*Décohésion fibre-
matrice*



Délaminage



Rupture de fibres

Figure 2.6 Mécanismes d'endommagement observés dans un composite [3, 4]

2.3.2.1 Fissuration matricielle :

Des microfissurations apparaissent au niveau de la matrice suivies d'une fissure plus importante qui se propage perpendiculairement à la sollicitation. Ce phénomène se déroule en deux étapes: a) des microfissurations apparaissent au niveau de défauts présents dans la matrice (inclusions, porosités...); b) une fissure se propage ensuite selon la direction perpendiculaire à la sollicitation. Si la contrainte en fond de fissure est suffisamment importante, la fissure peut provoquer, à l'arrivée à une interface, une rupture de fibre ou un décollement interfacial (l'une de ces deux possibilités sera favorisée par rapport à l'autre selon la plus ou moins bonne cohésion fibre/matrice). Il arrive que certaines fissures se ferment selon le sens de la sollicitation et selon la forme de ces dernières.

La fissuration de la matrice peut se produire, soit par fissuration transverse, lorsque la contrainte de traction dans la matrice atteint la contrainte à la rupture de la matrice, soit par fissuration longitudinale, lorsque la contrainte de cisaillement dans la matrice atteint la contrainte en cisaillement à la rupture.

2.3.2.2 Décohésion fibre-matrice

Dans la pratique, même après avoir choisi les constituants (fibres et matrice) avec soin en les soumettant à des contrôles précis, l'interface issue de leur interaction ne peut être totalement maîtrisée par les efforts d'analyse et de prévision. Dans le cas particulier où les fibres sont discontinues, la zone interfaciale est le siège d'initiation de fissures et devient de ce fait critique à l'accumulation de l'endommagement. Cela est dû essentiellement à l'efficacité du transfert de charges à l'interface fibre/matrice ainsi qu'à la concentration des contraintes aux extrémités des fibres. Le comportement de l'interface fibre/matrice dépend essentiellement de ses propriétés mécaniques comparées à celles des fibres et de la matrice. Généralement la décohésion a lieu dans deux cas :

- lorsque la cohésion est inférieure à la contrainte de cisaillement à la rupture de la matrice ;
- lorsque l'adhérence fibre-matrice est faible.

Dans le cas d'une adhérence fibre-matrice élevée, la rupture initiée, par rupture de fibres, ou par rupture de matrice, induit en front de fissure des concentrations de contraintes

conduisant à une propagation de la rupture successivement dans les fibres et dans la matrice.

2.3.2.3. Rupture des fibres

Dans certains cas, l'endommagement dans les composites est initié par une rupture de fibre. Cela se produit en général lorsque l'orientation des fibres coïncide plus ou moins avec l'axe de sollicitation du matériau composite. La rupture a lieu lorsque la contrainte de rupture de la fibre est atteinte. L'endommagement produit ne cesse de progresser au fur et à mesure que la contrainte appliquée augmente, et provoque ainsi la rupture de la matrice et autres fibres jusqu'à la rupture totale du matériau.

2.3.2.4. Délaminage inter-plis

C'est un décollement des plis pour un matériau constitué d'une superposition de couches de fibres. Les mécanismes de rupture induits dépendent de la nature des constituants, de l'architecture des couches et du mode de sollicitation mécanique imposé. Le délaminage progresse donc essentiellement par fissuration interlaminaire, responsable du dédoublement du matériau composite dans son épaisseur, mais il est associé également à un réseau très important de fissures intralaminaires qui dépendent du drapage. Du point de vue des mécanismes, les premières microfissures se forment à l'intérieur des plis, dans la résine, avant que les décohésions interlaminaires ne se développent. Le rôle de la résistance à la fissuration des résines est de ce fait aussi important que celui de l'interface entre fibres et matrice dans ces problèmes de délaminage. Ce type de dommage plan qui se propage selon un front, sous sollicitations de tension et de cisaillement fait l'objet de traitements par la mécanique de la rupture.

2.3.3. Mécanismes d'endommagement des matériaux sandwichs

2.3.3.1. Introduction

La présence des défauts dans les structures en matériaux sandwichs est due à deux causes ; les endommagements dus à la fabrication et les dommages en service. Les défauts peuvent déjà surgir dans la fabrication des différents constituants des matériaux, tels que les

fissures et les porosités dans les peaux, les délaminages entre les peaux en stratifiés et l'âme en mousse et la porosité élevée dans les âmes en mousses cellulaires. Les porosités (grands vides) non désirées dans les âmes cellulaires peuvent agir comme source de déclenchement de la progression de la fissure dans le matériau. Il est par conséquent, essentiel de les détecter et ceci devrait être établi avant la fabrication du composant ou de la structure.

Il existe plusieurs modes d'endommagement des poutres en matériaux sandwichs qui dépendent de la contrainte appliquée et de la géométrie de la poutre. La résistance et le module d'élasticité des peaux conditionnent le comportement en flexion d'un matériau sandwich. En flexion, une des peaux du sandwich est sollicitée en traction et l'autre en compression, tandis que l'âme transmet des efforts de cisaillement. Plusieurs modes d'endommagement ont été identifiés pour les poutres en matériau sandwich en flexion trois points : rupture de la peau en traction ou en compression, flambement localisée de la peau (wrinkling et dimpling), rupture par cisaillement transverse de l'âme, le poinçonnement de l'âme, le décollement entre la peau et l'âme (debonding). Ces modes d'endommagement ont été confirmés par plusieurs études [5-11]. Nous allons passer en revue tous ces modes dans le cas de la flexion.

2.3.3.2. Modes de dégradation des matériaux sandwichs

2.3.3.2.1. Ecrasement local de l'âme (poinçonnement)

Le poinçonnement de l'âme (Fig.2.7) se produit lors d'une concentration de la charge en un point, soit de la position d'un appui de type ponctuel ou linéique. Pour éviter le poinçonnement de l'âme, il faut que la charge soit appliquée sur une surface suffisamment grande, sinon augmenter l'épaisseur de la peau ou utiliser une âme de masse volumique plus élevée.

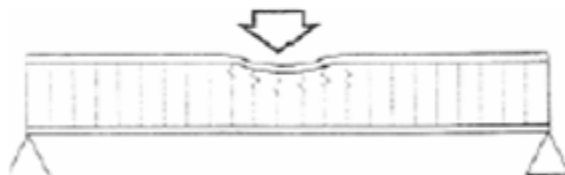


Figure 2.7 Ecrasement local de l'âme

2.3.3.2.2. Indentation ou flambage localisé de la peau

Le flambage localisé d'un sandwich se produit lorsque la résistance en compression de l'âme et le module de compression des peaux sont faibles. Il peut se produire pour des peaux minces en interaction avec une âme d'épaisseur suffisante et de rigidité en compression faibles. Le flambage localisé n'est pas fonction de la géométrie structurale ou des contraintes de fixation. Le flambage localisé (Fig.2.8) se produit lorsque la contrainte exercée sur la face en compression atteint la contrainte critique. Pour éviter le flambage localisé, on peut soit utiliser pour les peaux un matériau avec un module élastique plus élevé, soit utiliser pour l'âme un matériau présentant des propriétés élastiques plus élevées.

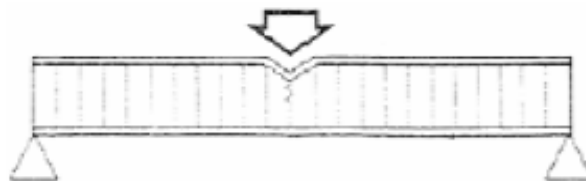


Figure 2.8 Indentation de la peau

2.3.3.2.3. Rupture par cisaillement transversal

Sous charge en flexion, l'âme est seulement sujette à des contraintes de cisaillement. Si les contraintes de cisaillement dépassent la résistance au cisaillement de l'âme, il y aura rupture de l'âme (Fig.2.9). Pour éviter ce problème, il faut augmenter soit la résistance au cisaillement, soit l'épaisseur de l'âme.



Figure 2.9. Rupture par cisaillement transversal

2.3.3.2.4. Rupture d'une peau

Si les contraintes dans les peaux excèdent les contraintes admissibles pour le matériau constituant les peaux, il y aura une rupture de la peau en traction ou en compression (Fig. 2.10). On peut éviter cette rupture en utilisant un matériau dont les contraintes à la rupture sont plus élevées, en augmentant l'épaisseur des peaux où en augmentant l'épaisseur de l'âme.

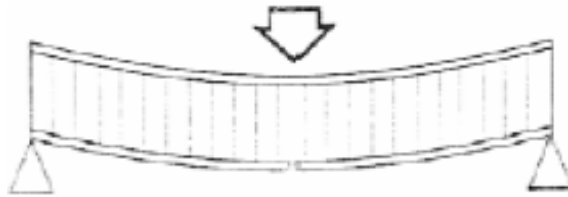


Figure 2.10. Rupture d'une peau

2.3.3.2.5. Délaminage ou écrasement de l'âme

Le décollement entre la peau et l'âme (Fig.2.11) est la dégradation de l'adhésif qui joint la peau et l'âme. Cette dégradation peut survenir à la suite des imperfections dans le processus de fabrication, soit résulter des charges externes au cours de la vie d'opération, comme l'impact par des objets étrangers, soit encore résulter de l'absorption d'eau des âmes cellulaires et une exposition à une température élevée pendant longtemps. Pour éviter ce mode d'endommagement, on peut utiliser des adhésifs plus résistants.

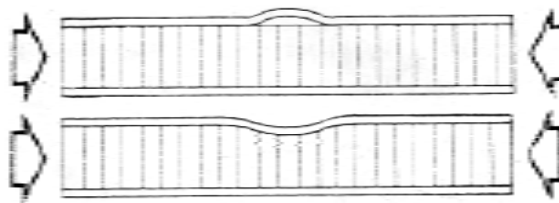


Figure 2.11. Délaminage ou écrasement de l'âme

2.4. COMPORTEMENT MECANIQUE EN STATIQUE ET FATIGUE DES MATERIAUX COMPOSITES STRATIFIES ET SANDWICHES

2.4.1. Comportement mécanique des stratifiés

L'évaluation des caractéristiques mécaniques et l'étude du comportement mécanique des composites, a fait l'objet de nombreux travaux de recherche afin de comprendre les mécanismes d'endommagement et d'analyser l'influence de certains paramètres essentiels sur le comportement mécanique des composites. Parmi ces travaux on trouve :

Ceux réalisés au laboratoire dans [12-27] sur l'influence de la séquence d'empilement, du type de renfort et de l'épaisseur des couches 90° sur le comportement mécanique des stratifiés à plis croisés. Les stratifiés considérés sont constitués par une résine époxyde renforcée par des fibres de verre, des fibres de Kevlar et des fibres hybrides verre/Kevlar. Les essais ont été menés en traction, flexion en statique et en fatigue cyclique. Les durées de vie de ces matériaux en fonction des conditions de chargement ont été déterminées en utilisant le critère N_{10} et ont été caractérisées par les courbes de Wöhler. Les résultats obtenus ont permis de mettre en évidence l'influence de l'épaisseur des couches, du type de renfort et de la séquence d'empilement sur la durée de vie et sur le taux de dégradation du matériau.

D'autres comme ceux de C. Hochard et al [28] qui ont étudié le comportement mécanique des deux types de stratifiés avec des plis tissés et avec des plis unidirectionnels sollicités en traction. Les résultats obtenus ont montré l'absence de rupture transverse intralaminare pour les stratifiés à plis tissés. C.L. Hacker et al. [29] ont étudié le comportement mécanique en fatigue cyclique des stratifiés en bois/époxyde, en utilisant le cycle d'hystérésis. Ces stratifiés ont été soumis à des essais de traction, de compression et de chargement inverse en fatigue cyclique, en contrôlant la force. Ils ont montré que l'augmentation du nombre de cycles entraîne une augmentation de l'aire du cycle d'hystérésis. V. Barron et al. [30] ont étudié les effets de la fréquence sur le comportement mécanique des stratifiés en utilisant le facteur d'amortissement. Les matériaux étudiés sont des stratifiés de trois séquences d'empilement (plis unidirectionnels à $[0]_8$, plis croisés à $[0/9]_{4s}$ et plis à $[\pm 45]_{4s}$). Les essais de fatigue ont été effectués à des niveaux de chargement différents et à trois fréquences différentes (5, 10 et 20 Hz). L'analyse des résultats obtenus montre que le facteur

d'amortissement augmente sensiblement lorsque la fréquence a augmenté de 5 à 20 Hz dans le cas des stratifiés à plis unidirectionnel. Dans le cas des stratifiés à plis orientés à $[\pm 45]_{4s}$, ils ont montré que l'amortissement diminue lorsque la fréquence varie de 5 à 10 Hz, et augmente pour des valeurs de fréquences de 10 à 20 Hz. Z. Zhang et *al.* [31] ont déterminé le facteur amortissement au cours des essais de fatigue cycliques de matériaux composites à fibres unidirectionnelles. Ils ont constaté que l'amortissement augmente avec le nombre de cycles de fatigue.

2.4.2. Comportement mécanique des matériaux sandwichs

M. Burman et *al.* [32] ont étudié le comportement mécanique des poutres en matériaux sandwichs en flexion 4-points en fatigue. Ils se sont intéressés à l'influence du rapport de chargement R sur la propagation des fissures dans les âmes en mousses. Comme conclusion de ce travail, pour les valeurs de R inférieures à zéro, les durées de vie en fatigue sont plus courtes et les fissures se propagent dans deux directions au lieu d'une direction pour des valeurs de R positives. S.D. Clark et *al.* [33] ont constaté lors de l'étude des matériaux sandwichs, que le processus d'endommagement en fatigue se déroule en deux phases : une première phase d'initiation de l'endommagement suivie d'une deuxième phase de la multiplication et la propagation de cet endommagement. N. Kulkarni et *al.* [34] ont étudié l'endommagement des matériaux sandwichs par flexion en fatigue. Ils ont montré que l'endommagement est contrôlé par la rupture de l'âme. Ces auteurs ont mis en place des essais de fatigue de telle sorte que l'endommagement se manifeste par la propagation des fissures dans l'âme. L'analyse des résultats de ce travail a montré que la propagation de la fissuration se fait en trois phases.

Parmi les travaux développés au laboratoire, on peut citer ceux de M.K. Farooq et *al.* [35-37] qui ont étudié l'influence de la fréquence sur le comportement en fatigue des matériaux sandwichs, en utilisant les cycles d'hystérésis. Ces matériaux sandwichs sont constitués par deux peaux en stratifiés composées d'une résine époxyde renforcée par des fibres de verre et une âme en mousse PVC de différentes densités. Les essais se sont déroulés en fatigue cyclique en flexion 3-points avec une fréquence allant de 0,1 à 10 Hz. Ils ont constaté que l'évolution de la rigidité des matériaux sandwichs au cours de la fatigue est indépendante de la fréquence et aucun changement important dans le cycle d'hystérésis n'est constaté. Ils ont remarqué que

l'aire du cycle d'hystérésis diminue avec l'augmentation du nombre de cycles en raison du dommage subi par ces matériaux. Récemment, M. Idriss et al [38-45] et M. Assarar et al [18,21] ont étudié et caractérisé le comportement en statique et en fatigue des matériaux sandwichs en présence d'une fissure de type décohésion entre la peau et l'âme de longueur variable. Les essais ont été conduits en flexion 3-points sur des poutres pour plusieurs distances entre appuis et pour plusieurs longueurs de fissure. L'analyse des résultats obtenus montre que la rigidité en cisaillement diminue lorsque la longueur de fissure augmente alors que la rigidité en flexion augmente légèrement. Le comportement en fatigue cyclique a été analysé dans le cas de la flexion en contrôlant le déplacement. L'analyse des résultats d'essais de fatigue sur des éprouvettes à différents taux d'endommagement a montré que la rigidité, le cycle d'hystérésis et l'amortissement sont sensibles à la longueur de fissure et au nombre de cycles de fatigue.

2.5. UTILISATION DE L'EMISSION ACOUSTIQUE COMME MOYEN DE DETECTION DES ENDOMMAGEMENTS DANS LES COMPOSITES

2.5.1. Généralités

Les méthodes d'investigation et/ou de mesure de l'endommagement sont nombreuses et sont classées en deux catégories, les méthodes directes et les méthodes indirectes :

- les méthodes directes permettent d'observer directement l'endommagement afin de pouvoir faire une description quantitative. On distingue essentiellement: le microscope optique ou à balayage (MEB), la diffusion des rayons X, l'analyse d'image, etc ;
- les méthodes indirectes se caractérisent par la mesure d'un paramètre physique qui évolue au cours de l'endommagement on dénote : la mesure de l'évolution d'un paramètre élastique, l'émission acoustique, la technique ultrasonore, la vibration, la thermographie, etc.

Nous nous intéressons par la suite à la méthode de l'émission acoustique qui sera utilisée dans le cadre de ce travail pour identifier, analyser et suivre l'évolution des mécanismes d'endommagement dans nos matériaux sous différentes sollicitations.

2.5.1.1. Définition de l'émission acoustique

Les normes AFNOR et ASTM, définissent l'émission acoustique comme étant un phénomène de création d'ondes élastiques transitoires, résultant de micro-déplacements locaux internes à un matériau. D'un point de vue énergétique, une source d'EA est un lieu de dissipation d'énergie mécanique par une variation brusque du champ de contrainte. Seule une partie de cette énergie est disponible pour la création d'ondes élastiques. En effet, le reste de l'énergie est dissipée soit thermiquement par déplacement de dislocations dans le réseau, soit convertie en énergie de surface, ou absorbée dans le réseau par accumulation de dislocations. Le mouvement de dislocations résultant de cette dissipation d'énergie émet également des ondes élastiques. Cependant, même si la majeure partie de l'énergie contribue finalement à la création d'ondes élastiques, l'énergie reçue par un capteur d'EA est beaucoup plus faible. La part de l'énergie convertie en EA dépend non seulement de la nature de la source, mais aussi de son environnement dans le matériau [46, 47]. Les ondes de nature et de fréquences diverses se propagent dans le matériau et subissent d'éventuelles modifications avant d'atteindre la surface du spécimen étudié. La vibration de surface est recueillie par un capteur piézo-électrique, amplifiée, et fournit le signal d'émission acoustique. Le signal d'émission acoustique de sortie est appelé « salve ». Ainsi, on peut détecter une fuite dans un conduit, et même localiser le défaut comme l'indique dans la figure 2.12.

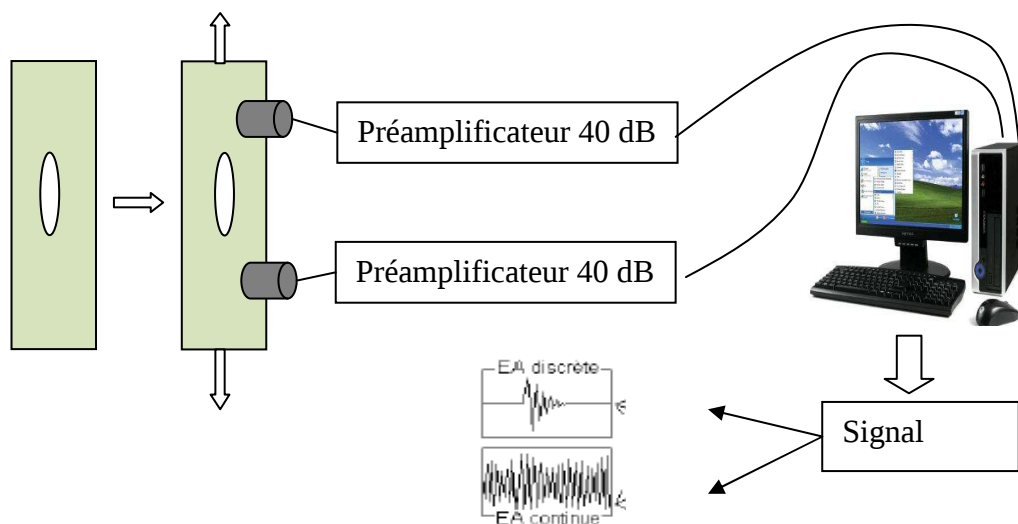


Figure 2.12. Dispositif expérimental d'EA

2.5.1.2. Les caractéristiques de l'émission acoustique

Il existe deux types d'émission acoustique (Fig. 2.13) : émission acoustique continue et émission acoustique discrète (discontinue) [48]. Le signal issu de l'émission discrète dépend des capteurs utilisés. Il se présente sous forme d'ondes sinusoïdales amorties, on l'appelle salves, événements ou impulsion courte. Ce type d'émission a pour origine des mécanismes très énergétiques comme les phénomènes de propagation de fissures conduisant à la rupture. Par contre l'émission acoustique continue est un ensemble d'émissions discontinues dont les salves sont très rapprochées et ne peuvent pas être séparées les unes des autres car les signaux se chevauchent. Elle est principalement liée à des phénomènes de déformation plastique [49].

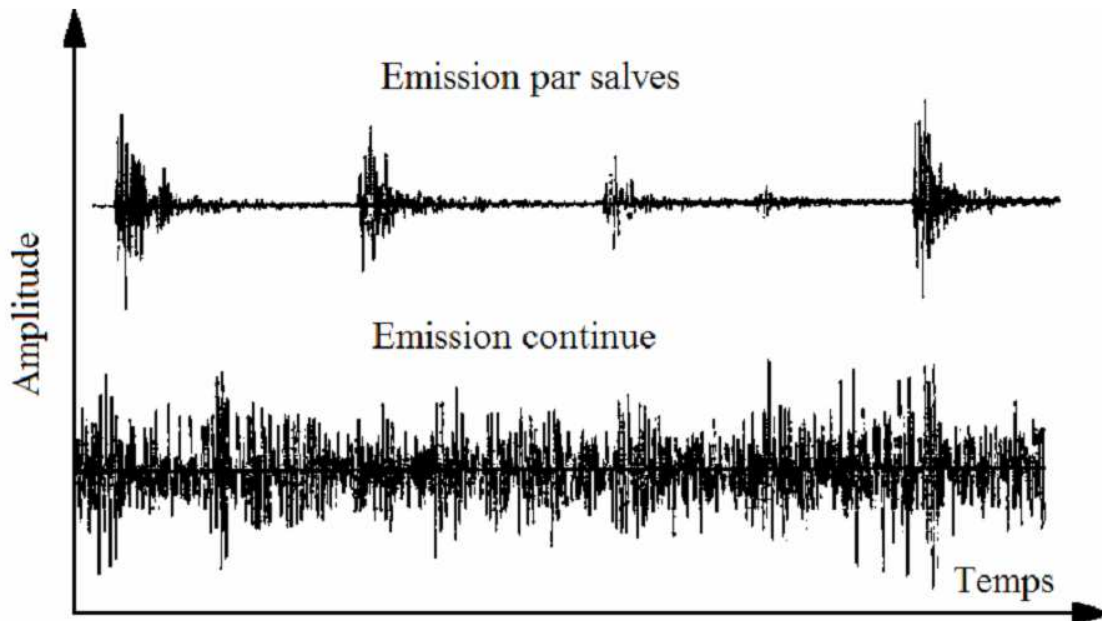


Figure 2.13. Type de signaux d'émission acoustique

2.5.1.3. Les paramètres du signal d'EA

2.5.1.3.1. Paramètres d'acquisition

Préalablement à toute acquisition, il est nécessaire de définir un seuil de détection en dB EA en dessous duquel aucune salve ne sera détectée par le système d'acquisition utilisé dans l'environnement déterminé. (Remarque : dB est l'unité acoustique utilisée en EA, référencée

au microvolt-capteur, amplitude en dB $EA = 20 \cdot \log[(V)/(V_{\text{réf}})]$ avec V la tension électrique mesurée à la sortie du capteur en μV et $V_{\text{réf}}$ la tension de référence en sortie du capteur pour 0dB EA, soit 1 μ Volt). Le seuil d'acquisition permet de définir le début d'une salve et par la même, son franchissement signifie le début des calculs pour les caractéristiques du signal d'EA. Cependant, la durée réelle d'une salve peut varier de quelques microsecondes à quelques centaines de millisecondes. Il devient donc nécessaire, afin que ces calculs soit représentatifs du phénomène étudié, de pouvoir les achever au mieux et donc de définir correctement la fin de la salve. A cet effet et pour que le système soit auto adaptatif en fonction de la durée et de la forme de la salve, trois fenêtres glissantes temporelles sont utilisées pour déterminer principalement la fin d'une salve :

- La première fenêtre appelée HDT (hit definition time) permet de déterminer la fin de cette salve. Après le premier franchissement de seuil, le système déclenche cette fenêtre temporelle (HDT). Tant qu'un dépassement de seuil est détecté durant le temps défini pour cette fenêtre temporelle, la salve n'est pas clôturée et cette constante de temps est reconduite. Au contraire, si pendant le temps défini pour le HDT, aucun dépassement de seuil n'est détecté, la salve est alors clôturée et les calculs sur celle-ci sont terminés.
- Afin de s'affranchir du phénomène d'échos, de la dissociation des modes de propagation dans le matériau, il existe la fenêtre temporelle nommée HLT (hit lockout time). Ce paramètre permet alors de ne pas déclencher l'acquisition sur les échos de propagation et donc de comptabiliser ces échos en tant que signal d'EA à part entière. Le réglage de ces deux paramètres dépend donc beaucoup plus de la géométrie du matériau, de son environnement et des caractéristiques d'atténuation, que du type de source à détecter. En procédant par simulation, à l'aide de la source normalisée Hsu Nielsen (Norme NF A 09350) qui est un générateur d'ondes élastiques transitoires, il est possible de régler ces deux paramètres. Pour un même événement, si la composante de l'onde de volume n'est pas totalement dissociable de la composante de l'onde de surface, la salve résultante peut présenter deux maxima.
- La fenêtre temporelle PDT (peak definition time) est utilisée de la même façon pour définir correctement la valeur de l'amplitude maximale qui sert à caractériser la salve.

2.5.1.3.2. Paramètres d'analyse

Afin de caractériser le signal EA, il existe un grand nombre de paramètres, qui lorsque la salve est numérisée (Fig.2.14), sont extraits, calculés et présentés pour affichage selon le mode choisi par l'utilisateur. La plupart de ces paramètres sont définis en fonction du choix du seuil de détection lors de l'acquisition permettant de sélectionner les parties du signal ultrasonore correspondant à des salves d'émission acoustique. Ce seuil est généralement fixé à une valeur légèrement supérieure au bruit de fond. Les paramètres classiques enregistrés en temps réel sont les suivants [50, 51] :

- amplitude : c'est la crête qui s'exprime en décibel (dB), elle est notée par A :

$$A = \log \left(\frac{V(t)}{1\mu V} - (preamGain) \right)$$

Avec :

- $PreamGain$ est la valeur du gain de préamplificateur des transducteurs d'EA, dans notre cas sa valeur est fixé à 40 dB.
- $V(t)$ est la valeur du voltage détecté.
- 0 dB correspond à 1 μV en sortie des transducteurs

L'amplitude d'une salve correspond à la valeur de crête maximale obtenue pour le voltage maximal détecté V_{max} . Généralement, les amplitudes des salves couvrent l'étendue entre 10 et 100 dB ;

- le nombre de coups : c'est le nombre des crêtes qui dépasse le seuil sur toute la durée du signal ;
- la durée : c'est le temps qui sépare le premier et le dernier dépassement du seuil, elle s'exprimée en microsecondes (μs) ;
- l'énergie du signal : c'est l'énergie générée par un événement dans l'éprouvette, elle s'exprime en unité arbitraire (U.A), elle s'écrit par :

$$E(T) = \int_T A^2 dt$$

- le temps de montée : c'est le temps qui sépare le premier dépassement de seuil de l'amplitude maximale du signal, il s'exprime aussi en microseconde (μs) ;
- la fréquence moyenne : c'est le nombre de coups d'une salve divisé par sa durée, elle s'exprime en kHz.

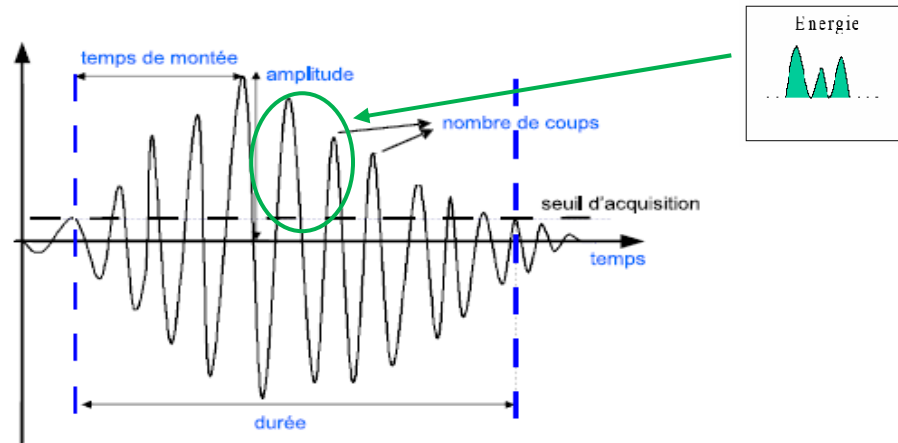


Figure 2.14 Principaux paramètres mesurés sur une salve d'émission acoustique discrète

2.5.1.4. Identification des sources d'EA dans les matériaux composites

Les signaux d'EA contiennent des informations qui peuvent être exploitées pour identifier les différents modes d'endommagement dans les matériaux composites. Discriminer ces différents mécanismes d'endommagement à partir des signaux détectés est un problème primordial de l'EA.

De nombreuses études ont mis en place des méthodes d'analyse en émission acoustique pour identifier les mécanismes d'endommagement dans les matériaux composites, seules celles ayant un lien avec ce travail seront présentées : analyse mono-paramétrique et analyse multi-paramètres.

2.5.2. Analyse monoparamétrique

Dans la littérature, plusieurs études ont montré que l'identification des mécanismes d'endommagements d'un matériau composite lors d'un essai mécanique peut être effectuée par l'analyse d'un ou plusieurs paramètres temporels calculés à partir des salves d'EA. La

plupart d'entre elles portent sur un seul paramètre de classement qui est l'amplitude des signaux d'émission acoustique. Parmi ces travaux, on peut citer:

M.L. Benzeggagh et al. [52] ont étudié les mécanismes d'endommagements des matériaux composites à fibres de verre et à matrice polypropylène. Ces matériaux sont sollicités en traction en statique et en fatigue. L'analyse des amplitudes des signaux d'émission acoustique montre l'apparition de quatre modes d'endommagements qui sont : fissuration matricielle avec des signaux d'EA d'amplitude comprise entre 40 et 55 dB, décohésions avec des signaux d'EA d'amplitude variant de 60 et 65 dB, déchaussement dont l'amplitude des signaux est comprise entre 65 à 85 dB et enfin la rupture des fibres avec des signaux d'amplitude au delà de 85 dB.

O. Chen et al. [53] ont étudié l'évolution de l'amplitude des stratifiés constitués par une matrice renforcée par des fibres courtes de carbone. Ces matériaux sont sollicités en flexion et en traction. Les résultats obtenus montrent l'apparition de deux mécanismes d'endommagement, le premier mode est la fissuration matricielle d'amplitude entre 60 et 80 dB et le deuxième mode est la rupture des fibres et les déchaussements d'amplitude entre 70 et 90 dB.

H.-Y. Kim et al. [54] ont effectué des essais de mise en charges successives sur des stratifiés à plis croisés [0/90] composés d'une matrice polymère renforcée par des fibres de carbone. Cette étude montre que la fissuration de la matrice est identifiée par des signaux de faible amplitude comprise entre 40 et 70 dB et la rupture des fibres est identifiée par des amplitudes élevées comprises entre 60 et 100 dB.

G. Kotsikos et al. [55] ont effectué des études sur des composites stratifiés à plis croisés [0/90] composés par de fibres de verre et une matrice polyester. Au cours des essais de fatigue sur ces éprouvettes, des modes d'endommagement sont apparus : des fissurations matricielles qui sont identifiées par des signaux d'amplitude comprise entre 40 et 55 dB, les délaminages de 55 à 70 dB et les ruptures de fibres identifiées par des signaux d'amplitude au-delà de 80 dB.

O. Ceysson et al. [56] ont étudié l'endommagement des éprouvettes en composites stratifiés composés de résine époxyde renforcée par des fibres de carbone. Les distributions en amplitude obtenues sont centrées sur 50 dB pour les fissurations matricielles et sur 62 dB pour les délaminages.

Les résultats obtenus dans ces analyses sont présentés dans le tableau 2.2 :

Tableau 2.2. Amplitudes de différents modes d'endommagement des différents matériaux sous différents essais mécaniques

Auteurs	Benzeggagh et Barre [52]	Chen et al [53]	Kim et al [54]	Kotsikos et al [55]	Ceysson et al [56]
Matériaux étudiés	Verre/polypropylène	Carbone/Verre	Carbone/époxy	Verre/polyester	Carbone/époxy
Essai	Traction statique et fatigue	Flexion et traction	Mises en charge successive	fatigue	Flexion
Fissuration matricielle	40-55 dB	60-80 dB	40-70 dB	40-70 dB	50 dB
Décohésion	60-65 dB	-	-	-	-
Délaminage	-	-	-	55-70 dB	62 dB
Rupture des fibres	85-95 dB	70-90 dB	60-100 dB	>80 dB	-

Dans la plupart de ces études, les amplitudes des signaux d'émission acoustiques des différents matériaux composites soumis aux différents essais mécaniques, présentent des recouvrements et rendent incertaine l'attribution de ce signal à un endommagement ayant réellement eu lieu. Son amplitude est comprise dans une zone de recouvrement [57]. De ce fait, l'analyse statistique multivariable tente de résoudre ce problème en définissant des ressemblances ou des différences entre des données en analysant plusieurs paramètres à la fois afin d'éviter les zones de recouvrement des amplitudes.

2.5.3. Analyse multiparamétrique (ou multivariable)

L'analyse multiparamétrique sur les caractéristiques extraites des signaux d'EA est de plus en plus utilisée pour séparer et identifier les différents mécanismes d'endommagement.

La classification des signaux acoustiques est effectuée pour grouper ces signaux en des classes. Les descripteurs qui servent généralement à la classification sont ceux issus de l'étude temporelle: énergie, amplitude maximale du signal, durée, temps de montée, nombre de coups. Les paramètres des signaux d'EA sont définis en fonction du choix du seuil lors de l'acquisition permettant de sélectionner les parties du signal correspondant à des salves d'émission acoustique qui correspond à un événement physique. Ce seuil est généralement fixé à une valeur légèrement supérieure au bruit de fond.

La méthode qui sera utilisée pour classer les signaux acoustiques au cours de ce travail de recherche est un algorithme itératif simple appelé coalescence floue ou C-means floues. Elle sera utilisée pour faire une classification en M classes, représentatives des M mécanismes d'endommagement dans le cadre de l'émission acoustique. Nous présentons ci-dessous quelques travaux utilisant cette méthode pour identifier les mécanismes d'endommagement dans les composites.

2.5.3.1. Cas des composites stratifiés

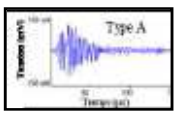
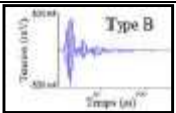
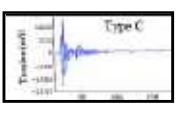
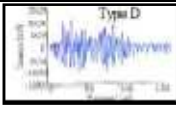
N. Ativitavas et *al* [58] ont étudié l'endommagement des matériaux stratifiés constitués d'une matrice plastique renforcée par des fibres de verre unidirectionnelles soumis à des essais de traction. L'analyse de l'amplitude et de l'énergie des signaux acoustiques couplées à des observations micrographiques à différents stades au cours des essais ont montré l'apparition de quatre modes d'endommagements. Les microfissurations matricielles apparaissent en premier dans les essais, suivies par des ruptures de fibres qui engendrent des décohésions. En fin d'essai, des délaminages sont détectés. Les signaux d'émission acoustique de la rupture des fibres ont pour amplitude supérieure à 74 dB et une énergie élevée. Les signaux des autres mécanismes d'endommagement ont pour amplitude des valeurs inférieures à 74 dB, sans pouvoir les dissocier à cause de recouvrement dans les distributions.

H.Y. Chou et *al* [59] ont étudié la réponse acoustique des composites croisés carbone/époxy du type $[0/90]$, $[0_2/90_4/0_2]$ et $[90_2/0_4/90_2]$ lors des essais de traction. La corrélation de plusieurs paramètres d'émission acoustique a permis de classer les signaux acoustiques en plusieurs groupes et chaque groupe permet d'identifier un mécanisme d'endommagement. Au début de l'essai il y a eu apparition des microfissures qui ont été

reliées aux signaux de faibles amplitudes, inférieurs à 60 dB, l'accumulation des microfissures cause des fissures qui sont caractérisées par des signaux acoustiques d'amplitude entre 60 et 74 dB. Enfin, la coalescence des fissures induisent la formation des macrofissures. Ces dernières sont caractérisées par des signaux de longues durées ($> 100 \mu s$), des fortes amplitudes ($> 75 dB$), de fortes énergies et des barycentres fréquentiels faibles ($< 400 kHz$).

Les travaux de N. Godin et al. [60] menés sur des éprouvettes en matériaux composites unidirectionnels ont permis d'identifier quatre types de signaux dénommés signaux de type A, B, C et D qui correspondent respectivement à la fissuration de la matrice, la décohésion, ruptures de fibres et le délaminage. Leurs principales caractéristiques sont regroupées dans le tableau 2.3.

Tableau 2.3. Caractéristiques des signaux acoustiques de type A, B, C et D identifiés par [60]

	Amplitude (dB)	Temps de montée	Durée du signal	Décroissance du signal	Type du signal	Forme du signal
Type A (Fissuration matricielle)	50-70	Moyen	Moyenne	Lente	Résonant	
Type B (Décohésion)	55-80	Court	Moyenne	Courte	Impulsio nnel	
Type C (Rupture de fibres)	70-100	Court	Courte	Courte	Impulsio nnel	
Type D (Délaminage)	55-70	Lent	Très longue	Lente	Résonant	

2.5.3.2. Cas d'autres matériaux

La technique d'EA a été intensivement employée dans l'analyse de détection des mécanismes d'endommagement des matériaux métalliques, composites et type bétons etc, mais peu de travaux se sont intéressés aux matériaux sandwichs.

B. Shafiq *et al* [61] et A. Quispitupa *et al* [62] ont étudié l'endommagement des matériaux sandwichs constitués de deux peaux à plis croisés [0/90] et une âme en nid

d'abeille soumis à des essais de traction en statique et en fatigue. Les résultats obtenus montrent l'apparition de quatre modes d'endommagement au cours des essais : le premier mode consiste en la fissuration de l'âme qui est identifiée par des signaux acoustiques d'amplitude comprise entre 45 et 60 dB et avec une énergie faible. Le deuxième mode d'endommagement est la décohésion de l'interface d'amplitude comprise entre 60 et 80 dB et d'une énergie moyenne. Le troisième est la fissuration matricielle avec une amplitude comprise entre 80 et 90 dB et d'une énergie élevée. Et en fin d'essai il y a eu apparition des ruptures de fibres qui sont identifiées par des signaux acoustiques d'amplitude au-delà de 90 dB et d'une énergie très élevée (table 2.4)

La chronologie d'apparition des quatre types d'endommagement montre que les fissurations de l'âme sont prépondérantes, elles apparaissent dès le début des essais et correspondent à 83,3% des signaux d'EA. Les décohésions interfaciales commencent aussi au début des essais et leur nombre augmente progressivement pendant les essais (14,8% des salves d'EA). Les fissurations de la matrice représentent seulement 1,2% des événements d'EA et apparaissent avant la fin d'essai. Les ruptures de fibres interviennent en fin d'essai et leur nombre croît jusqu'à la rupture du matériau (0,7% des événements d'EA).

Les caractéristiques des signaux d'émission acoustique issus des différents mécanismes d'endommagement d'un matériau sandwich sont présentées dans le tableau 2.4 :

Tableau 2.4. Caractéristiques des signaux acoustiques de classe 1, 2, 3 et 4 pour les poutres en sandwichs identifié par [61,62]

Type de fissure	Amplitude (dB)	Temps de montée	Energie
Classe 1 (Fissuration de l'âme)	~45-60	Moyen	Faible
Classe 2 (Décohésion)	~60-80	Court	Moyenne
Classe 3 (Délaminage ou fissuration)	~80-90	Court	Moyenne
Classe 4 (Rupture de fibres)	>90	Lent	Elevée

R. Berbaoui et al. [57,63] ont utilisé l'EA pour identifier les mécanismes d'endommagement du béton polymère soumis à des charges importantes et sur de longues durées. Les éprouvettes de béton ont été sollicitées en essais de flexion 3 points en statique, en fluage et en fatigue. Une analyse statistique multivariable des signaux collectés a été effectuée par une méthode de classification, composée de la méthode de coalescence floue et d'une

ACP. Trois mécanismes d'endommagement ont été identifiés et suivis au cours des essais : la fissuration matricielle de la résine signée par des signatures acoustique d'amplitude comprise entre 42dB et 60dB, le deuxième mode d'endommagement correspond à la décohésion interfaciale de l'agrégat et de la résine, il est signée par des salves d'amplitude comprise entre 50dB et 90dB ; et le dernier mode d'endommagement correspond à la rupture des granulats, signée par des signaux d'amplitude comprise entre 95 et 100dB et qui est très énergétique et qui apparait en fin de l'essai.

2.6. COMPORTEMENT MECANIQUE EN VIBRATION DES MATERIAUX COMPOSITES

2.6.1. Introduction

De nombreux travaux de recherche ont étudié le comportement vibratoire des matériaux composites, l'accent est mis sur l'évaluation des fréquences propres et de l'amortissement de ces matériaux. En effet, l'amortissement et le décalage fréquentiel pourraient servir d'indicateurs d'endommagement pour le suivi de l'état de santé des matériaux composites et peuvent être exploités comme outil pour identifier et suivre l'endommagement des matériaux composites.

2.6.2. Caractérisation par vibration linéaire des composites

Des travaux menés au laboratoire par M. Assarar et al [19-23] se sont intéressés au comportement en vibration des matériaux stratifiés et sandwichs dans le cas de la flexion de poutres. Ils se sont intéressés à l'identification de l'amortissement et des propriétés élastiques de ces matériaux et à leur évolution en fonction de la fréquence. L'étude expérimentale de la réponse en fréquence à une impulsion, menée à l'aide d'un vibromètre laser, a permis dans un premier temps de mesurer l'amortissement de ces matériaux autour de chaque pic de résonance. Dans un deuxième temps les propriétés élastiques ont été identifiées aux pics de résonance en utilisant une procédure itérative et en comparant les résultats expérimentaux à ceux obtenus par éléments finis. Une modélisation de l'amortissement des matériaux composites a été développée. Cette modélisation, basée sur la théorie des stratifiés avec cisaillement transverse, est développée en utilisant les éléments finis. L'évaluation de

différentes énergies emmagasinées a permis de déterminer l'amortissement des différents stratifiés et sandwichs. Les résultats obtenus ont montré un très bon accord entre les résultats expérimentaux et ceux obtenus à partir de la modélisation. A la suite des travaux précédents M. Idriss et al [38, 41, 42, 44, 45] ont mené des études en vibration sur des matériaux sandwichs endommagés par fissuration de type décohésion de longueur variable. Les résultats déduits de l'analyse expérimentale sont comparés à ceux obtenus à partir d'une analyse par éléments finis en utilisant le code de calcul ABAQUS et ont montré que les facteurs de perte augmentent avec l'augmentation de la longueur de fissure alors que les fréquences propres diminuent.

S. Vladimir et al. [64] ont étudié le comportement dynamique des matériaux sandwichs avec une âme endommagée par une fissure transversale. Ils ont observé que la fréquence se décale vers les basses fréquences lors de présence de l'endommagement. G.-L. Qian et al. [65] ont étudié l'effet de l'ouverture et de la fermeture d'une fissure sur le comportement dynamique des structures en utilisant un modèle d'éléments finis. T.G. Chondros et al. [66] ont développé une théorie de vibration des poutres continues fissurées pour étudier la vibration latérale des poutres d'Euler-Bernoulli avec une ou deux fissures. J.J. Tracy et al [67] ont analysé les effets d'un seul délaminage sur les modes propres des poutres en matériau composite dans le cas d'une poutre contenant un délaminage. H.-Y. Kim et al [54] ont étudié théoriquement et expérimentalement, l'effet de la décohésion entre l'âme et la peau d'une poutre sandwich sur la rigidité et sur la fréquence propre. La poutre en matériau sandwich avec décohésion en flexion est divisée en trois zones : deux zones sans décohésion et une zone avec une décohésion, l'équation du mouvement est établie pour chaque région de la poutre. Ils ont conclu que la décohésion entre la peau et l'âme réduit la rigidité de la poutre et diminue la fréquence propre en flexion.

2.6.3. Caractérisation par vibration non linéaire des composites

M. Bentahar [69] ont étudié les potentialités des méthodes de contrôle non destructif (CND) en utilisant la méthode des ondes acoustiques non-linéaires en résonance dans le but de caractériser et suivre l'endommagement des matériaux hétérogènes (bétons et composites base polymère). Ces deux matériaux composites sont très différents de part leurs constituants et compositions chimiques. Pour les deux matériaux, les variations de la fréquence de

résonance observées en fonction du niveau d'excitation (dynamique rapide) sont directement corrélées aux niveaux d'endommagement. Après une forte excitation des éprouvettes endommagées, un décalage vers les plus basses fréquences est observé pour les deux matériaux. M. Idriss et al. [42] ont appliqué une méthode de vibration non linéaire pour caractériser le comportement des matériaux sandwichs endommagés par fissuration. Les paramètres non linéaires relatifs au décalage fréquentiel et à l'amortissement sont mesurés en faisant varier l'amplitude d'excitation. Cette étude a permis de montrer que les paramètres non linéaires sont plus sensibles à l'endommagement que les paramètres linéaires.

Tous ces travaux indiquent clairement que les changements dans les fréquences propres et les amortissements pourraient être utilisés comme paramètres pour évaluer le niveau d'endommagement des composites.

2.7. SYNTHÈSE ET POSITION DU PROBLÈME

Cette synthèse bibliographique nous a permis d'avoir une idée globale sur quelques travaux développés au laboratoire (LAUM) et ailleurs qui touchent de près ou de loin aux différents aspects mentionnés sur le comportement en statique, fatigue cyclique et en vibrations linéaires et non linéaire des composites stratifiés et sandwichs.

Malgré les nombreux travaux réalisés qui traitent ces différents aspects, ils restent encore beaucoup de progrès à faire dans ce domaine et notamment sur le comportement des composites en présence d'endommagements et l'évaluation qualitative et quantitative de ces derniers. Il a été constaté aussi l'absence de travaux utilisant la méthode d'émission acoustique comme moyen d'évaluation d'endommagement des composites stratifiés sous sollicitation de flambement en statique et en fatigue cyclique. Dans le cas des matériaux sandwichs, la majorité des études concernant le comportement en statique, fatigue et en vibration linéaire et peu de travaux s'intéressent au comportement non linéaire en présence d'endommagement.

Notre contribution dans cette thèse consiste donc à étudier le comportement mécanique en statique, en fatigue, en vibration linéaire et non linéaire et à évaluer l'endommagement des matériaux composites à base polymère par émission acoustique.

Dans une première étape, une étude détaillée est d'abord menée pour caractériser le comportement mécanique en statique, en fatigue cyclique des composites stratifiés et sandwichs. Les essais ont été conduits en traction et en flambement pour les composites stratifiés et en flexion 4-points pour les matériaux sandwichs. Les signaux d'émission acoustique enregistrés lors des essais sont analysés par une méthode de classification multivariable. La deuxième étape est consacrée à une analyse vibratoire d'abord linéaire sur les composites stratifiés et sandwichs et par la suite non linéaire dans le cas des matériaux sandwichs en présence de plusieurs fissures de type décohésion dans l'âme.

Chapitre 3

Comportement mécanique en statiques, en fatigue, en vibration et évaluation des mécanismes d'endommagement par émission acoustique des composites stratifiés

Résumé

Le chapitre 3 est consacré à la caractérisation des propriétés mécaniques et à l'évaluation des mécanismes d'endommagement en statique et en fatigue des composites stratifiés constitués de résine époxyde renforcée par différents renforts fibreux. Cette caractérisation est menée à partir d'essais de traction et de flambement sur des éprouvettes en composites stratifiés. Le chapitre présente dans un premier temps une analyse de l'effet de plusieurs paramètres (type de fibre, séquence d'empilement, type de sollicitation...etc.) sur le comportement mécanique en statique et en fatigue de ces matériaux. La deuxième partie du chapitre est consacrée à l'identification par émission acoustique des différents mécanismes d'endommagement présents dans ces composites au cours des essais statiques et de la fatigue. Une analyse statistique multivariable des signaux d'émission acoustique collectés au cours des essais a été effectuée. Elle a permis d'associer différentes classes d'EA à des mécanismes d'endommagement (la fissuration matricielle, la décohésion interfaciale, le délaminage et la rupture des fibres) et de suivre leur évolution dans le temps jusqu'à la rupture des éprouvettes. Dans la dernière partie du chapitre, une analyse expérimentale du comportement dynamique des composites stratifiés de différents renforts fibreux et différentes orientations des plis a été menée dans le cas de vibration en flexion. La réponse à une excitation par pot vibrant a été établie. Les fréquences de résonance et les amortissements ont été déduits et comparés dans différents composites.

Chapitre 3 :

Comportement mécanique en statique, en fatigue, en vibration et évaluation des mécanismes d'endommagement par émission acoustique des composites stratifiés.

3.1. INTRODUCTION

Lorsque les stratifiés sont soumis à des essais mécaniques, l'endommagement se manifeste par la fissuration matricielle, la décohésion inter-plis, le délaminage et la rupture des fibres. Ces endommagements peuvent aussi survenir à la suite des imperfections dans le processus de fabrication, des charges externes au cours de la vie d'opération, l'impact par des objets étrangers comme la répercussion du mouvement des vagues sur les coques des bateaux ou bien par l'influence des vibrations des ailes des avions à la rencontre d'un trou d'air dans l'espace. Les propriétés mécaniques de ces matériaux peuvent être sévèrement dégradées par la présence de ces endommagements. C'est ainsi que dans ce chapitre, nous nous intéressons à l'étude du comportement mécanique en statique et en fatigue, en traction et en flambement et à l'évaluation par émission acoustique des mécanismes d'endommagement des matériaux composites stratifiés. Les matériaux stratifiés considérés sont constitués par différents renforts fibreux et différentes séquences d'empilement. Les signaux acoustiques collectés au cours des essais sont analysés par une méthode de classification composée de la méthode de coalescence floue et d'une analyse en composantes principales (ACP). Cette analyse a permis de discriminer et de suivre les différents mécanismes d'endommagement dans le temps et de détecter ceux les plus critiques conduisant à la rupture des matériaux. Enfin, une analyse expérimentale du comportement dynamique des composites stratifiés de différents renforts fibreux et différentes orientations des plis a été menée dans le cas de vibration en flexion.

3.2. PROCEDURE EXPERIMENTALE

3.2.1. Matériaux et mise en œuvre

Différents types de stratifiés croisés sont élaborés au Laboratoire d'Acoustique de l'Université du Maine (LAUM). Ils sont différenciés par leurs types de renforts fibreux et leurs séquences d'empilement. Ils sont constitués de résine époxyde de type SR1500 associé au durcisseur SD2505 renforcée par des fibres unidirectionnelles de carbone de masse surfacique 300 g.m^{-2} (CFRP), des fibres unidirectionnelles de verre de masse surfacique 300 g.m^{-2} (GFRP) et des fibres hybrides carbone/verre (HFRP). L'ensemble de la matière première est fournie par la société SICOMIN. Ces matériaux sont énumérés dans le tableau 3.1 de A à F.

Tableau 3.1 Matériaux stratifiés étudiés

Nom	A	B	C	D	E	F
Matériau	CFRP	HFRP	GFRP	GFRP	GFRP	GFRP
Séquence d'empilement	$[0_{c2}/90_{c2}]_s$	$[0_c/0_v/90_c/90_v]_s$	$[0_{v2}/90_{v2}]_s$	$[0_v/90_{v2}/0_v]_s$	$[0_v/90_v/0_v/90_v]_s$	$[90_{v2}/0_{v2}]_s$

La mise en œuvre des matériaux composites est réalisée par moulage sous vide, par une technique dite du sac. La méthode de moulage consiste à déposer successivement sur une face plane du moule une couche de résine, puis une couche de renfort sous forme de couche de fibres à température ambiante selon l'orientation souhaitée des plis. Cette opération est répétée autant de fois qu'il y a de couches de renfort afin d'obtenir l'épaisseur de la plaque désirée. Pour assurer une bonne interface pour toute l'opération de collage, un tissu de délaminage « Peeltex » est utilisé. Celui ci est ensuite recouvert d'un film plastique perforé « Perforex » qui permet d'assurer l'homogénéité de la résorption de la résine (Fig.3.1).

Cet ensemble est mis dans une poche en plastique dans laquelle on vide l'air emprisonné (dépression de 30 kPa) pendant 10 heures à température ambiante. L'interposition d'un moule et d'un contre moule permet de garder uniformément l'épaisseur des plaques réalisées.

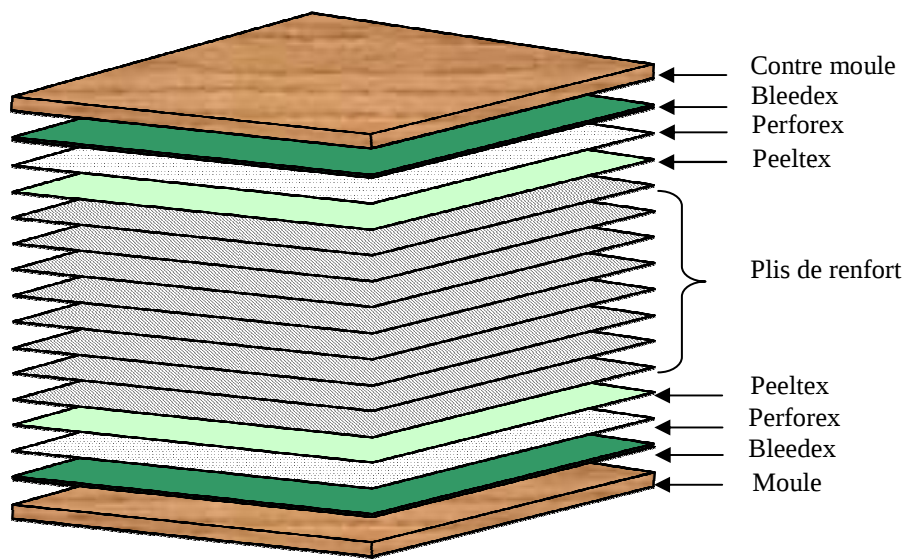


Figure 3.1 Structure d'un stratifié

Les éprouvettes sont ensuite découpées à l'aide d'une tronçonneuse à disque diamanté, à partir de plaques de $300 \times 300 \text{ mm}^2$ de surface. La longueur, la largeur et l'épaisseur des éprouvettes sont respectivement de 200 mm, 20 mm et 2 mm.

3.2.2. Dispositif expérimental

Les éprouvettes des matériaux stratifiés sont sollicitées en traction et en flambement en statique et en fatigue sur une machine hydraulique universelle de type INSTRON modèle 8516, munie de cellules de charge de 100 kN pour les essais en traction et de 5 kN pour les essais de flambement (Fig.3.2).

Dans le cas des essais statiques en traction et en flambement, les éprouvettes sont chargées jusqu'à la rupture avec une vitesse d'essai de 1 mm/min. La charge et le déplacement de l'éprouvette sont enregistrés en fonction du temps. Ces essais sont effectués afin d'analyser le comportement mécanique et de déterminer les propriétés statiques des matériaux (rigidité, déplacement et charge à la rupture).

Le comportement de l'ensemble des éprouvettes est aussi analysé sous chargement de fatigue cyclique. Le phénomène de fatigue cyclique du matériau se caractérise par l'application d'un grand nombre de sollicitations cycliques dont l'amplitude est inférieure à la résistance à la rupture en statique du matériau. Ainsi, les essais de fatigue en traction et en flambement sont menés en contrôlant le signal de la force en traction et le signal déplacement en flambement.

La forme d'onde est sinusoïdale avec une fréquence égale à 10 Hz. Le niveau de chargement $r = \frac{V_{\max}}{V_c}$ ($V_{\max}$ est la valeur maximale de la force ou du déplacement et V_c est la valeur critique en flambement ou à la valeur à la rupture en traction en statique) est maintenu constant égale à 75%. Le rapport de chargement $R = \frac{V_{\max}}{V_{\min}}$ ($V_{\max}$ et $V_{\min}$ sont respectivement les valeurs maximale et minimale de la force (déplacement au cours des essais) est fixé à 0,1.

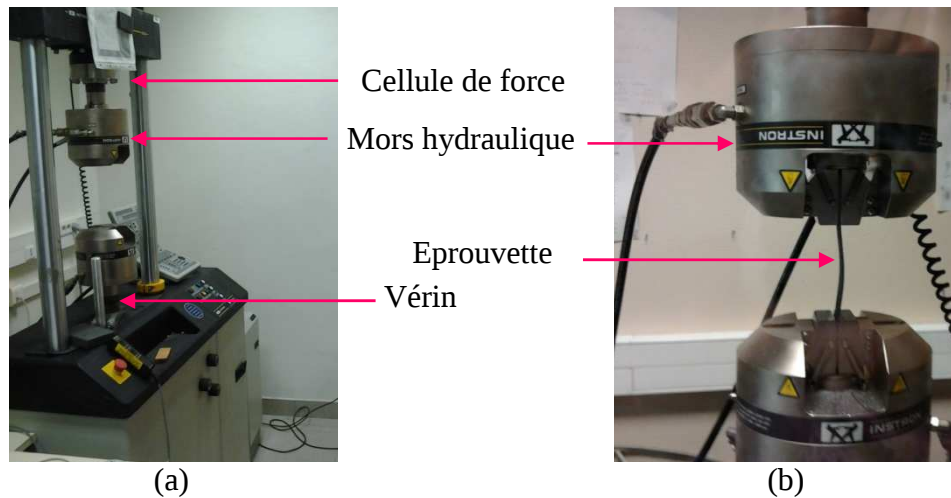


Figure 3.2 Dispositif expérimental : a) vue d'ensemble et b) essais d'une éprouvette en composite

3.3. COMPORTEMENT MECANIQUE EN STATIQUE DES COMPOSITES STRATIFIES

3.3.1. Introduction

Généralement, la loi de comportement mécanique est utilisée pour caractériser une classe limitée des matériaux composites soumise à des sollicitations extérieures d'origine mécanique ou thermique. Ces lois sont évidemment déduites à partir des expériences effectuées sur les matériaux. L'évaluation des caractéristiques mécaniques en statique et l'étude du comportement mécanique des stratifiés, a fait l'objet du présent travail. Différents stratifiés différenciés par le type de renfort et de séquence d'empilement ont été sollicités en traction et en flambement en statique.

3.3.2. Comportement mécanique en traction statique

Les résultats des essais statiques sur les matériaux stratifiés sont reportés dans la figure 3.3. Cette figure représente l'évolution de la charge en fonction du déplacement pour les six types de matériaux stratifiés : matériaux à fibres de carbone (CFRP), matériaux à fibres hybrides carbone/verre (HFRP) et matériaux à fibres de verre (GFRP) de différentes séquences d'empilements. Les courbes charge-déplacement font apparaître d'abord un comportement linéaire des poutres, correspondant à la partie élastique et permettant la détermination des propriétés élastiques des matériaux. Puis un comportement non-linéaire jusqu'à une charge maximale, cette phase est caractérisée par l'initiation de l'endommagement par développement de microfissures au sein du matériau. La charge croît ensuite progressivement, lorsque le déplacement augmente, jusqu'au moment où une chute assez rapide de la charge se produit. Cette phase correspond à la propagation rapide des fissures conduisant à la rupture totale des éprouvettes.

Le tableau 3.2 présente les caractéristiques mécaniques obtenues dans les essais de traction en statique pour l'ensemble des stratifiés. Nous observons que les valeurs des caractéristiques mécaniques de l'éprouvette constituée de fibres de carbone (CFRP) sont les plus élevées, suivies de celles du matériau en fibres hybrides et enfin les caractéristiques des matériaux en fibres de verre. Dans le cas des stratifiés à fibres de verre (GFRP), le stratifié avec un empilement du type $[0/90/0/90]_s$ possède des caractéristiques mécaniques plus élevées que celles des autres stratifiés.

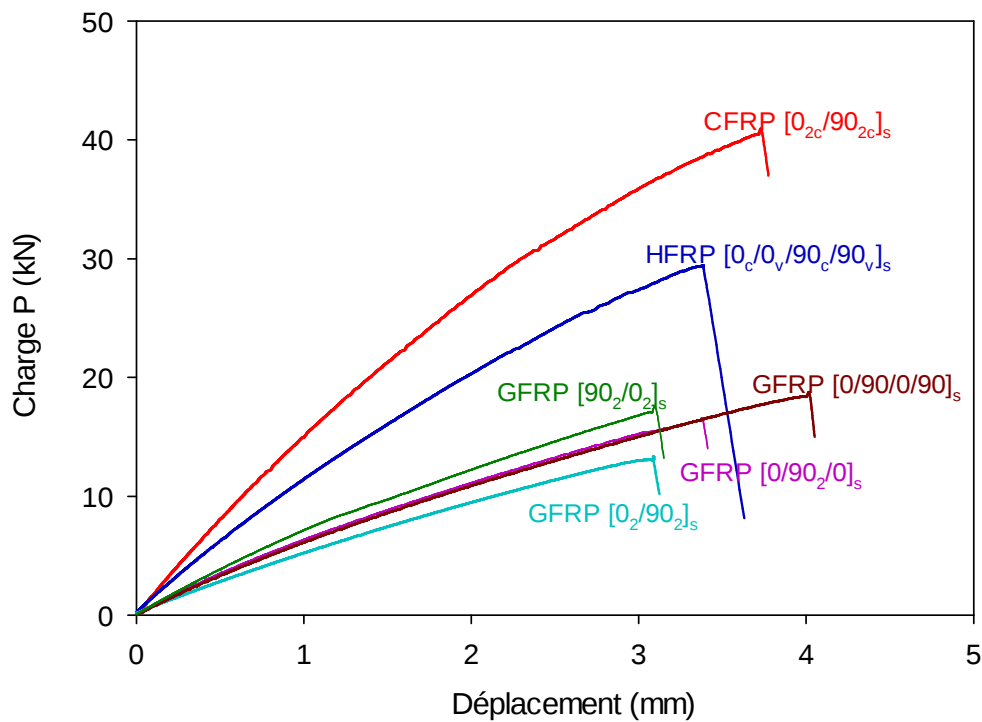


Figure 3.3 Courbes force-déplacement obtenues dans le cas des essais de traction des différents stratifiés

Tableau.3.2 Propriétés mécaniques des composites stratifiés en traction statique.

Matériau	A	B	C	D	E	F
Rigidité (kN mm^{-1})	15,60	12,05	5,78	5,73	6,39	7,29
Contrainte à la rupture (MPa)	660	653	318	342	333	282
Déplacement à la rupture (mm)	3,70	3,38	3,08	3,38	4,02	3,34

3.3.3. Comportement mécanique en flambement statique

La figure 3.4 montre un exemple de courbes force-déplacement déduites des essais de flambement pour les différents matériaux. Pour un même matériau, nous avons constaté une grande dispersion dans le comportement en flambement, et seules les courbes moyennes sont tracées. A faible charge, le comportement est purement linéaire et le flambage se produit par bifurcation. Lorsque la force atteint la charge critique F_c , l'éprouvette fléchit brutalement et

part latéralement vers la droite ou vers la gauche. Au-delà de cette charge critique, l'éprouvette continue à se déformer à contrainte très proche de la contrainte critique de flambement jusqu'à la rupture.

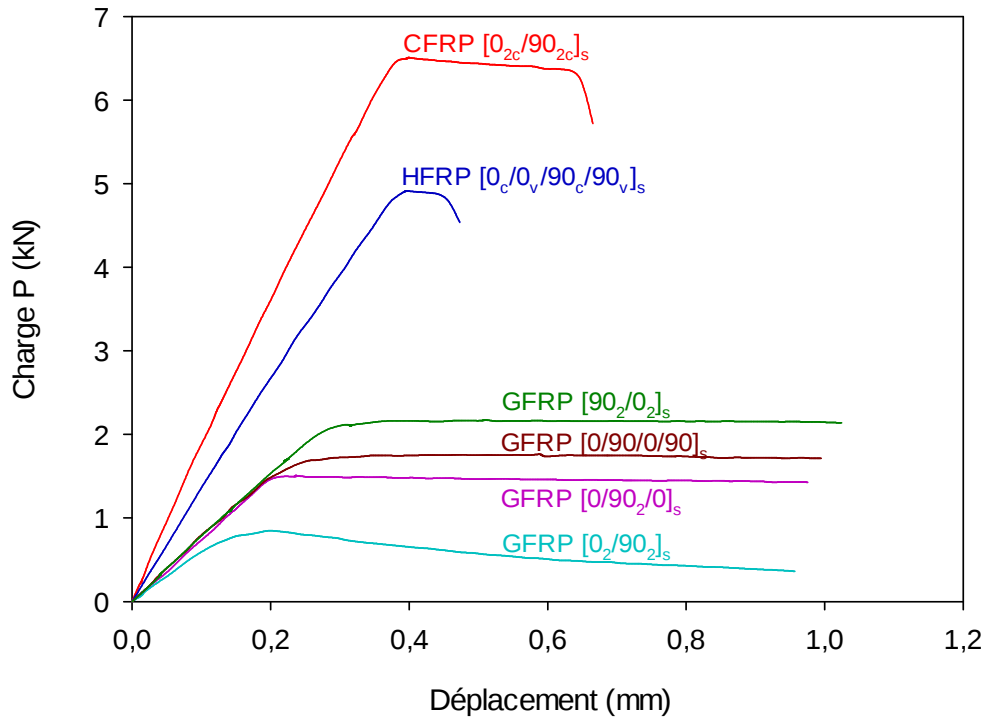


Figure 3.4 Courbes force-déplacement obtenues dans le cas des essais de flambement des différents stratifiés

Le tableau 3.3 présente les caractéristiques mécaniques obtenues dans le cas des essais de flambement en statique pour l'ensemble des stratifiés. Nous observons là aussi, que les valeurs de la rigidité, du déplacement critique et de la contrainte critique du matériau constitué de fibres de carbone (CFRP) sont les plus élevées suivi de celles du matériau en fibres hybrides et enfin celles du matériau en fibres de verre. Dans le cas du stratifié constitué de fibres de verre (GFRP), il semblerait qu'un empilement du type [90₂/0₂]_s résiste mieux au flambement statique que les autres empilements.

Tableau 3.3 Propriétés mécaniques des composites stratifiés en flambement statique.

Matériau	A	B	C	D	E	F
Rigidité (kN mm^{-1})	16,92	12,82	5,55	7,10	6,80	7,33
Contrainte critique (MPa)	97,73	95,53	17,83	26,02	33,43	38,46
Déplacement critique (mm)	0,38	0,37	0,15	0,19	0,23	0,28
Déplacement à la rupture (mm)	0,65	0,45	0,96	0,97	0,99	1,02

3.3.4. Effet du type de renfort sur le comportement mécanique en traction et en flambement

Afin d'étudier l'effet de type de renfort sur les caractéristiques mécaniques, nous avons considéré trois stratifiés, CFRP $[0_{2c}/90_{2c}]_s$ (A), HFRP $[0_c/0_v/90_c/0_v]_s$ (B) et GFRP $[0_{2v}/90_{2v}]_s$ (C). Ces stratifiés possèdent le même nombre de plis et la même séquence d'empilement mais avec des renforts différents. Les caractéristiques mécaniques en traction et en flambement du stratifié en fibres de carbone sont plus élevées que celles du stratifié en fibres hybrides et suivies enfin par celles du stratifié en fibres de verre. En effet, les propriétés mécaniques des composites fibreux sont directement liées aux caractéristiques mécaniques de leurs constituants: la fibre, la matrice, ainsi que l'interphase. La résistance et la rigidité d'un composite sont assurées principalement par les fibres qui possèdent des caractéristiques mécaniques beaucoup plus élevées que la matrice. Cette dernière, quant à elle, réunit les fibres et donne la forme géométrique de la structure.

3.3.5. Effet de la séquence d'empilement sur le comportement mécanique en traction et en flambement

La séquence d'empilement est étudiée en ne considérant que les composites constitués de fibres de verre. Ils sont composés du même nombre de plis à 0° et à 90° mais avec des séquences d'empilements différentes. Les plis sont disposés de telle sorte que les épaisseurs des couches orientées à 90° soient différentes d'un stratifié à un autre : GFRP $[0_{v2}/90_{v2}]_s$ (C), GFRP $[0_v/90_{v2}/0_v]_s$ (D), GFRP $[0_v/90_v/0_v/90_v]_s$ (E) et GFRP $[90_{v2}/0_{v2}]_s$ (F). Les résultats des essais ont été présentés dans la figure 3.3 dans le cas des essais de traction et dans la figure 3.4 dans le cas des essais de flambement. L'analyse des résultats obtenus montre que :

- dans le cas des essais de traction, le matériau $[0_v/90_v/0_v/90_v]_s$ (E) possède des caractéristiques mécaniques plus élevées que celles des autres stratifiés. En effet, le mode d'endommagement le plus prépondérant dans ce type de matériau est la fissuration des plis orientés à 90° . Le stratifié E dispose des couches à 90° confinées par des couches à 0° et ralentit ainsi le développement de l'endommagement par fissuration des plis orientés à 90° ;
- dans le cas des essais de flambement, les caractéristiques mécaniques du stratifié $[90_{v2}/0_{v2}]_s$ (F) sont plus élevées que celles des autres stratifiés. Ce stratifié est constitué de plis orientés à 90° à l'extérieur du matériau. Le développement de la fissuration en flambement dans les plis à 90° n'entraîne pas de chute significative des caractéristiques mécaniques et la rupture des éprouvettes est obtenue par délaminage de couches ou par rupture des fibres ;
- dans le but de déterminer l'influence de l'emplacement des couches à 0° dans le composite, nous avons considéré les stratifiés $[0_{v2}/90_{v2}]_s$ (C) et $[90_{v2}/0_{v2}]_s$ (F) qui possèdent le même nombre de plis orientés à 0° et 90° , la différence réside dans l'emplacement des couches orientées à 0° à l'extérieur ou à l'intérieur. Les caractéristiques mécaniques du stratifié avec des plis à 0° à l'intérieur (F) sont plus faibles que celles du stratifié avec des plis à 0° à l'extérieur.

3.4. COMPORTEMENT MECANIQUE EN FATIGUE CYCLIQUE DES COMPOSITES STRATIFIES

3.4.1. Introduction

Le phénomène de fatigue conduit à des ruines totales de structure sous chargement cyclique plus faible que la charge à la rupture en statique. Les essais de fatigue ont été effectués afin d'analyser le comportement et de déterminer la durée de vie des matériaux en fonction des conditions de chargement, du type de renfort et de la séquence d'empilement. Les matériaux considérés sont ceux utilisés dans le cas des essais statiques à savoir de la résine époxyde renforcée par des fibres de carbone (CFRP), fibres hybrides carbone/verre (HFRP) et fibres de verre (GFRP) de différentes séquences d'empilement. Nous nous sommes intéressés dans cette partie du travail à l'analyse de l'effet d'un certain nombre de paramètres sur le comportement mécanique et sur la durée de vie des matériaux en fatigue cyclique.

3.4.2. Evolution de la rigidité en fatigue cyclique des stratifiés en traction

Le suivi du déplacement en fonction du nombre de cycles en contrôlant la charge constitue une des méthodes les plus utilisées pour suivre la progression de l'endommagement par fatigue des composites. Au cours des essais de fatigue en traction, nous avons enregistré l'évolution du déplacement maximum d_{max} en fonction du nombre de cycles. Dans la figure 3.5, nous avons reporté avec une échelle semi logarithmique, l'évolution de la rigidité en fonction du nombre de cycles. La rigidité est évaluée par le rapport des déplacements d_{0max}/d_{max} (où d_{0max} est le déplacement maximal obtenu dans le premier cycle). La diminution de la rigidité en fonction du nombre de cycles pour les différents matériaux se fait d'une manière similaire. Pour l'ensemble des matériaux, la perte de rigidité jusqu'à la rupture des éprouvettes se déroule en trois phases : dans un premier temps se manifeste une diminution brutale du rapport d_{max}/d_{0max} dès les premiers cycles, la diminution devient ensuite très lente dans la deuxième phase, correspondant à la quasi-totalité de la durée de vie de l'éprouvette et enfin dans la troisième phase très courte où la perte de rigidité s'accélère brutalement jusqu'à la rupture de l'éprouvette.

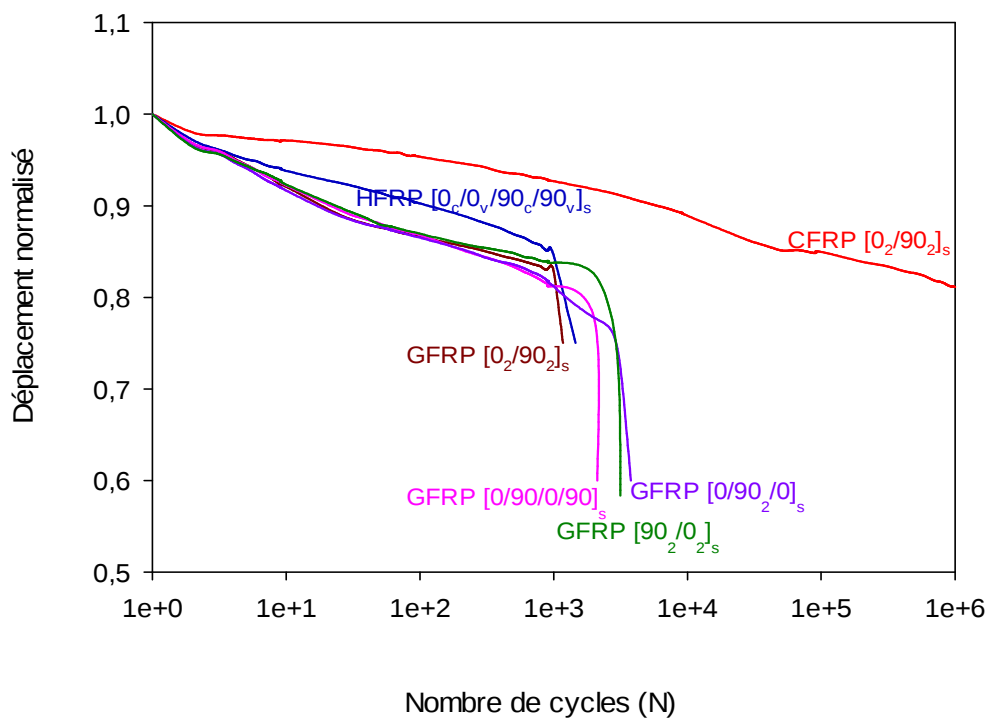


Figure 3.5 Evolution de la rigidité en fonction du nombre de cycles pour les différents stratifiés sollicités en traction en fatigue

Les trois parties distinctes des courbes peuvent être expliquées par : a) l'initiation et la multiplication de la fissuration de la résine pour la première phase; b) la propagation stable de celles-ci et du délaminage durant la deuxième phase ; c)et enfin la rupture des fibres entraînant la rupture du matériau pour la dernière phase. Il est à noter que le premier stade ne constitue que 20% de la durée de vie alors qu'il correspond à 80% du taux d'endommagement. Seules les éprouvettes en fibres de carbone (CFRP) n'ont pas atteint la rupture même au-delà du million de cycles.

Pour déterminer les performances des matériaux en fatigue, différents critères de la durée de vie (N_s , N_3 , N_5 , N_{10} et N_R) sont considérés dans la littérature à partir des courbes donnant l'évolution de la charge en fonction du nombre de cycles. Le critère le plus sévère est celui qui caractérise le matériau par la valeur N_s qui correspond au nombre de cycles à la fin du domaine linéaire. Les critères N_3 , N_5 et N_{10} correspondent respectivement à des chutes de 3%, 5% et 10% de la charge (ou du déplacement) par rapport à la charge (ou déplacement) initiale. Le critère N_R correspond au nombre de cycles nécessaire à la rupture complète de l'éprouvette. Dans notre étude, la plupart des éprouvettes ont rompu avant le million de cycles de fatigue, nous avons donc choisi le critère N_R pour évaluer les performances des matériaux.

Le tableau 3.4 compare les durées de vie des éprouvettes en composites stratifiés avec le critère de N_R dans le cas de la sollicitation en traction en fatigue cyclique. Ce résultat montre que la durée de vie du composite en fibres de carbone est plus élevée que celle des autres matériaux. La durée de vie du composites en fibres de carbone est supérieure à 10^6 cycles. La durée de vie du composite à fibres hybrides est du même ordre de grandeur que les composites à fibres de verre. Dans le cas du matériau en fibres verre, la séquence d'empilement influe peu sur la durée de vie du matériau, elle varie entre 10^3 et 2.10^3 cycles.

Tableau 3.4. Durées de vie N_R des composites stratifiés sollicités en traction en fatigue cyclique

Matériaux	A	B	C	D	E	F
Nombre de cycles	Pas de rupture à 10^6	1206	1050	1250	1627	2480

3.4.3. Evolution de la rigidité en fatigue cyclique des stratifiés en flambement

Au cours des essais flambement en fatigue cyclique, nous avons enregistré l'évolution de la charge maximale $F_{\max}$ en fonction du nombre de cycles. Dans la figure 3.6, nous avons reporté avec une échelle semi logarithmique, l'évolution de la rigidité en fonction du nombre de cycles. La rigidité est évaluée par le rapport des charges $F_{\max}/F_{0\max}$ (où $F_{0\max}$ est la charge maximale obtenue dans le premier cycle). La perte de rigidité jusqu'à la rupture des éprouvettes se déroule en trois phases : dans la première phase (dès les premiers cycles) se manifeste une diminution très rapide. Dans la deuxième phase qui correspond à la quasi-totalité de la durée de vie du matériau, la diminution devient très lente. Enfin dans la troisième phase qui est courte, la perte de rigidité s'accélère brutalement jusqu'à la rupture totale des éprouvettes.

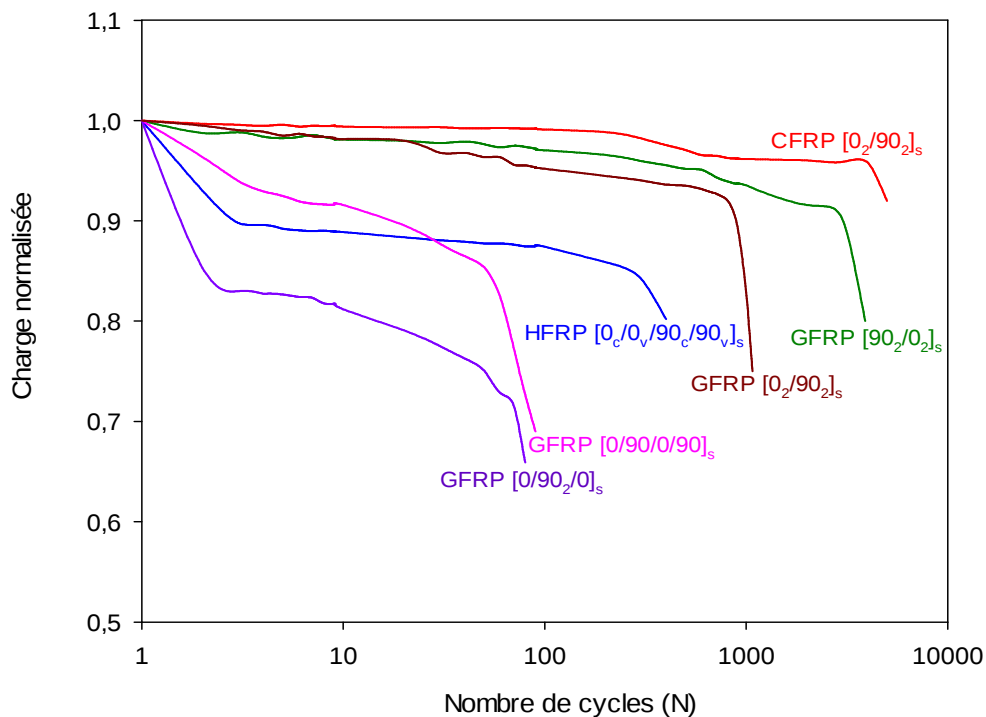


Figure 3.6 Evolution de la rigidité en fonction du nombre de cycles pour les différents composites stratifiés sollicités en flambement en fatigue

Dans le cas des essais de flambement cyclique, l'ensemble des éprouvettes a rompu, dans ce cas, pour déterminer les performances des matériaux, nous avons utilisé le critère N_R qui correspond au nombre de cycles nécessaires à la rupture complète de l'éprouvette. Le tableau 3.5 compare les durées de vie de l'ensemble des composites stratifiés sollicités en

flambement cyclique. Ce résultat montre que la durée de vie du composite en fibres de carbone est plus élevée que les autres matériaux. Dans le cas des composites en fibres de verre, il semble qu'un empilement du type $[90_2/0_2]_s$ résiste mieux à la fatigue que les autres. En effet, la durée de vie du composite avec une séquence d'empilement du type $[90_2/0_2]_s$ est 6 fois supérieure à celle d'un composite du type $[0_2/90_2]_s$.

Il faut noter que les essais de fatigue se caractérisent par une dispersion des valeurs de la durée de vie dépendant de plusieurs paramètres. D'une manière générale, cette dispersion est principalement liée à la nature hétérogène des stratifiés. En effet, les éprouvettes n'ont pas toujours des caractéristiques comparables : fraction volumique, distribution des défauts, résistance à la rupture en statique, etc. La rupture en fatigue dépend d'une série de processus aléatoires dont la conjugaison se traduit par une dispersion dans les résultats de la durée de vie entre les éprouvettes soumises à un même niveau de chargement et sollicitées dans les mêmes conditions. D'autre part, il faut signaler que la dispersion va dans le même sens que le critère de la durée de vie.

Tableau 3.5. Durée de vie N_R des composites stratifiés sollicités en flambement en fatigue cyclique

Matériaux	A	B	C	D	E	F
Nombre de cycles	8500	810	1075	80	110	6060

3.5. EVALUATION PAR EMISSION ACOUSTIQUE DE L'ENDOMMAGEMENT DES COMPOSITES STRATIFIES

3.5.1. Introduction

Le contrôle de santé des matériaux est utilisé dans plusieurs domaines (nucléaire, transport aéronautique, automobile, naval, génie civil, etc.). L'objectif de ce contrôle consiste à détecter et à quantifier sur site, l'endommagement de ces matériaux et des structures. Les méthodes de contrôle de santé doivent en outre à terme conduire à statuer sur le maintien en service ou sur le remplacement de la structure endommagée, voir à estimer sa durée de vie restante. Pour atteindre ces objectifs, l'émission acoustique, qui correspond à l'énergie élastique libérée par le matériau sous sollicitation, présente de nombreux avantages, en particulier celui d'être un moyen de contrôle passif applicable sur des structures en

fonctionnement. Dans ce travail, nous avons utilisé l'émission acoustique (EA) comme un moyen de contrôle de santé des matériaux composites au cours des essais.

3.5.2. Dispositif expérimental de l'émission acoustique

Un système d'acquisition EPA (Euro Physical Acoustics) comportant 6 voies avec une fréquence d'échantillonnage de 5 MHz est utilisé. Ce système est composé d'une carte d'acquisition PCI reliée à un micro-ordinateur. La figure 3.7 représente une vue d'ensemble du dispositif de l'EA. La détection des signaux acoustiques est assurée par des capteurs piézoélectriques de type Micro-80 de bande passante 100 kHz - 1 MHz et leurs pics de résonance sont aux alentours de 300 kHz. Ces capteurs sont collés sur la surface de l'éprouvette avec une graisse silicone, permettant la localisation des sources d'endommagement. Les signaux détectés sont ensuite amplifiés à l'aide d'un préamplificateur de gain 40 dB, puis convertis par la carte PCI pour les numériser et pour procéder à l'extraction des paramètres d'EA. Les données de l'EA sont transmises au micro-ordinateur, permettant l'affichage en temps réel, le stockage et le post traitement des données.

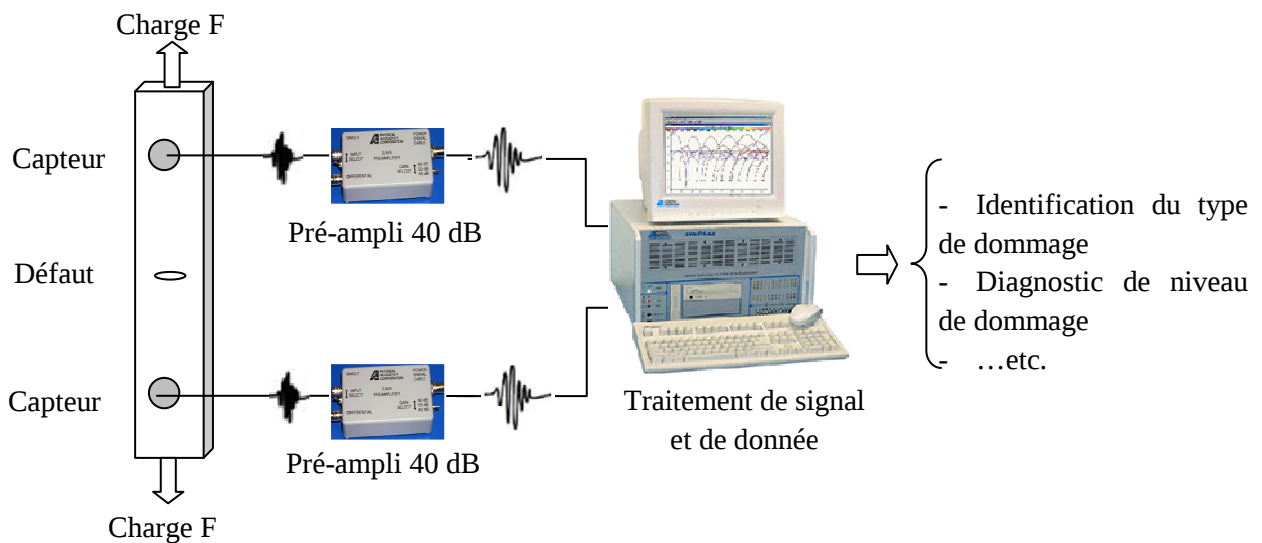


Figure 3.7. Dispositif expérimental de la méthode d'émission acoustique (EA)

Pour comparer l'activité acoustique des différents types de matériaux stratifiés, l'EA des échantillons est suivie. Dans ce cas, deux capteurs d'EA sont collés avec la graisse silicone sur la face de l'éprouvette, placés à 25 mm des mors.

Le système d'acquisition (EPA) nécessite des réglages préliminaires pour certains paramètres. Ces paramètres de configuration permettent de déterminer les caractéristiques des signaux acoustiques. Parmi ces paramètres de réglage, on trouve les fenêtres d'acquisition temporelles glissantes nommées Hit Definition Time (HDT), Hit lockout (HLT) et Peak Definition Time (PDT) et sont définies comme suit :

- le PDT permet de déterminer le pic de plus forte amplitude et le temps de montée de la salve d'EA. Cette fenêtre débute au premier dépassement de seuil et est reconduite si un nouveau maximum est mesuré dans le PDT, il est fixé à $50\mu s$;
- le HDT permet de déterminer la fin de la salve donc sa durée. Cette fenêtre est reconduite à chaque dépassement de seuil. Si aucun dépassement de seuil n'est présent dans le HDT, alors la fin de la salve est définie par le dernier dépassement de seuil. Le HDT doit être aussi court que possible pour éviter d'avoir deux salves considérées comme une seule, il est fixé à $100\mu s$;
- le HLT permet d'exclure d'éventuelles réflexions tardives dans les signaux d'EA. Le HLT débute à la fin du dernier HDT. Ces valeurs vont définir la manière dont seront calculés les paramètres dans les signaux d'EA, il est fixé à $300\mu s$.

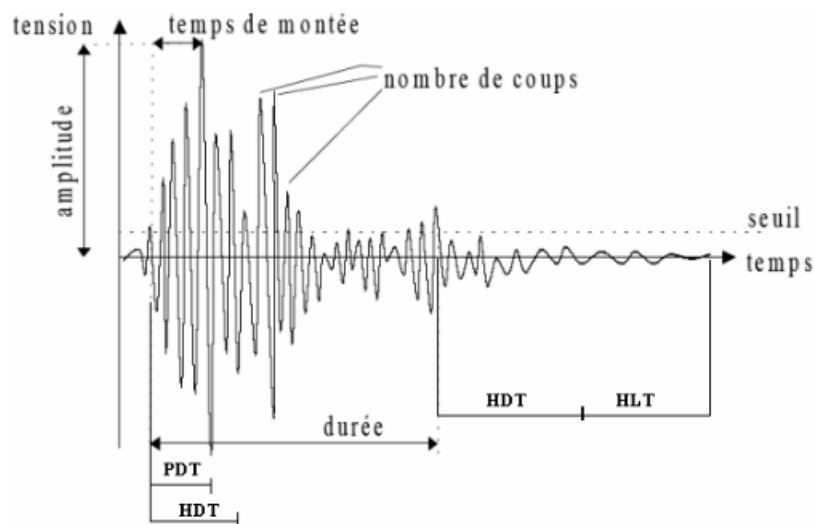


Figure 3.8 Principaux paramètres mesurés sur une salve d'émission acoustique

Au cours des essais mécaniques, le système d'acquisition permet de calculer plusieurs descripteurs temporels pour chaque salve d'émission acoustique (Fig.3.8) : l'amplitude

maximale du signal, la durée, l'énergie, le nombre de coups, le temps de montée, etc. La plupart de ces paramètres sont définis en fonction du choix du seuil de détection lors de l'acquisition. Ce seuil est généralement fixé à une valeur légèrement supérieure au bruit de fond. Ces paramètres sont utilisés par la suite pour la classification des différents signaux acoustiques qui représentent chacun un type d'endommagement en utilisant des techniques d'analyse statistique multivariable.

3.5.3. Analyse statistique multivariable

La technique d'analyse statistique multivariable adoptée dans le cadre de ce travail est celle basée sur la méthode de coalescence floue [59] et l'analyse en composantes principales [60]. Elles sont utilisées afin de distinguer les signaux correspondants aux différents modes d'endommagement des matériaux. Les différents mécanismes d'endommagement dans les matériaux ont été identifiés en isolant des signaux d'émission acoustique caractéristiques en des classes [58]. Ces méthodes ont été développées au laboratoire par Marec et al [38], Berbaoui et al [ref] et ont été appliquées dans le cadre de ce travail pour l'analyse de l'endommagement des stratifiés. Cette technique utilise :

3.5.3.1. Algorithme de coalescence floue

L'algorithme de coalescence floue permet d'obtenir une classification non supervisée dans le cas de données multidimensionnelles. Cette méthode est utilisée pour faire une classification en M classes, représentatives des M mécanismes d'endommagement de matériau. Elle utilise une partition floue de l'espace des données de telle sorte que chaque salve peut appartenir à chacune des classes selon différentes valeurs d'appartenance (amplitude, temps de montée, nombre de coup, énergie, durée...)

3.5.3.2. Analyse en composantes principales

L'objectif d'une Analyse en Composantes Principales (ACP) est de réduire le nombre de dimensions des données [60-62]. C'est une méthode mathématique d'analyse des données qui consiste à rechercher les directions de l'espace qui représentent le mieux les corrélations entre plusieurs variables. En effet, une projection dans un espace de petite dimension, par exemple deux, facilite la visualisation des données.

3.5.4. Analyse par émission acoustique des mécanismes d'endommagement

3.5.4.1. Condition d'essais

Afin d'identifier les signatures acoustiques correspondant aux différents mécanismes d'endommagement présents dans les stratifiés, nous nous intéressons aux échantillons de stratifiés de formulations différentes en terme de renfort fibreux et de séquence d'empilement.

Les différents types d'échantillons de stratifiés sont présentés dans le tableau 3.1 et sont constitués de fibres de carbone (CFRP), de fibres hybrides carbone/verre (HFRP) de fibres de verre (GFRP) de différents séquences d'empilement. Ces échantillons sont sollicités en traction et en flambement en statique (Fig.3.9).

Notre contribution consiste à analyser les événements détectés par émission acoustique (EA), identifier les signatures acoustiques de chaque mécanisme d'endommagement intervenant dans les matériaux, suivre l'évolution des différents types d'endommagement au cours des essais et identifier les mécanismes les plus critiques conduisant à la rupture de chaque type de composites.

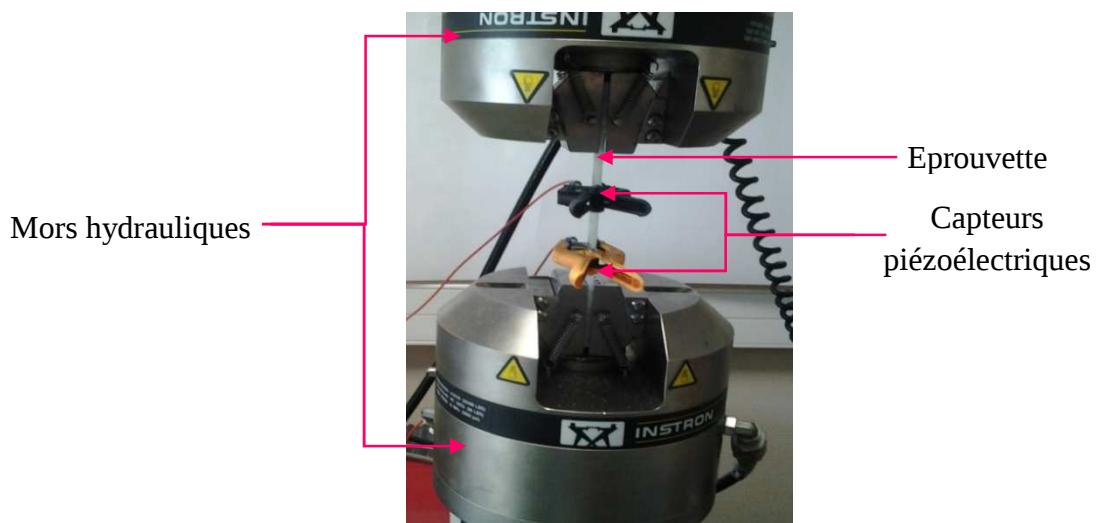


Figure 3.9 Dispositif expérimental d'un essai associé à l'émission acoustique

3.5.4.2 Evaluation par émission acoustique des mécanismes d'endommagements des stratifiés en statique

3.5.4.2.1. Suivi de l'activité acoustique au cours des essais de traction en statique

Les figures 3.10 à 3.13 représentent respectivement une Analyse en Composantes Principales (ACP) (Fig.3.10), la distribution d'amplitude en fonction du temps (Fig.3.11), la chronologie d'apparition des mécanismes d'endommagement (Fig.3.12) et l'histogramme de distribution d'amplitudes (Fig.3.13). Ces figures illustrent une comparaison de la classification des signaux d'EA pour les différents types des matériaux, sollicités en traction statique.

L'Analyse en Composantes Principales (Fig.3.10) est réalisée afin de visualiser les résultats de la classification des signaux dans un sous-espace à deux dimensions. Cette représentation montre que la plupart des signaux sont concentrés. Durant ces essais, la charge est portée jusqu'à la rupture, de sorte que la progression de l'endommagement dépend de l'augmentation du niveau de la contrainte appliquée. On remarque que l'activité acoustique dans les matériaux se situe principalement autour des amplitudes 35 et 62 dB durant les essais. Les événements d'amplitude élevée ont commencé plus tôt dans toutes les éprouvettes, à peu près à mi parcours (au milieu du test) (Fig.3.11).

Pour les matériaux stratifiés étudiés, la classification des signaux d'EA met en évidence la présence de quatre classes pour les composites stratifiés en fibres de carbone et trois classes pour les matériaux stratifiés en fibres hybrides HFRP et fibres de verre GFRP de différentes séquences d'empilement. La première classe obtenue contient des signaux dont l'amplitude est comprise entre 35 et 62 dB. Ces signaux proviennent des microfissurations matricielles (signaux de type A). La deuxième classe contient des signaux d'amplitude comprise entre 79 et 85 dB. Ces signaux qui apparaissent juste après les microfissurations de la matrice ne sont présents que dans les stratifiés en fibres de carbone CFRP. Ils sont probablement issus des délaminages entre les couches 0° et 90° (signaux de type D). La troisième classe contient des signaux dont l'amplitude comprise entre 80 et 90 dB. Ces signaux correspondent aux décohésions interfaciales fibre/matrice (signaux de type B). La dernière classe (type C) contient des signaux très énergétiques avec des amplitudes au-dessus de 90 dB. Ces signaux se réfèrent à la rupture des fibres. L'évolution des différents mécanismes d'endommagement en fonction du temps, présentée dans la figure 3.12, montre que les fissurations matricielles

sont les endommagements les plus prépondérants pour tous les stratifiés. Elles commencent dès l'application de la contrainte mécanique et correspondent à la majorité des salves d'émission acoustique.

La comparaison de l'activité acoustique pour les trois matériaux, CFRP $[0_{2c}/90_{2c}]_s$ (A), HFRP $[0_c/0_v/90_c/0_v]_s$ (B) et GFRP $[0_{2v}/90_{2v}]_s$ (C), montre que cette activité est plus élevée dans les stratifiés Hybride que dans les autres stratifiés. Le nombre d'événements acoustiques dans les éprouvettes sont respectivement : 10^4 dans le matériau en fibres de carbone (CFRP), 2.10^5 dans le matériau à fibres hybrides (HFRP) et 16.10^4 dans le matériau à fibres de verre (GFRP). Les activités acoustiques sont apparues dès le début de l'essai dans les stratifiés en fibres hybrides et en fibres de verre, alors que pour les stratifiés en fibres de carbone, les activités acoustiques sont apparues après le début de l'essai à une dizaine de secondes.

Dans le cas des matériaux stratifiés de même renfort fibreux mais avec des séquences d'empilements différentes (C, D, E et F). La comparaison des résultats obtenus montre que l'activité acoustique est moins élevée dans le cas des stratifiés avec une séquence d'empilement du type $[0_2/90_2]_s$.

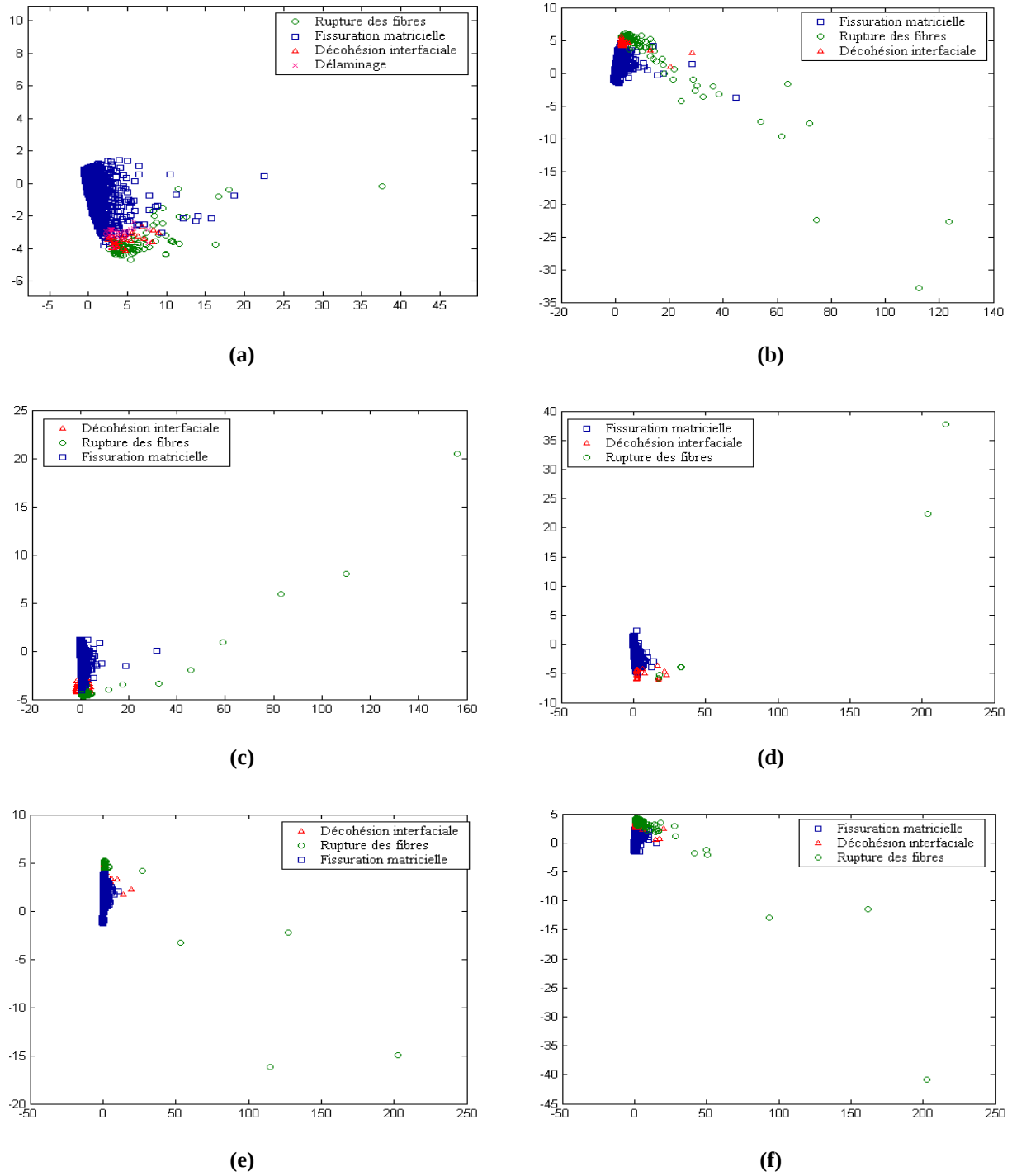


Figure 3.10 Visualisation par ACP de la classification obtenue par la méthode de coalescence floue pour les matériaux stratifiés testés en traction statique: a) CFRP, b) HFRP, c) GFRP [0₂/90₂]_s, d) GFRP [0/90/0/90]_s, e) GFRP [0/90₂/0]_s et f) GFRP [90₂/0₂]_s

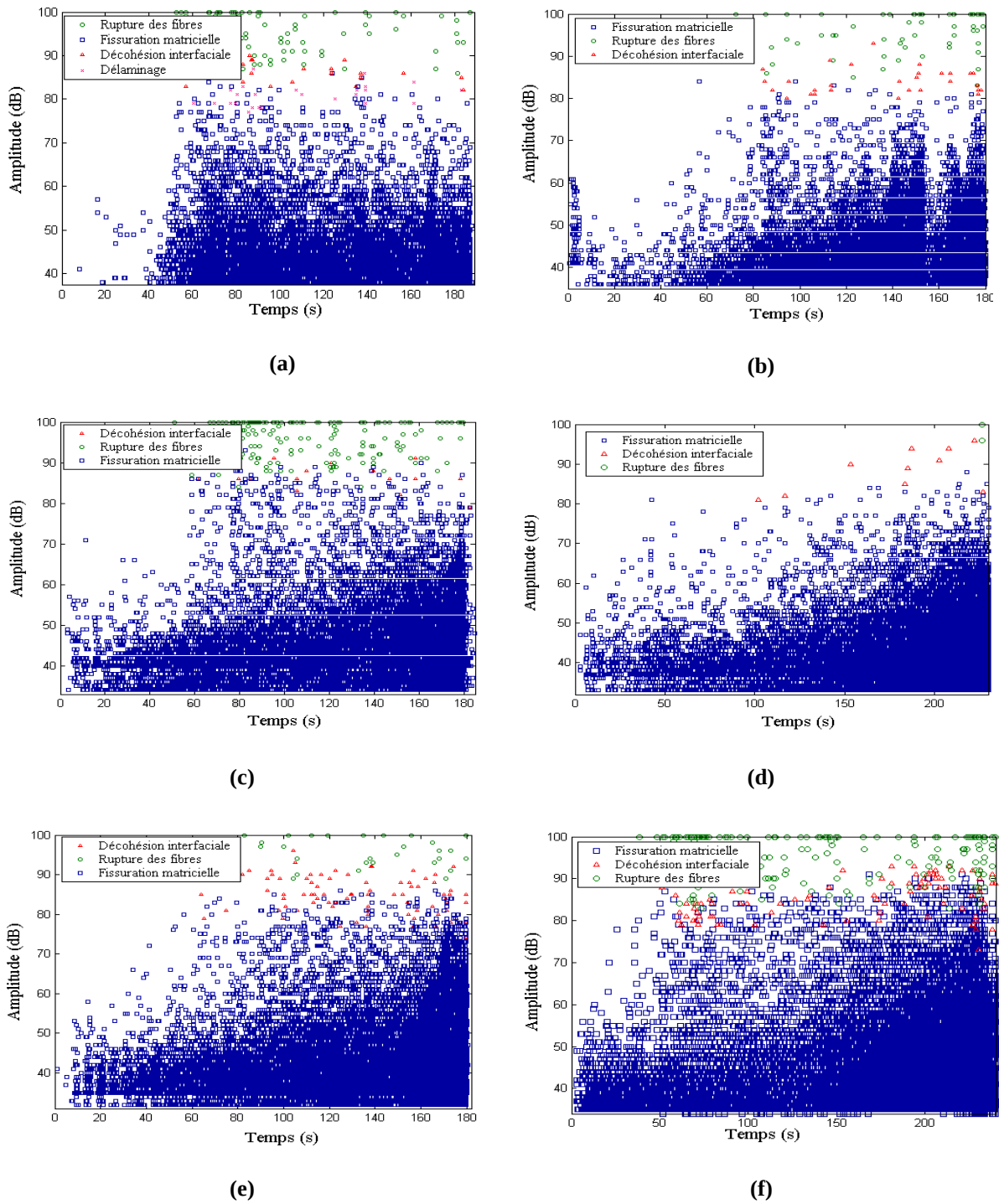
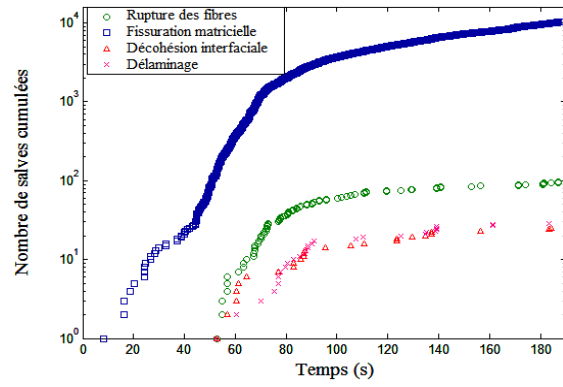
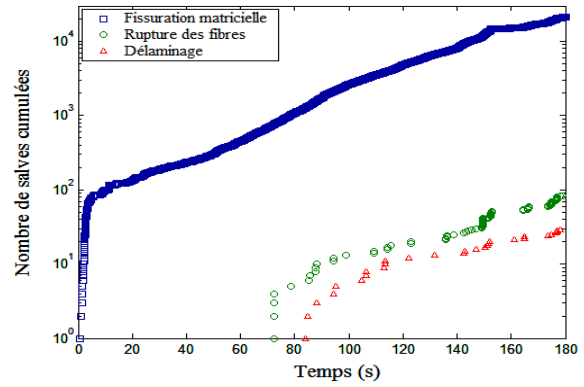


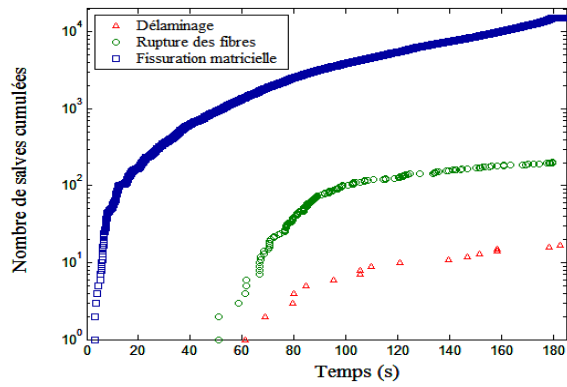
Figure 3.11 Distribution de l'amplitude des signaux en fonction du temps au cours des essais de traction en statique des composites stratifiés : a) CFRP, b) HFRP, c) GFRP $[0_2/90_2]_s$, d) GFRP $[0/90/0/90]_s$, e) GFRP $[0/90_2/0]_s$ et f) GFRP $[90_2/0]_s$



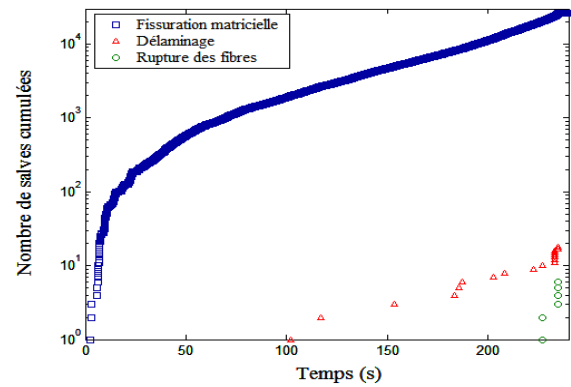
(a)



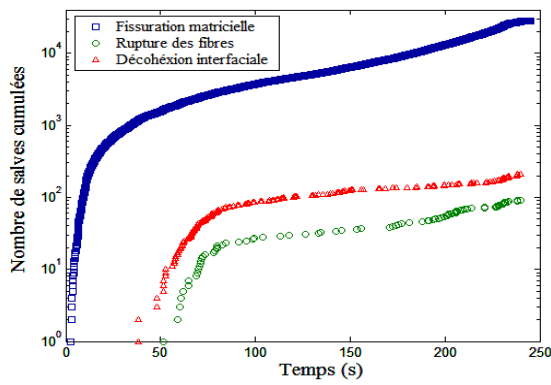
(b)



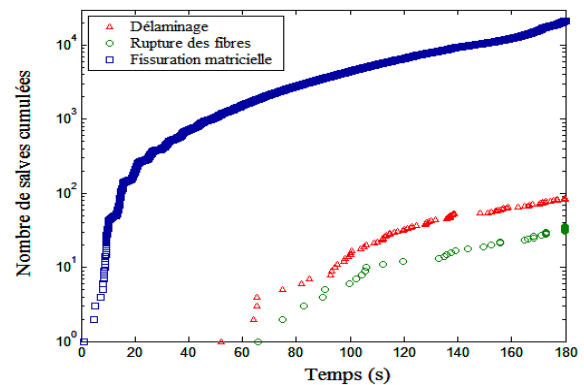
(c)



(d)



(e)



(f)

Figure 3.12 Chronologie d'apparition des mécanismes d'endommagement au cours des essais de traction en statique des composites stratifiés : a) CFRP, b) HFRP, c) GFRP [02/902]s, d) GFRP [0/90/0/90]s, e) GFRP [902/02]s et f) GFRP [0/902/0]s

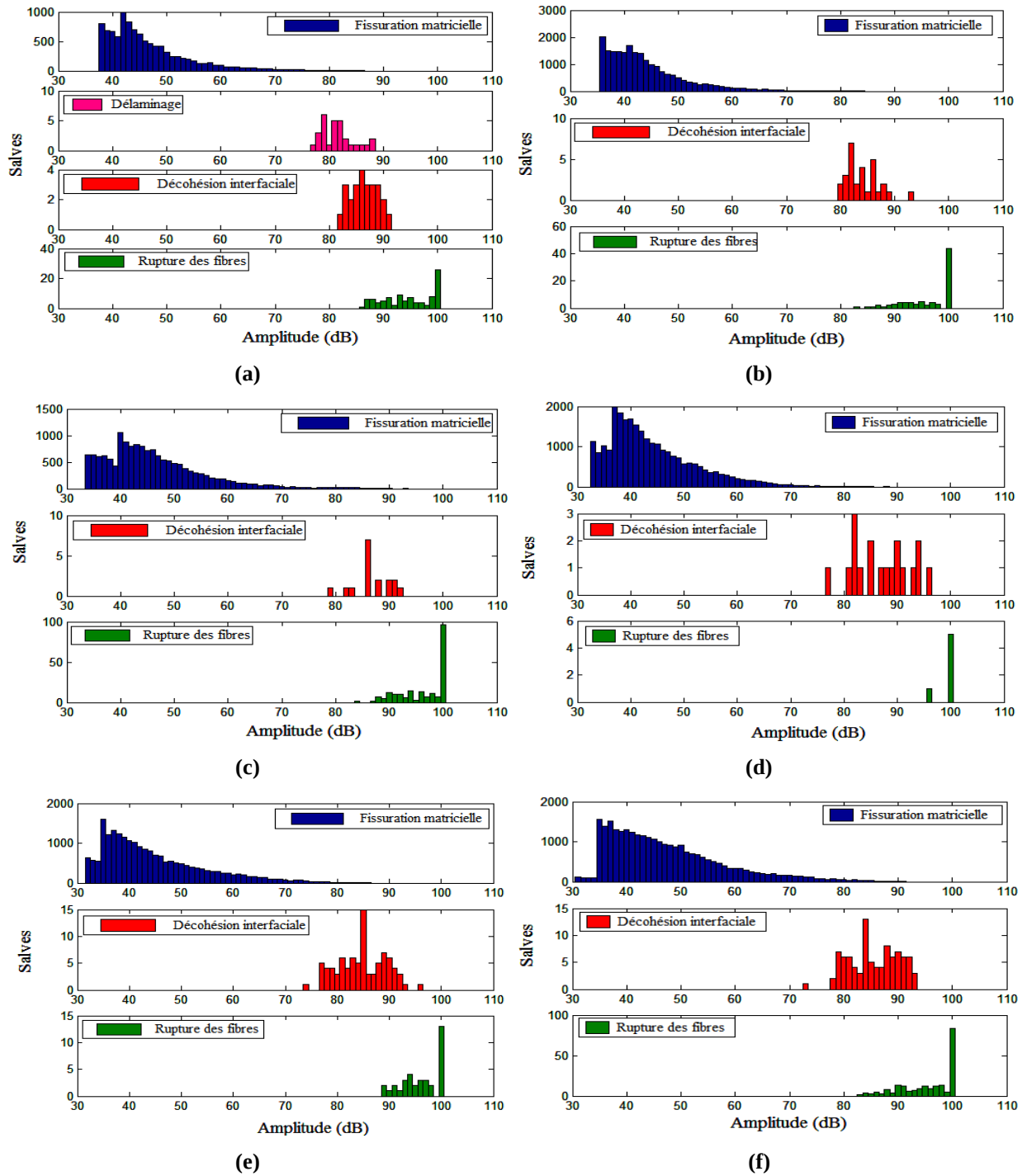


Figure 3.13 Distribution d'amplitude de différentes classes obtenues par classification pour les stratifiés en traction : a) CFRP, b) HFRP, c) GFRP $[0_2/90_2]_s$, d) GFRP $[0/90/0/90]_s$, e) GFRP $[0/90_2/0]_s$ et f) GFRP $[90_2/0_2]_s$

3.5.4.2.2. Suivi de l'activité acoustique au cours des essais de flambement en statique

Deux capteurs résonnants ont été placés sur les surfaces des éprouvettes en composite stratifié. Ces éprouvettes sont sollicitées en flambement en statique. La classification par la méthode de coalescence floue est appliquée afin de déterminer les différents modes d'endommagement dans les différents matériaux. Les figures 3.14 à 3.17 représentent respectivement une Analyse en Composantes Principales (ACP) (Fig.3.14), la distribution d'amplitude en fonction du temps (Fig.3.15), la chronologie d'apparition des mécanismes d'endommagement (Fig.3.16) et l'histogramme de distribution d'amplitudes (Fig.3.17). L'analyse des signaux acoustiques collectés au cours des essais montre l'apparition de trois classes pour l'ensemble des stratifiés. Seule le stratifié en fibres de verre avec une séquence d'empilement du type $[0_2/90_2]_s$ présente deux classes d'endommagement. Nous avons remarqué que l'activité acoustique des éprouvettes se situe principalement autour des amplitudes 35 et 60 dB. Les événements d'amplitudes élevées ont commencé plus tôt dans toutes les éprouvettes comme le montre la Figure. 3.15.

La chronologie d'apparition des différents mécanismes d'endommagement, indiqué dans la figure.3.16, montre que les microfissurations matricielles sont les mécanismes d'endommagement les plus distingués durant les essais pour l'ensemble des matériaux. La décohésion qui commence dès le début des essais est beaucoup moins importante que les microfissurations matricielles. Ce type de signaux est absent dans le stratifié en fibres de verre avec une séquence d'empilement du type $[0_2/90_2]_s$. En fin d'essai, quelques ruptures de fibres apparaissent et conduisent à la rupture des éprouvettes.

La comparaison de l'activité acoustique pour les trois matériaux, CFRP $[0_{2c}/90_{2c}]_s$ (A), HFRP $[0_c/0_v/90_c/0_v]_s$ (B) et GFRP $[0_{2v}/90_{2v}]_s$ (C), montre que cette activité est plus importante dans l'éprouvette A. Le nombre d'événements acoustiques dans les éprouvettes A, B et C sont respectivement 4.10^3 , 8.10^2 et 7.10^2 . Dans le cas des matériaux stratifiés de même renfort fibreux mais avec des séquences d'empilements différentes, l'activité acoustique est plus importante dans l'éprouvette avec une séquence d'empilement du type $[0/90/0/90]_s$.

L'amplitude des signaux d'EA étant un des paramètres temporels les plus discriminants. La distribution d'amplitude de chaque classe obtenue est analysée (Fig.3.17).

La première classe obtenue contient des signaux dont l'amplitude est comprise entre 35 et 62dB. Ces signaux proviennent de la microfissuration matricielle (signaux de type A). La deuxième classe contient des signaux d'amplitude comprise entre 70 et 90 dB. Ces signaux apparaissent juste après les microfissurations de la matrice. On remarque l'absence de ces signaux dans le stratifié à fibres de verre de séquence d'empilement du type $[0_2/90_2]_s$. Ils sont probablement issus des décohésions des interfaces fibres/résine (signaux de type B). La troisième classe (type C) contient des signaux très énergétiques avec des amplitudes au-dessus de 90 dB. Ces signaux correspondent à la rupture des fibres.

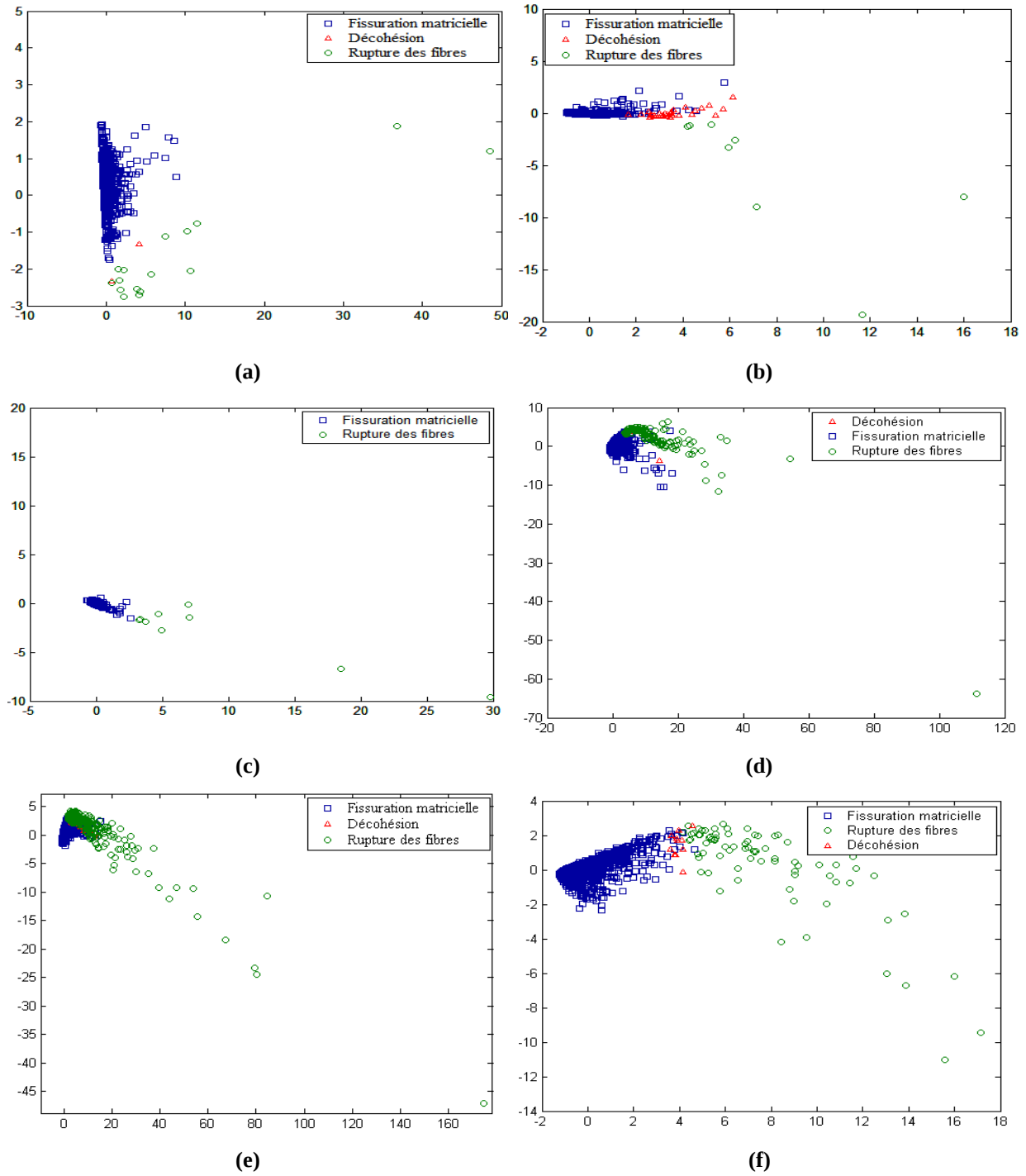


Figure 3.14 Visualisation par ACP de la classification obtenue par la méthode de coalescence floue pour les composites stratifiés testés en flambement en statique: a) CFRP, b) HFRP, c) GFRP [0₂/90₂]_s, d) GFRP [0/90/0/90]_s, e) GFRP [0/90₂/0]_s, et f) GFRP [90₂/0₂]_s

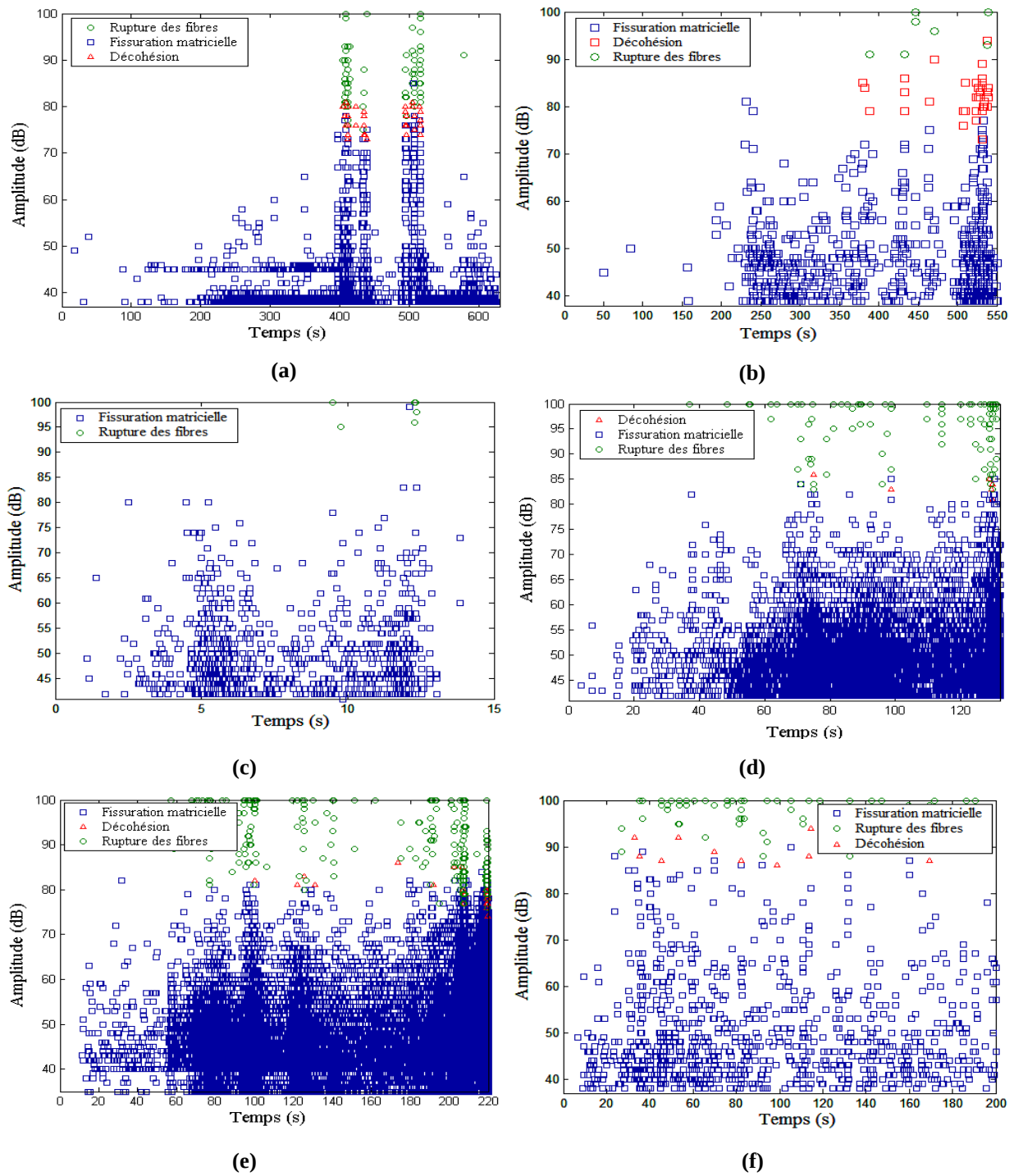


Figure 3.15 Distribution de l'amplitude des signaux en fonction du temps au cours des essais de flambement en statique des composites stratifiés : a) CFRP, b) HFRP, c) GFRP $[0_2/90_2]_s$, d) GFRP $[0/90/0/90]_s$, e) GFRP $[0/90_2/0]_s$ et f) GFRP $[90_2/0_2]_s$

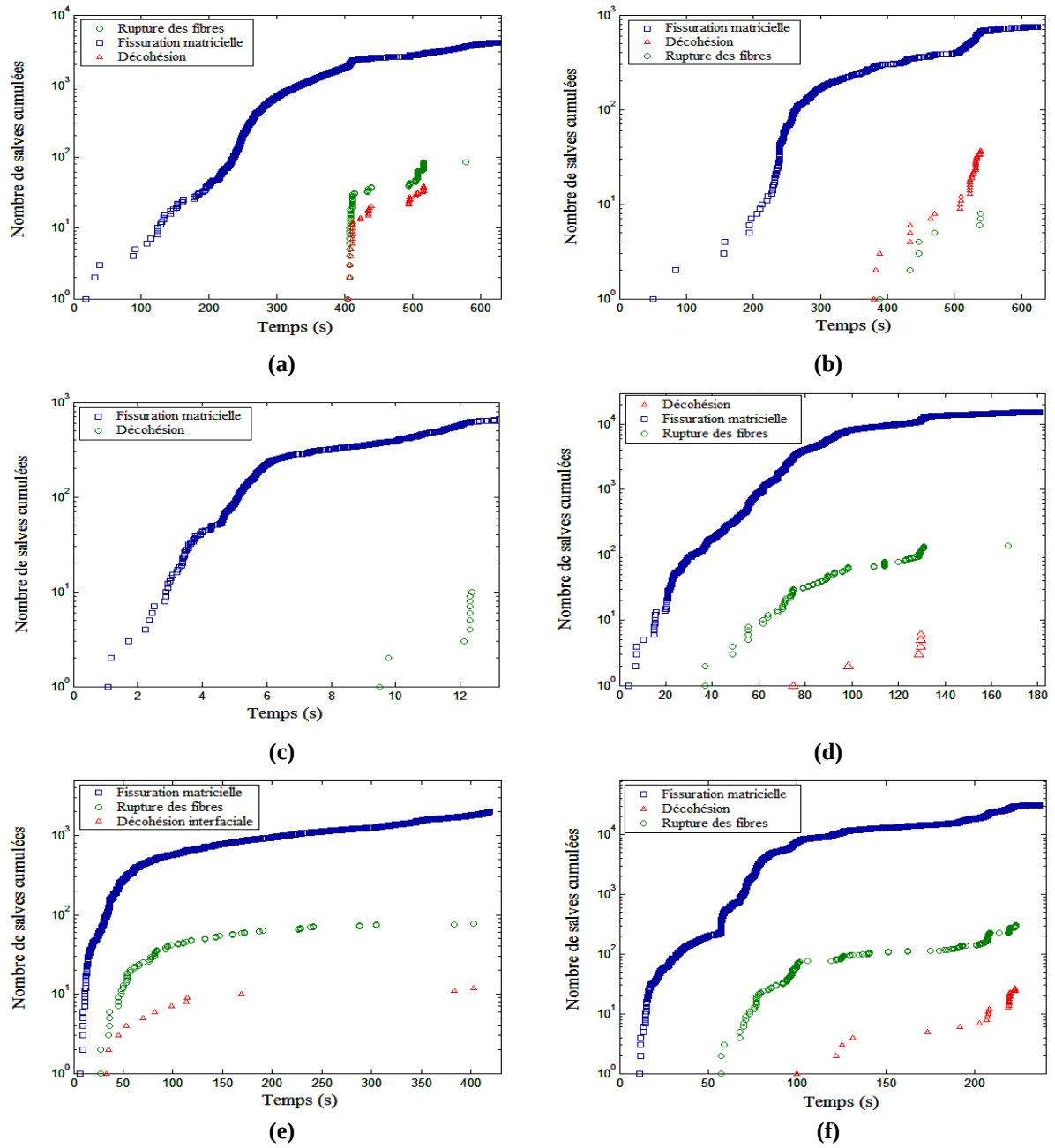


Figure 3.16 Chronologie d'apparition des mécanismes d'endommagement au cours des essais de flambement en statique des composites stratifiés : a) CFRP, b) HFRP, c) GFRP [02/902]s, d) GFRP [0/90/0/90]s, e) GFRP [902/02]s et f) GFRP [0/902/0]s

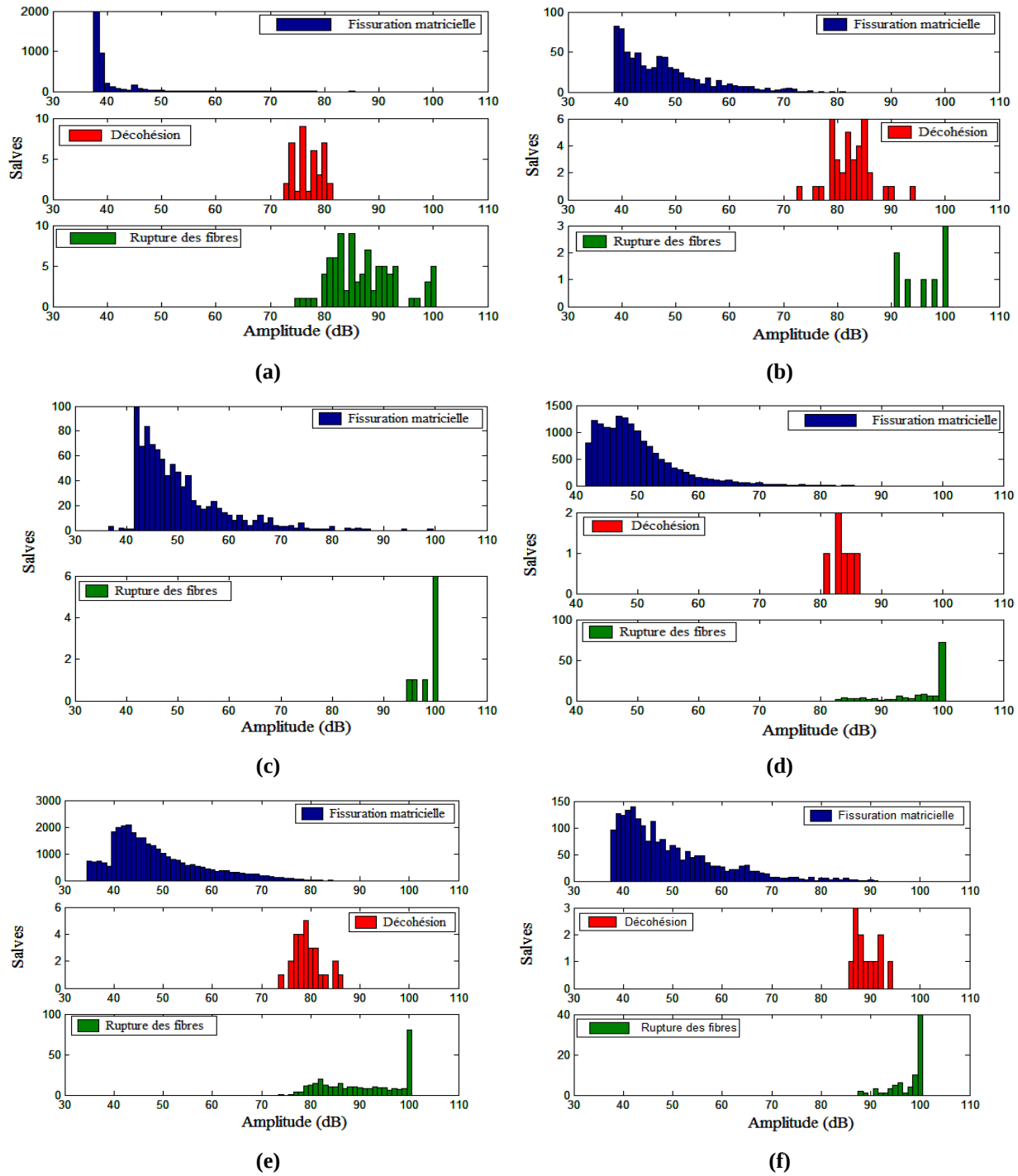


Figure 3.17 Distribution d'amplitude de différentes classes obtenues par classification pour les stratifiés en flambement en statique : a) CFRP, b) HFRP, c) GFRP $[0_2/90_2]_s$, d) GFRP $[0/90/0/90]_s$, e) GFRP $[90_2/0_2]_s$ et f) GFRP $[0/90_2/0]_s$

3.5.4.3. Evaluation par émission acoustique des mécanismes d'endommagements des stratifiés en traction en fatigue cyclique

Pour des raisons matérielles, seuls les stratifiés constitués de fibres hybrides HFRP et fibres de verre GFRP de différentes séquences d'empilement sont testés en traction cyclique. Au cours de ces essais, l'activité d'émission acoustique a été étudiée en termes d'amplitude et de nombre de signaux collectés en fonction du temps. La figure 3.18 présente une Analyse des résultats en Composantes Principales (ACP) obtenue par la méthode de coalescence floue. Cette analyse montre l'apparition de quatre classes dans les stratifiés en fibres hybrides (HFRP) qui sont la fissuration de la matrice (classe A), la décohésion fibre-matrice (classe B), le délaminage (classe D) et la rupture de fibres (classe C) et trois classes dans les stratifiés en fibres de verre (GFRP), qui sont la fissuration de la matrice (classe A), la décohésion fibre-matrice (classe B) et la rupture des fibres (classe C). La classification des signaux d'EA recueillis sont reportés dans la figure 3.19. L'analyse des résultats obtenus montre que l'activité acoustique au cours de ces essais, se déroule en 4 phases :

- Phase I : cette phase correspond au chargement statique permettant d'atteindre la valeur moyenne appliquée en fatigue. Le nombre des signaux acoustiques dans cette phase est très faible avec une gamme d'amplitude comprise entre 40 et 70 dB pour les stratifiés en fibres hybrides HFRP et entre 40 et 65 dB pour les stratifié en fibres de verre (GFRP) ;
- Phase II : dans cette phase, les événements acoustiques apparaissent dès les premiers cycles. Le nombre d'événement augmente avec l'augmentation du nombre de cycles. Cette activité correspond à l'initiation et la multiplication des microfissurations dans le matériau dont l'amplitude des signaux est comprise entre 40 et 100 dB pour les différents stratifiés. Dans cette phase on remarque la présence de tous les modes d'endommagement dans tous les stratifiés ;
- Phase III : l'activité acoustique dans cette phase est faible. L'amplitude des signaux est comprise entre 40 et 90 dB dans les stratifiés en fibres de verre et entre 40 et 100 dB dans les stratifiés en fibres hybrides. Cette phase correspond à la propagation stable de la fissuration matricielle accompagnée de quelques autres modes d'endommagement. La fissuration matricielle est le mode d'endommagement le plus prépondérant ;
- Phase IV : cette dernière phase est très courte, le nombre des salves redevient très important et l'amplitude des signaux est comprise entre 40 et 100 dB pour tous les stratifiés.

Cette phase correspond à la propagation rapide de la fissuration qui devient plus localisée entraînant d'autres modes d'endommagement provoquant ainsi la rupture de l'éprouvette.

L'analyse statistique multivariable des données d'EA collectées au cours des essais de fatigue, est appliquée avec quatre classes pour les matériaux hybrides et trois classes pour les matériaux en fibres de verre. Ces classes correspondent aux signatures acoustiques des différents types d'endommagement observés au cours des essais de statique : la fissuration matricielle, le délaminage, la décohésion interfaciale fibre/matrice et la rupture des fibres.

Les figures 3.20 et 3.21 présentent respectivement la chronologie d'apparition des différents modes d'endommagement en fonction du temps et les distributions d'amplitude de chacune des classes au cours des essais de fatigue des différents composites stratifiés. La chronologie d'apparition des différents types d'endommagement (Fig.3.20) montre que les microfissurations matricielles sont les mécanismes d'endommagement les plus observés durant les essais pour tous les matériaux, alors que les décohésions interfaciales qui commencent dès le début des essais sont beaucoup moins importantes. Le phénomène de délaminage apparaît seulement dans les stratifiés en fibres hybrides. En fin d'essai, quelques ruptures de fibres apparaissent et conduisent à la rupture des éprouvettes. Les signatures acoustiques des différents types d'endommagement observés au cours des essais en fatigue sont semblables à celles observées au cours des essais en traction en statique.

La comparaison de l'activité acoustique dans les deux stratifiés HFRP et GFRP montre que cette activité est plus élevée dans le matériau à fibres hybrides que dans le matériau à fibres de verre.

Dans le cas des matériaux stratifiés de même renfort fibreux mais avec des séquences d'empilements différentes, l'activité acoustique est moins élevée dans le cas du stratifié avec une séquence d'empilement du type [0/90/0/90]_s.

L'analyse des diagrammes d'amplitude de figure 3.21 montre que 90% des signaux ont une amplitude comprise majoritairement entre 40 dB et 60 dB pour tous les types des stratifiés, avec des paramètres d'EA identiques à ceux observés dans le cas des essais statiques. Ces signatures correspondent à la microfissuration matricielle.

Pour les stratifiés à fibres hybrides, il y a apparition de trois autres modes d'endommagement : classe D qui correspond au délaminage (4%), les signaux de cette classe ont une distribution d'amplitude comprise entre 59 et 72 dB. La troisième classe (classe B)

correspond à la décohésion (4%) et dont les signaux acoustiques ayant une amplitude entre 75 et 90 dB et finalement la classe C qui correspond à la rupture des fibres (2%) a une distribution d'amplitude comprise entre 90 et 100 dB.

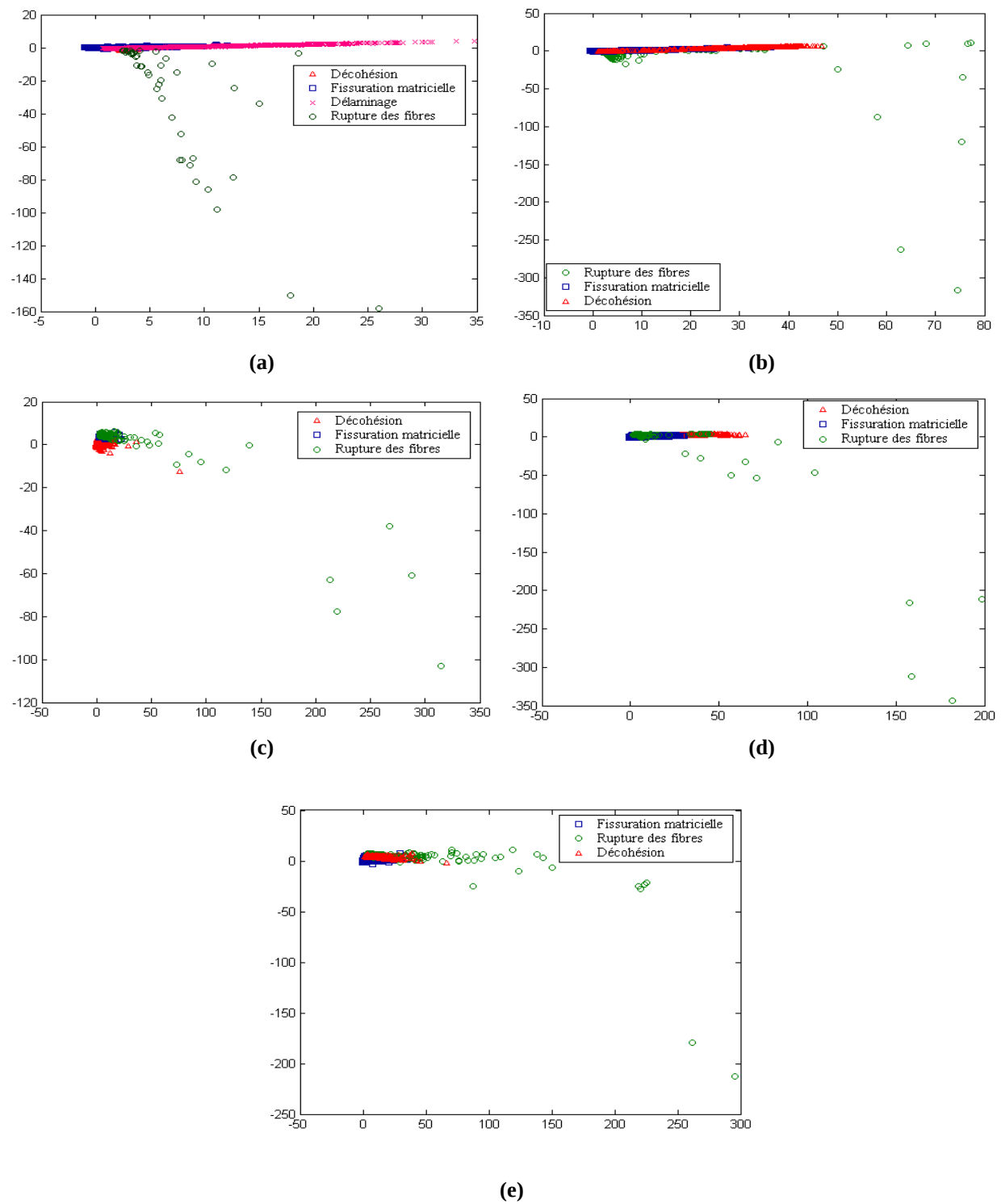


Figure 3.18 Visualisation par ACP de la classification obtenue par la méthode de coalescence floue pour les matériaux stratifiés testés en traction en fatigue cyclique : a) HFRP, b) GFRP $[0_2/90_2]_s$, c) GFRP $[0/90/0/90]_s$, d) GFRP $[0/90_2/0]_s$, et e) GFRP $[90_2/0_2]_s$

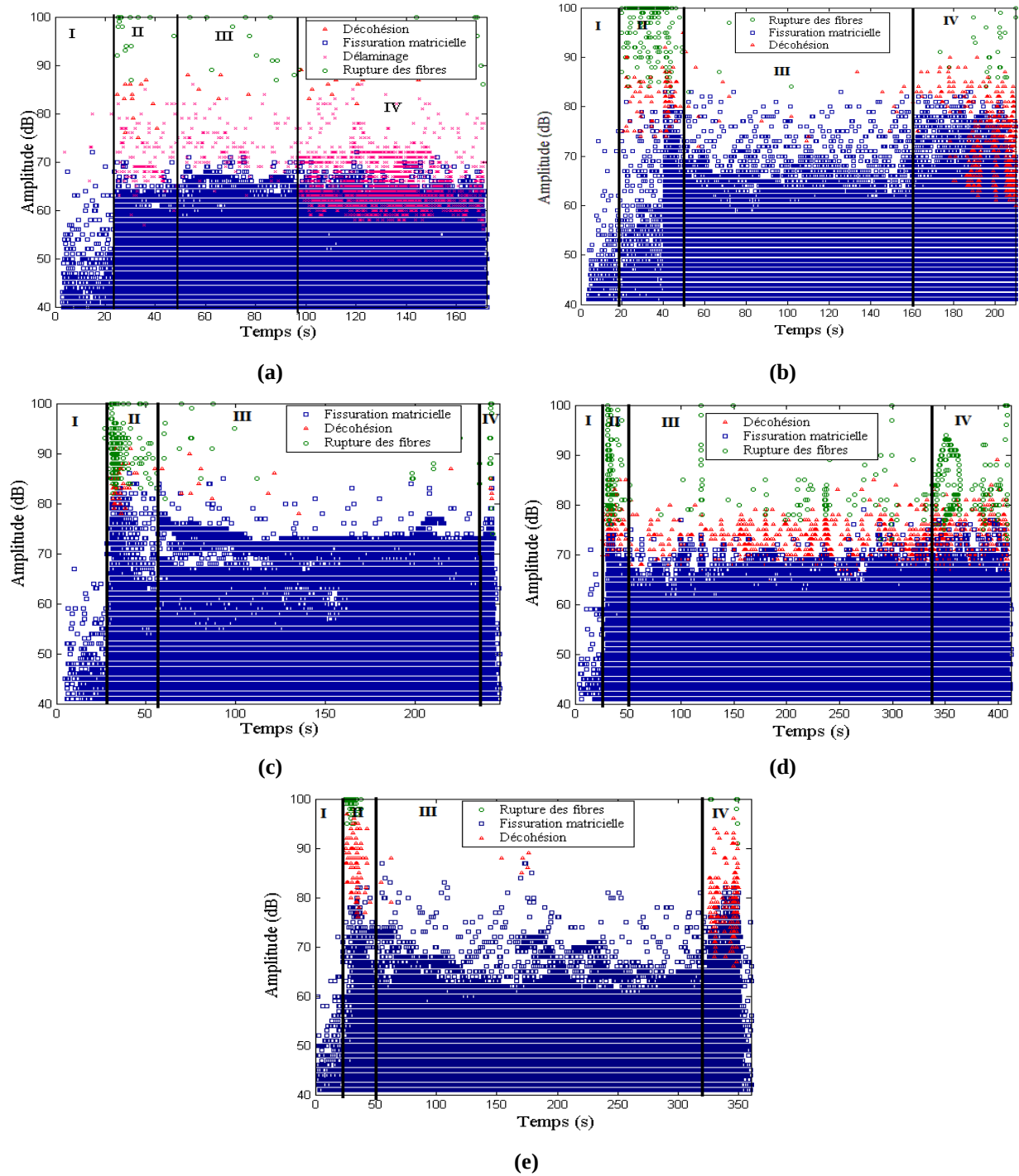


Figure 3.19 Distribution de l'amplitude des signaux en fonction du temps au cours des essais de traction en fatigue des composites stratifiés : a) HFRP, b) GFRP $[0_2/90_2]_s$, c) GFRP $[0/90/0/90]_s$, d) GFRP $[0/90_2/0]_s$, et e) GFRP $[90_2/0_2]_s$

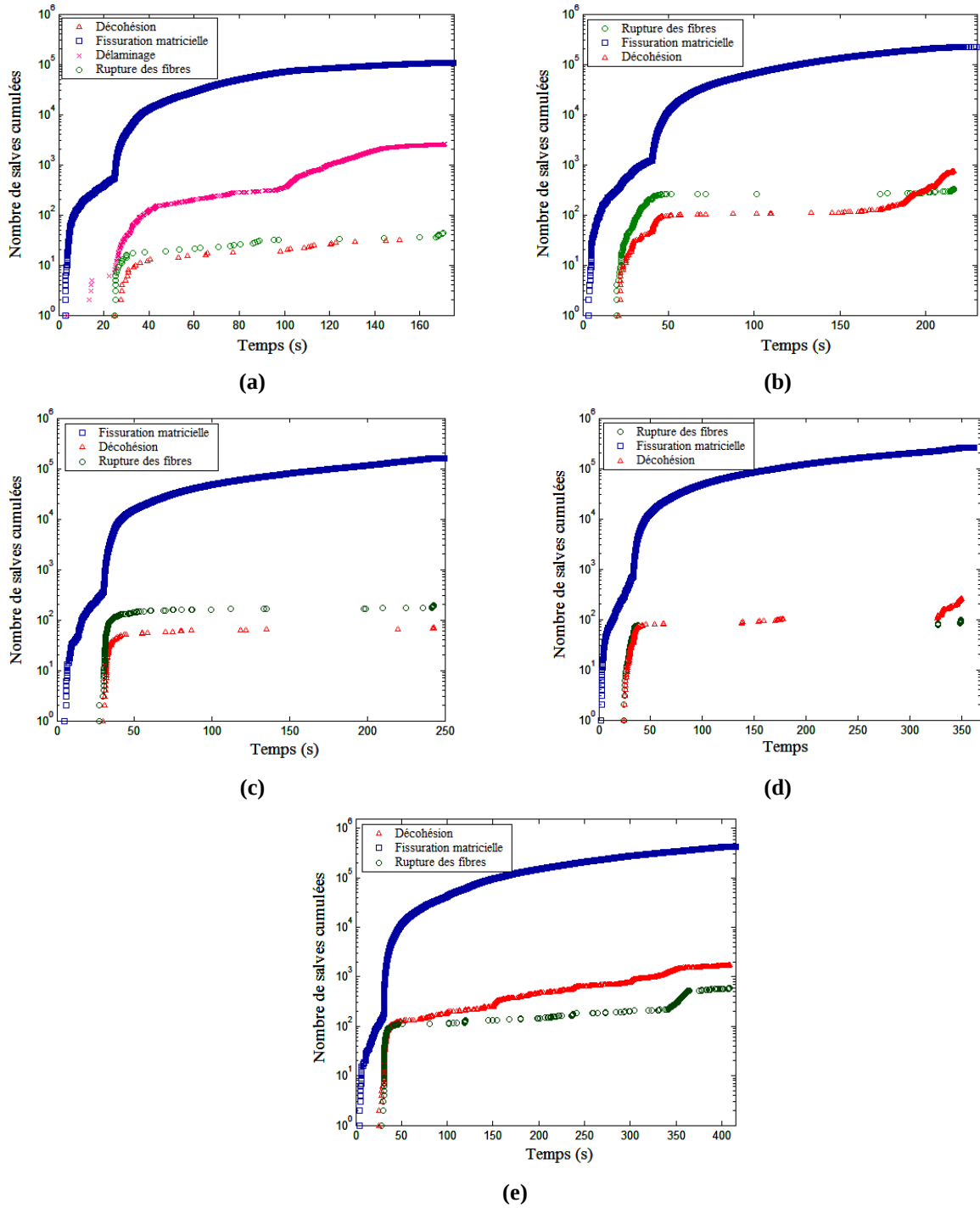


Figure 4.20 Chronologie d'apparition des mécanismes d'endommagement au cours des essais de traction en fatigue des composites stratifiés: (a) HFRP (b) GFRP $[0_2/90_2]_s$, (c) GFRP $[0/90_2/0]_s$, (d) GFRP $[0/90/0/90]_s$ et (e) GFRP $[90_2/0_2]_s$

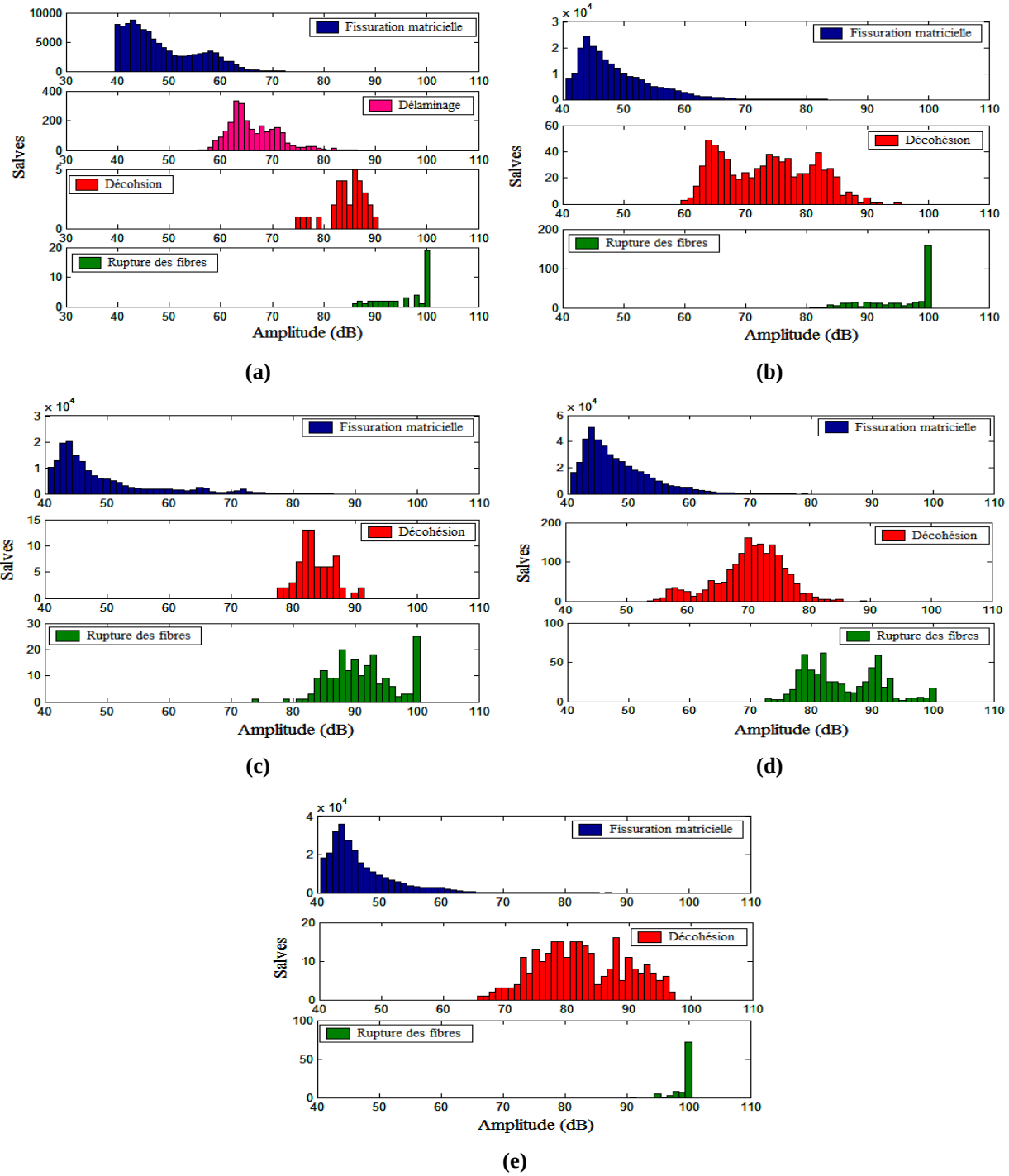


Figure 3.21 Distribution de l'amplitude des signaux en fonction du temps au cours des essais de traction en fatigue des composites stratifiés : a) HFRP, b) GFRP $[0_2/90_2]_s$, c) GFRP $[0/90/0/90]_s$, d) GFRP $[0/90_2/0]_s$, et e) GFRP $[90_2/0_2]_s$

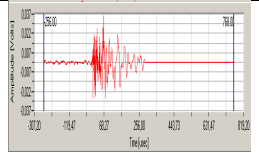
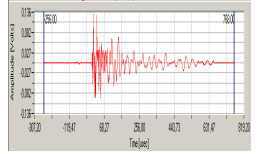
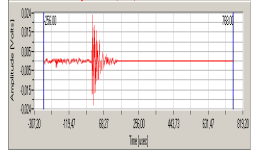
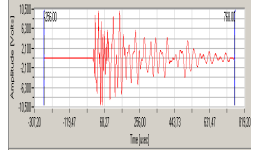
3.5.5. Synthèse des résultats obtenus

Le travail mené sur les éprouvettes en matériaux composites stratifiés a permis d'identifier quatre types de signaux dénommés signaux de classe A, B, C et D qui correspondent respectivement à la fissuration de la matrice, la décohésion fibre/matrice, le délaminage et la rupture des fibres. Leurs principales caractéristiques sont regroupées dans le tableau 3.6.

Le nombre de salves acoustiques dans le cas du matériau sollicité en traction en statique est plus élevé que celui observé dans le matériau sollicité en flambement en statique. A titre d'exemple, dans le cas des stratifiés à fibres de carbone CFRP, le nombre d'événements est de l'ordre de 10^4 salves en traction alors qu'il n'est que de l'ordre de 4.10^3 salves en flambement.

Le nombre de salves cumulées dans les stratifiés sollicités en traction en fatigue cyclique est plus élevé que celui observé dans les stratifiés sollicités en traction en statique. A titre d'exemple dans le cas des stratifiés à fibres de carbone CFRP, le nombre de salves acoustiques obtenu en traction statique est à l'ordre de 10^4 alors qu'il est de l'ordre de 10^6 salves en traction en fatigue.

Tableau 3.6 Caractéristiques des signaux acoustiques de différentes classes des composites stratifiés

Type d'endommagement	Amplitude (dB)	Temps de montée	Durée du signal	Décroissance du signal	Type du signal
Classe de type A : Fissuration matricielle	Faible	Moyen	Moyenne	Lente	
Classe de type B : Décohésion interfaciale	Moyen	Court	Moyenne	Courte	
Classe de type C : Rupture de fibres	Elevé	Court	Courte	Courte	
Classe de type D : Délaminage	Moyen	Lent	Très longue	Lente	

3.6 COMPORTEMENT VIBRATOIRE DES STRATIFIES

3.6.1. Introduction

L'étude expérimentale que nous avons menée au début du chapitre a montré que les performances mécaniques déduites des essais statiques et de fatigue cyclique des composites stratifiés dépendent de plusieurs paramètres (orientation des fibres, séquence d'empilement nature du renfort, type de sollicitation, etc.). La connaissance des propriétés en statique et en fatigue ne suffit pas puisque le développement de ces matériaux dans les hautes technologies nécessite des informations complémentaires sur les propriétés dynamiques. Il est donc intéressant d'analyser l'influence de quelques paramètres (type de renfort et orientation des fibres) sur le comportement dynamique des composites stratifiés. L'objectif de cette partie d'étude est de mettre en place un processus d'analyse expérimentale de la fréquence et de l'amortissement des composites stratifiés et de comparer les résultats expérimentaux obtenus dans le cas des différents stratifiés étudiés.

3.6.2. Matériaux et procédure expérimentale

3.6.2.1. Matériaux

Les matériaux étudiés sont des composites stratifiés à plis unidirectionnels de différents renforts fibreux : composites en fibres de verre (GFRP), composites en fibres de carbone (CFRP) et composites en fibres hybride (HFRP). Les plaques sont réalisées par stratification successive de 8 plis orientés à 0° avec un taux de fibres de 50%. Elles sont ensuite découpées tous les 15° par rapport à la direction des fibres, ce qui permet d'avoir des éprouvettes avec différentes orientations des plis : $[0]_8$, $[15]_8$, $[30]_8$, $[45]_8$, $[60]_8$, $[75]_8$ et $[90]_8$ (**Fig. 3.22**). Les éprouvettes ont pour longueur 200 mm, largeur 20 mm et épaisseur 2 mm.

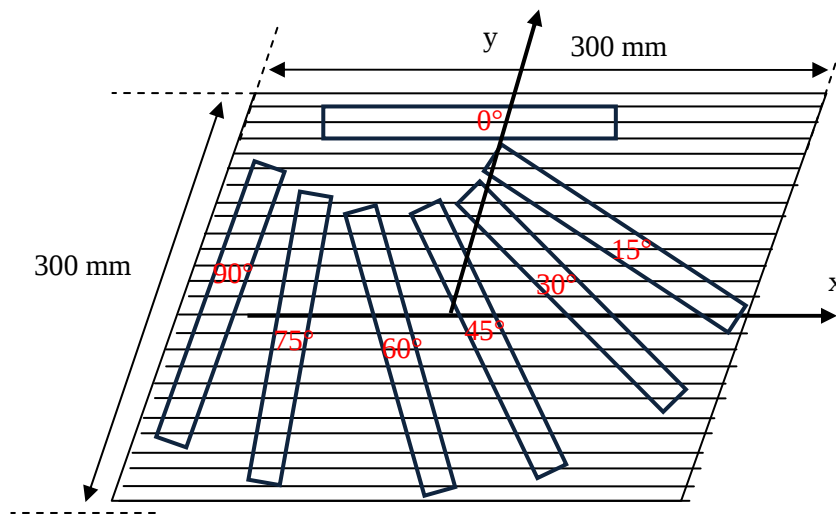


Figure 3.22. Epreuves de composites de différentes orientations des fibres

3.6.2.2. Procédure expérimentale

L'analyse modale expérimentale des vibrations avec une excitation par un pot vibrant présente l'avantage d'être assez simple à mettre en œuvre. La figure 3.23 montre le dispositif expérimental utilisé pour étudier les vibrations des échantillons en configuration encastree-libre. Le système est composé d'un analyseur de réseaux à deux canaux *Stanford Research Systems SR785* qui permet de générer des excitations sinusoïdales de fréquence variable et de différentes amplitudes. Les signaux d'excitation sont ensuite amplifiés à gain constant à l'aide d'un amplificateur de puissance *PA25E*. Le signal de sortie de l'amplificateur permet d'exciter le pot vibrant *BK4809* qui est placé sur une table anti-vibration. L'échantillon est fixé dans le pot vibrant selon la configuration encastree-libre (Fig. 3.24). Les vibrations ainsi détectées à l'aide d'un accéléromètre *PCB 352c22* large bande ($1-10^4$ Hz) ayant une sensibilité de $9.39 \text{ mV } g^{-1}$ (où g est l'accélération gravitationnelle) relié à un conditionneur, l'accéléromètre est positionné dans l'extrémité libre de l'échantillon. L'excitation et l'acquisition sont contrôlées par ordinateur sous *LabView™* via une carte *GPB*.

Les données sont ainsi enregistrées et affichées en temps réel sous forme d'un fichier texte, qui contient les amplitudes et les fréquences propres de tous les points des courbes de résonance. La même expérience est ainsi répétée sur toute une gamme d'échantillons en matériaux stratifiés de différents renforts fibreux, différentes orientations des plis et trois

longueurs d'éprouvette (160 mm, 170 mm et 180 mm). Toutes ces éprouvettes sont excitées avec une amplitude d'excitation 350 mV.

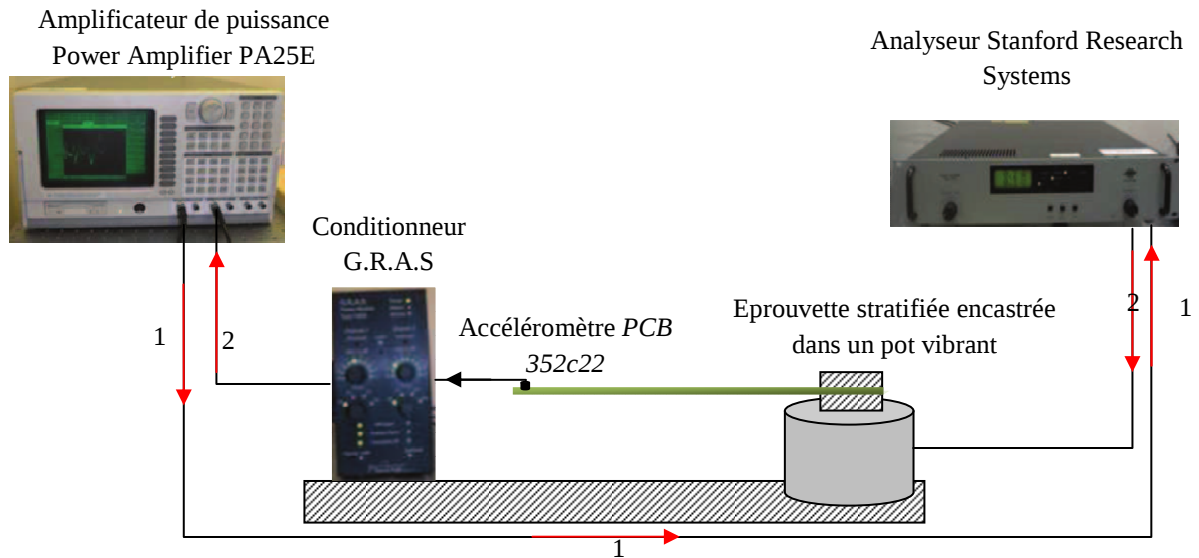


Figure 3.23. Dispositif expérimental



Figure 3.24 Eprouvette en composite stratifié en configuration encastrée-libre

3.6.2.3. Méthode d'analyse

La figure 3.25 donne un exemple de la transformée de Fourier de la réponse à une excitation d'une éprouvette en composite stratifié. Cette réponse fait apparaître les pics correspondant aux fréquences propres des vibrations de la poutre. L'analyse de ces courbes de réponse est effectuée par interpolation polynomiale d'ordre pouvant aller jusqu'à 8. La figure 3.26 donne un exemple d'une réponse en fréquence interpolée par un polynôme d'ordre 6. Pour la fiabilité des résultats, la courbe d'interpolation doit passer par l'ensemble des points expérimentaux de la zone sélectionnée. L'ajustement des courbes de réponses en fréquences

permet donc d'obtenir les valeurs des fréquences propres f_i et du facteur de perte η_i de chaque mode. La valeur du facteur de perte est obtenue en relevant les valeurs des fréquences se trouvant de part et d'autre du pic de résonance à -3 dB de l'amplitude maximale (Fig.3.26). Elle est donnée par le rapport de la différence des fréquences se trouvant de part et d'autre du pic de résonance à -3 dB (f_1 et f_2) par la fréquence de résonance f_r (équation 3.1).

$$\eta = \frac{f_2 - f_1}{f_r} \quad (3.1)$$

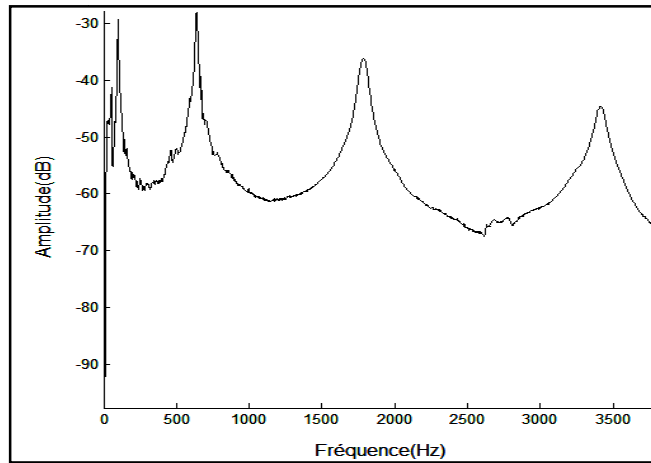


Figure 3.25. Exemple de courbe de réponse en fréquence d'une éprouvette en composite stratifié, encastrée-libre, excitée par pot vibrant.

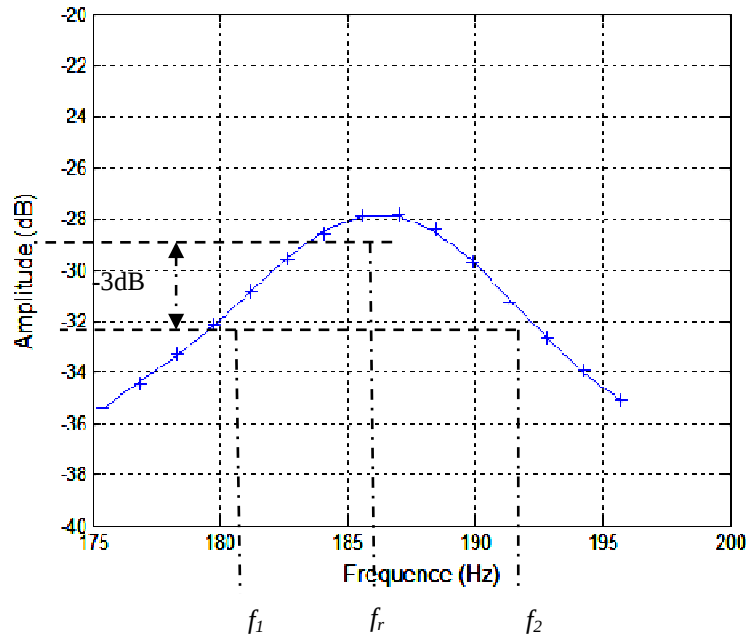


Figure 3.26. Exemple de courbe de réponse en fréquence interpolée par un polynôme d'ordre 6

3.6.3. Résultats d'essais de vibration

3.6.3.1. Fréquences propres

L'analyse est effectuée sur des éprouvettes en composite stratifié de différents renforts fibreux (CFRP, HFRP et GFRP) pour sept orientations des fibres (0° , 15° , 30° , 45° , 60° , 75° et 90°), trois longueurs (160 mm, 170 mm et 180 mm) et trois modes de vibration (mode 1, mode 2 et mode 3). Pour mettre en évidence l'effet des paramètres considérés sur les valeurs des fréquences propres, nous avons reporté dans la figure 3.27, à titre d'exemple, l'évolution des fréquences propres en modes 1 et 3 en fonction de l'orientation des plis pour les trois composites et trois longueurs d'éprouvette. Les résultats obtenus montrent que pour un matériau composite donné, la fréquence diminue lorsque l'orientation des fibres augmente. En effet, la fréquence est directement liée à la rigidité du matériau. Cette rigidité est plus élevée lorsque les plis sont orientés à 0° et d'autant plus élevée que le matériau est constitué de fibres de carbone. A titre d'exemple, pour le mode 1 et une longueur d'éprouvette de 160 mm, la valeur de la fréquence propre est de l'ordre de 130 Hz dans le stratifié à fibres de carbone (CFRP), de 100 Hz pour le stratifié à fibres hybrides (HFRP) et elle n'est que de l'ordre de 75 Hz dans le cas du stratifié à fibre de verre (GFRP). Pour une orientation des plis de 90° , seule la résine époxyde participe à la rigidité, les fréquences propres de l'ensemble des matériaux sont identiques et ne dépendent que de la longueur de l'éprouvette et du mode de vibration. La fréquence diminue avec l'augmentation de la longueur de l'éprouvette.

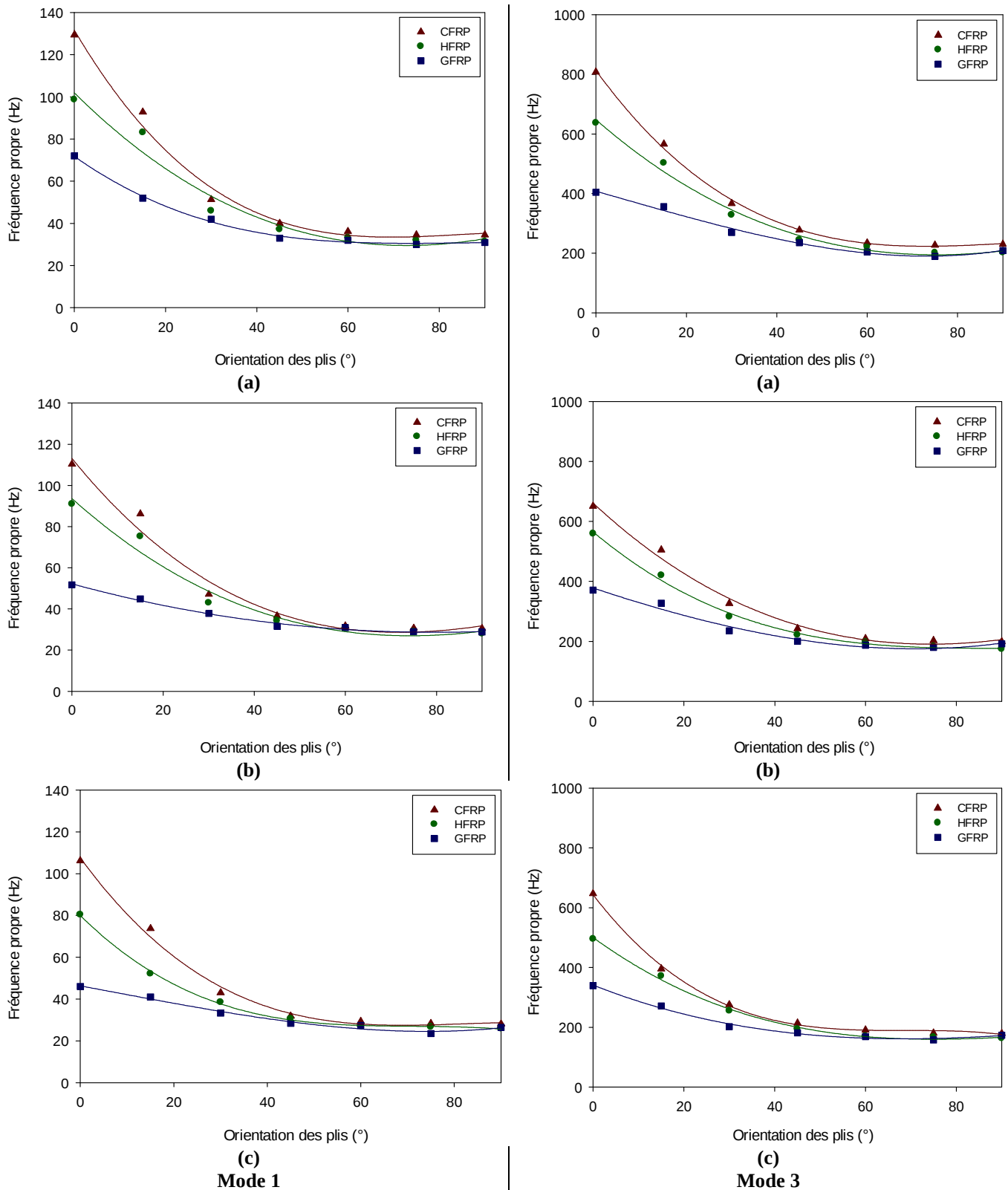


Figure 3.27. Variation des fréquences propres en modes 1 et 3 en fonction de l'orientation des plis des matériaux CFRP, HFRP et GFRP pour des longueurs de a) 160 mm, b) 170 mm et c) 180 mm

3.6.3.2. Facteur de perte

L'ajustement des réponses modales expérimentales par des polynômes permet d'évaluer le facteur de perte η_i correspondant au mode i . Comme pour les fréquences propres, les mesures des facteurs de perte sont effectuées sur des éprouvettes en composite stratifié de différents renforts fibreux (CFRP, HFRP et GFRP) pour sept orientations des fibres (0° , 15° , 30° , 45° , 60° , 75° et 90°), trois longueurs (160 mm, 170 mm et 180 mm) et trois modes de vibration (mode 1, mode 2 et mode 3). Les variations du facteur de perte en modes 1 et 3 en fonction de l'orientation des plis pour l'ensemble des matériaux et trois longueurs d'éprouvettes sont reportées dans la figure 3.28. Nous observons que le facteur de perte augmente avec l'orientation des fibres avec un maximum autour de 60° . Le facteur de perte est plus élevé dans le matériau constitué de fibres de verre, il varie en mode 1 et pour une longueur de 160 mm de 0.4% à 1.4% pour orientation de fibres de 0° à 60° , alors que celui du stratifié en fibres de carbone varie de 0.2% à 1%.

Les variations du facteur de perte en fonction de la fréquence pour les différentes orientations et pour les trois matériaux étudiés sont reportées sur les figures 3.29. Nous observons que, pour une orientation donnée, l'amortissement augmente lorsque la fréquence croît pour les trois stratifiés, le facteur de perte devenant pratiquement constant pour des fréquences élevées. Les courbes expérimentales font apparaître un maximum au voisinage d'une orientation de 60° des fibres pour les trois matériaux. Cette orientation correspond à un maximum de sollicitation par cisaillement et donc à un amortissement élevé par rapport aux autres directions.

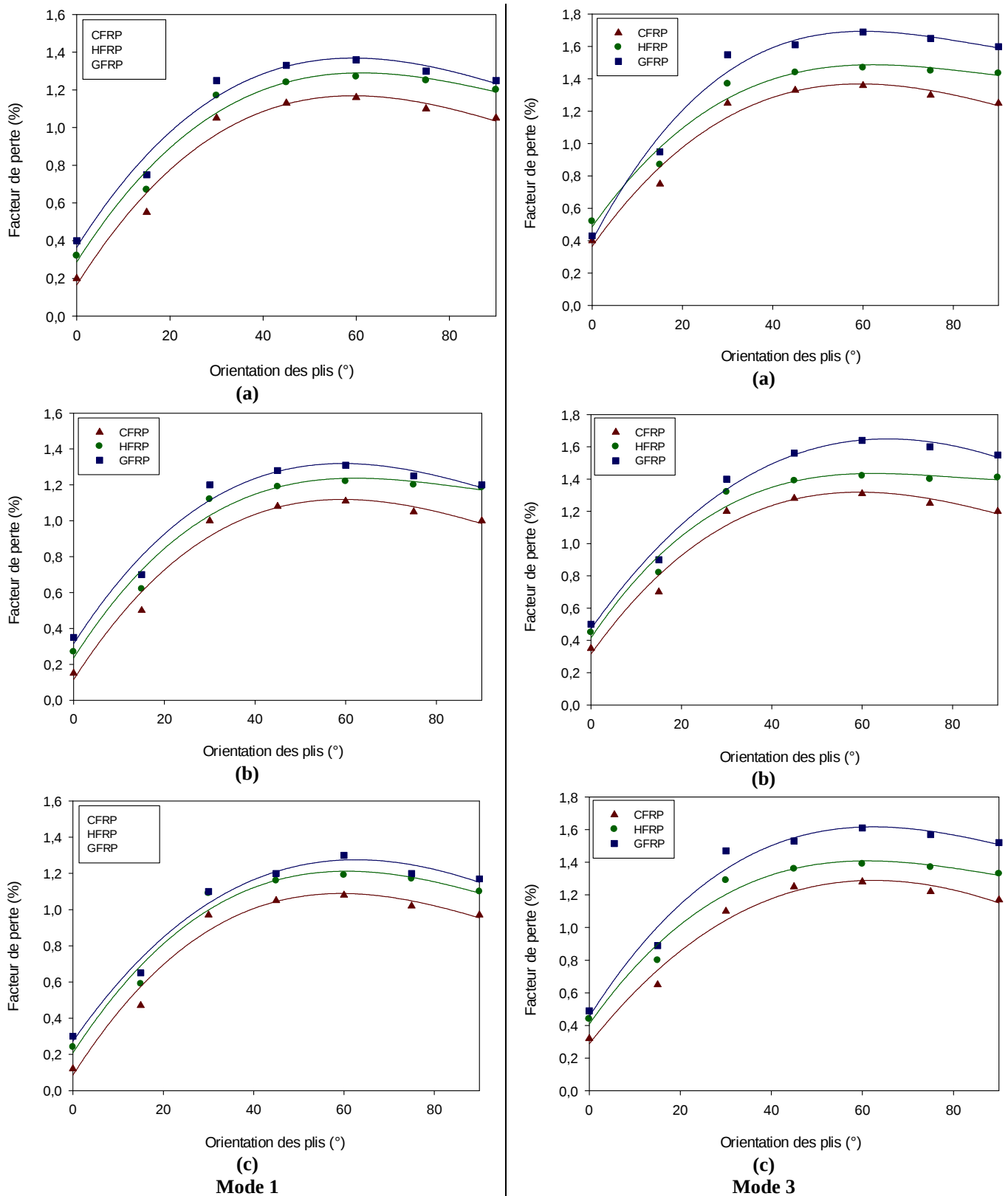


Figure 3.28. Variation des facteurs de perte en modes 1 et 3 en fonction de l'orientation des plis des matériaux CFRP, HFRP et GFRP pour des longueurs de a) 160 mm, b) 170 mm et c) 180 mm

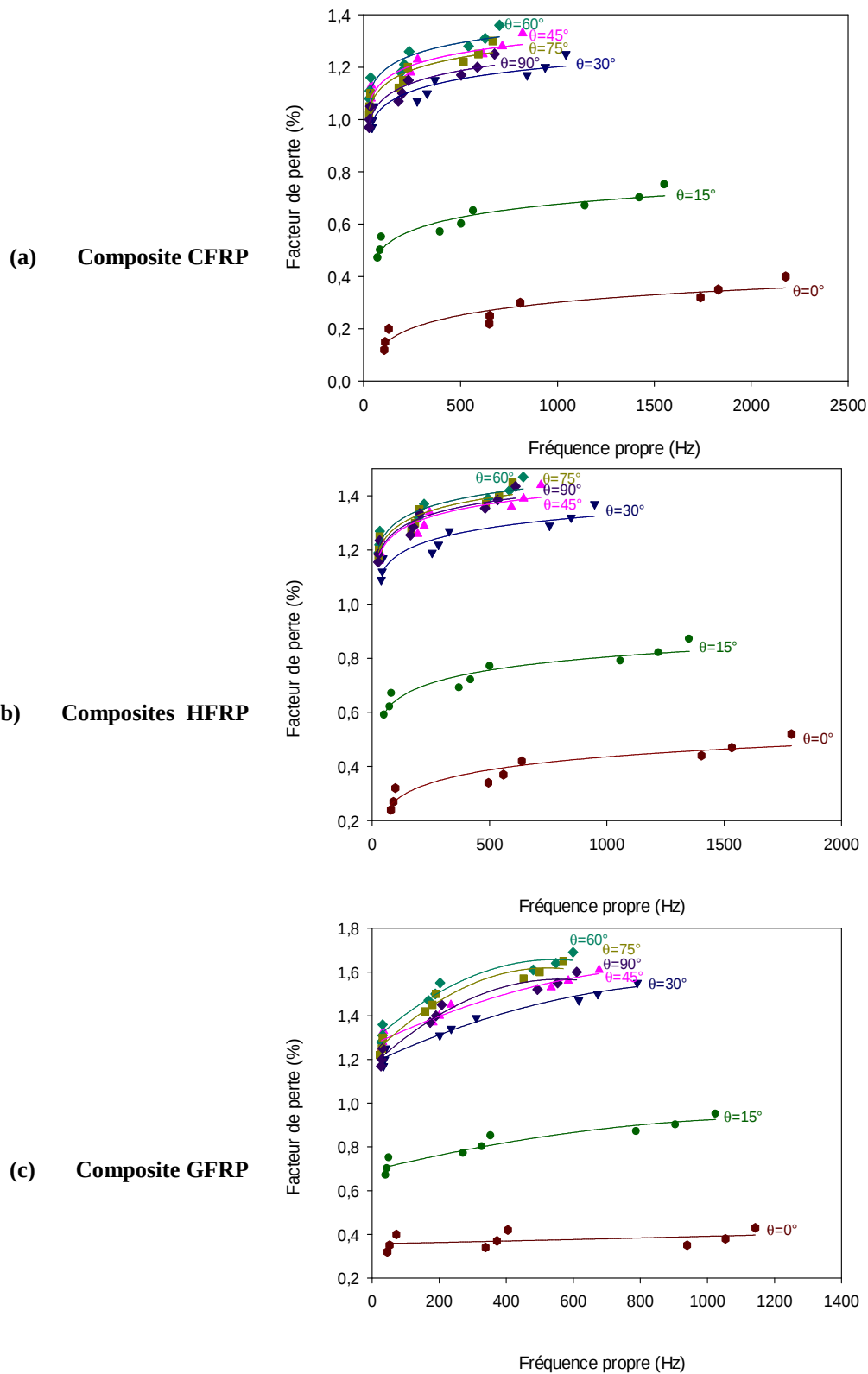


Figure 3.29. Variation des facteurs de perte en fonction de la fréquence pour différentes orientations des fibres des composites : a) CFRP, b) HFRP et (c) GFRP

3.7 CONCLUSION

Ce chapitre avait pour objectif d'analyser le comportement mécanique et d'identifier les différents mécanismes d'endommagement par EA des matériaux stratifiés en statique, en fatigue cyclique et en vibration. Les essais ont été menés en traction et en flambement sur des éprouvettes en composites stratifiés constitués de résine époxyde renforcée par des fibres de carbone (CFRP), des fibres hybrides (HFRP) et des fibres de verre (GFRP) de différentes séquences d'empilement.

Pour mettre en place cette étude, nous avons dans un premier temps caractérisé le comportement mécanique (caractéristiques élastiques et à la rupture) des matériaux stratifiés en statique. L'analyse des résultats obtenus a permis de mettre en évidence l'effet de la séquence d'empilement, de l'épaisseur des couches à 90° et du type de renfort sur les caractéristiques mécaniques des différents stratifiés. En effet, les stratifiés constitués de fibres de carbone possèdent des caractéristiques mécaniques plus élevées que celles des autres matériaux. En terme de séquence d'empilement, les stratifiés disposant des couches à 0° à l'intérieur résiste mieux au flambement qu'à la traction.

Dans un deuxième temps, un suivi de l'activité acoustique est effectué au cours des essais. L'analyse statistique multivariable des signaux d'émission acoustique a permis d'identifier les différents mécanismes d'endommagement présents dans les différents composites au cours des essais. Il apparaît que les microfissurations matricielles sont les mécanismes d'endommagement les plus distingués durant les essais et pour tous les matériaux et que la rupture des éprouvettes est obtenue par rupture de fibres.

Enfin, une analyse expérimentale du comportement dynamique des composites stratifiés de différents renforts fibreux et différentes orientations des plis a été menée dans le cas de vibration en flexion de poutres. La réponse à une excitation par pot vibrant a été établie, les fréquences de résonance et l'amortissement ont été déduits des essais en ajustant la réponse en fréquence à l'aide des fonctions polynomiales.

Les caractéristiques dynamiques ont été évaluées en fonction de la fréquence pour différentes orientations des plis et pour trois stratifiés: à fibres de carbone (CFRP), à fibres de verre (GFRP) et à fibres hybrides carbone/verre (HFRP). Les résultats obtenus montrent une augmentation significative du coefficient d'amortissement en fonction de la fréquence. L'amortissement du composite à fibres de verre est supérieur à celui des deux autres composites.

Chapitre 4

Comportement mécanique en statique, en fatigue et en vibration et évaluation des mécanismes d'endommagement par émission acoustique des composites sandwichs

Résumé

Le chapitre 4 est consacré à la caractérisation des propriétés mécaniques en statique, en fatigue et en vibration des matériaux sandwichs. Cette caractérisation est menée dans le cas de la flexion de poutres. Les caractéristiques élastiques et à la rupture sont déterminées en essais statiques en flexion quatre points dans deux matériaux sandwichs différenciés par la masse volumique de leur âme. Les essais de fatigue sont conduits en contrôlant le signal déplacement qui est de type sinusoïdal avec une fréquence de 5 Hz. La rigidité et la charge maximale sont suivies en fonction du nombre de cycles. Une analyse statistique multivariable des signaux d'émission acoustique (EA) collectés au cours des essais a été effectuée. Elle a permis d'identifier et d'associer différentes classes d'EA à des mécanismes d'endommagement présents dans les matériaux sandwichs au cours des essais. Enfin un processus d'analyse expérimentale de la fréquence et de l'amortissement des matériaux sandwichs a été mis en place dans le cas de vibration en flexion de poutres. La réponse en fréquence à une excitation par pot vibrant a permis de mesurer la fréquence et l'amortissement de ces matériaux autour de chaque pic de résonance.

Chapitre 4

Comportement mécanique en statique, en fatigue et en vibration et évaluation des mécanismes d'endommagement par émission acoustique des composites sandwichs

4.1. INTRODUCTION

Les matériaux composites sandwichs résultent généralement de l'association de deux peaux, de faibles épaisseurs, constituées de matériaux de haute résistance et haut module, et d'une âme beaucoup plus épaisse et de faible masse volumique. Ces structures complexes offrent de grandes potentialités aux concepteurs dans des domaines très divers. On peut d'abord songer à des applications structurales classiques pour lesquelles il faut allier légèreté et rigidité, comme le transport (l'aérospatiale, l'aéronautique, l'automobile), les sports et loisirs, l'industrie lourde, le génie civil, l'armée etc. Au cours des ces dernières années les travaux effectués dans la littérature ont montré que le comportement et les mécanismes d'endommagement des matériaux sandwichs dépendent de plusieurs paramètres (nature des constituants, type de sollicitation, chargement, fréquence de sollicitation, etc.). C'est ainsi, dans ce chapitre nous nous intéressons à l'étude du comportement mécanique en statique, en fatigue cyclique et en vibration linéaire et l'évaluation par émission acoustique des différents mécanismes d'endommagement de deux composites sandwichs différenciés par la masse volumique de leur âme.

4.2. MATERIAUX ET METHODES

4.2.1. Matériaux et mise en œuvre

Le matériau sandwich utilisé dans le cadre de ce travail est constitué de stratifiés à fibres de verre et de résine époxyde de type [0/90]_s pour les peaux (1 mm d'épaisseur) et de deux mousses en PVC de masse volumique 60 et 100 kg m⁻³ pour l'âme (20 mm d'épaisseur). Les caractéristiques mécaniques des fibres de verre, de la résine époxyde et de deux âmes sont données respectivement dans les tableaux 4.1, 4.2 et 4.3 [21, 24, 42].

Tableau 4.1. Caractéristiques de la fibre

Propriétés mécaniques	Fibre de verre
Densité surfacique (g/m^2)	300
Contrainte à la rupture (MPa)	2500
Coefficient de Poisson	0,25
Déformation à la rupture (%)	4,8
Module de traction (GPa)	74
Module de cisaillement (GPa)	30

Tableau 4.2. Caractéristiques de la résine

Module de Young (MPa)	2900 à 3200
Résistance en traction (MPa)	74 à 77
Résistance en flexion (MPa)	115 à 120

Tableau 4.3. Caractéristiques de l'âme

Propriétés mécaniques	C 70.55	C 70.90
Masse volumique (kg m^{-3})	60	100
Contrainte à la rupture en traction (MPa)	1.3	2.6
Contrainte à la rupture en compression (MPa)	0,9	2
Contrainte à la rupture en cisaillement (MPa)	0,8	1,6
Déformation à la rupture en cisaillement (%)	20	30
Module de traction (MPa)	45	80
Module de Compression (MPa)	58	110
Module de cisaillement (MPa)	25	45

La mise en œuvre des sandwichs est réalisée par moulage sous vide en utilisant la technique dite du sac. Les plis sont stratifiés et imprégnés à température ambiante, puis moulés sous vide (dépression 30 kPa) pendant 10 heures entre le moule et le contre moule après interposition de divers tissus de moulage (Fig. 4.1). Les éprouvettes d'essais sont ensuite découpées à l'aide d'une tronçonneuse à disque diamanté aux dimensions voulues à partir de plaques de matériau sandwich. Les éprouvettes utilisées pour les essais de flexion ont pour longueur $L = 300$ mm, pour largeur $l = 40$ mm et pour épaisseur $e = 22$ mm.

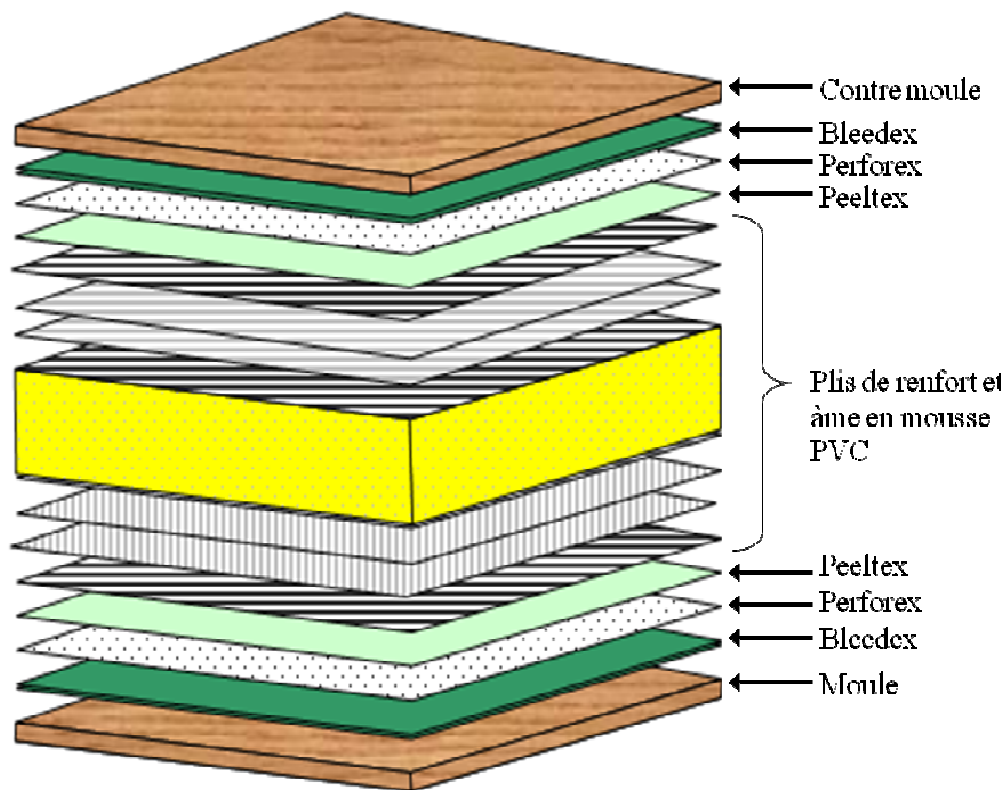


Figure 4.1 Structure d'une poutre sandwichs

4.2.2. Dispositifs expérimentaux

Les essais sont effectués sur une machine universelle d'essais hydraulique de type INSTRON modèle 8801, munie d'une cellule de charge de 5 kN pour la mesure de la force et d'un capteur LVDT pour la mesure du déplacement (Fig.4.2.a), dont le pilotage de l'essai et l'acquisition se font par ordinateur. Ces essais sont menés en flexion quatre points avec distances entre appuis $d_1 = 125$ mm et $d_2 = 250$ mm (Fig.4.2.b).

Les poutres sont testées en statique et en fatigue cyclique.

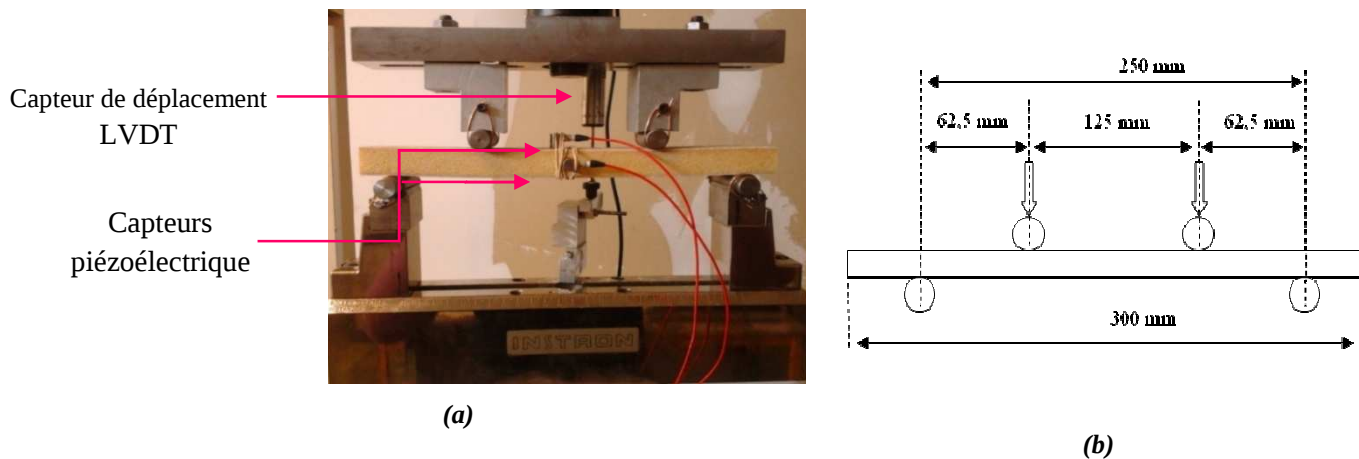


Figure 4.2 Dispositif expérimental de la flexion quatre points

Dans le cas des essais statiques, les poutres sont chargées jusqu'à la rupture avec une vitesse de déplacement de 2 mm.mn^{-1} . Ces essais sont effectués afin de déterminer les propriétés statiques (rigidité, force maximale, déplacement et charge à la rupture) des poutres en matériau sandwich.

Les essais de fatigue cyclique sont effectués sur des éprouvettes des deux matériaux sandwichs en contrôlant le signal déplacement. La forme d'onde est sinusoïdale avec une fréquence de 5 Hz. Un déplacement moyen de 50% et une amplitude de 15% du déplacement à la rupture en statique sont appliqués. Les éprouvettes sont sollicitées en fatigue cyclique jusqu'à 10^6 cycles. Trois à cinq éprouvettes sont testées pour chaque matériau sandwich. Au cours des essais statique et de fatigue, un suivi des signaux d'émission acoustique est effectué par deux capteurs piézoélectriques collés, un sur la surface de la peau supérieure et l'autre sur l'âme de la poutre (Fig.4.2.a).

Dans le cas des essais en vibration, la configuration d'une éprouvette encastrée/libre est utilisée. Elle présente l'avantage d'être assez simple à mettre en œuvre et l'analyse modale est effectuée avec une excitation par un pot vibrant. La figure 4.3 montre le dispositif expérimental utilisé pour étudier les vibrations des poutres en matériau sandwich.

L'éprouvette est excitée au niveau de l'encastrement à l'aide du pot vibrant et la réponse est détectée en un autre point proche de l'extrémité à l'aide d'un accéléromètre. La procédure expérimentale est décrite dans les paragraphes §3.6.2.2 du chapitre précédent. Dans la partie encastrée de la poutre, l'âme en mousse PVC est remplacée par un bloc en acier pour ne pas l'écraser lors du serrage de l'éprouvette.

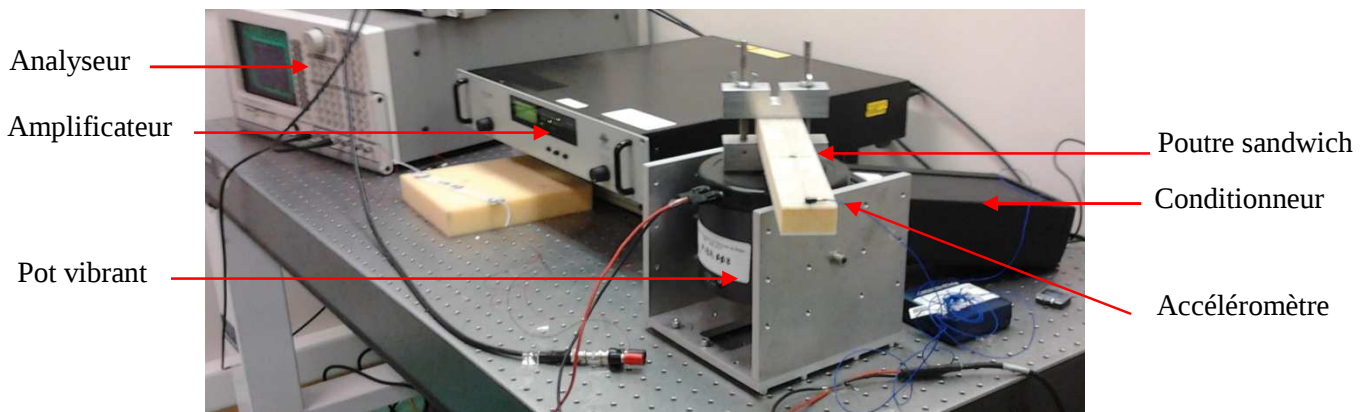


Figure 4.3 Dispositif expérimental

4.3. COMPORTEMENT MECANIQUE ET EVALUATION PAR EMISSION ACOUSTIQUE DES MECANISMES D'ENDOMMAGEMENT DES MATERIAUX SANDWICHS EN STATIQUE

4.3.1. Introduction

Dans le cas d'une structure sollicitée en flexion, la rigidité et la résistance en flexion augmentent avec l'épaisseur des stratifiés constituant la structure. Toutefois, pratiquement seules les couches externes supportent les charges imposées à la structure. Un accroissement des propriétés spécifiques en flexion est obtenu en remplaçant les couches internes par un matériau léger et en l'interposant entre les couches externes pour obtenir un matériau sandwich. Ainsi, nous proposons d'étudier le comportement en statique, en fatigue et effectuer le suivi des mécanismes d'endommagement par émission acoustique de deux matériaux sandwichs en sollicitation de flexion 4-points.

4.3.2. Comportement mécanique en statique

La figure 4.4 représente l'évolution de la charge en fonction de la flèche dans les deux matériaux sandwichs (âmes de masse volumique 60 kg m^{-3} et 100 kg m^{-3}). L'analyse de ces résultats montre que le comportement mécanique des matériaux sandwichs peut être décrit en trois phases :

- la première phase correspond au comportement linéaire élastique réversible des sandwichs pour les faibles déplacements. Cette phase est associée à l'initiation, la propagation et le développement de la fissuration transversale des couches orientées

à 90° de la peau. L'âme atteignant ensuite sa limite élastique en cisaillement lorsque la charge augmente ;

- la seconde phase correspond à un comportement non-linéaire, la charge augmente progressivement avec le déplacement. Ce comportement correspond à une compression de l'âme due à la flexion de la peau supérieure conduisant à un éclatement des cellules de l'âme. Cette phase dépend des propriétés de l'âme, elle est plus courte pour le sandwich avec une âme de masse volumique de 100 kgm³. L'augmentation de la densité de l'âme conduit à une augmentation de la charge limite et à une rigidité élevée des matériaux sandwichs ;
- la troisième phase correspond à l'initiation et au développement de la fissuration de l'âme et la décohésion entre l'âme et la peau. Ces endommagements se propagent ensuite jusqu'à la rupture totale de la poutre. Cette rupture est induite dans la peau au contact des deux appuis supérieurs ou par rupture de l'âme.

La non-linéarité du comportement mécanique de matériau sandwich avec une âme de masse volumique 60 kg m⁻³ est beaucoup plus marquée que celui avec une âme de masse volumique 100 kg m⁻³. On constate aussi que le déplacement et la charge à la limite de la partie linéaire du matériau sandwich avec une âme de masse volumique de 100 kg m⁻³ sont supérieurs à ceux du matériau sandwich avec une âme de masse volumique 60 kg m⁻³.

Ces résultats sont comparables aux ceux observés dans les travaux effectués au laboratoire par M. Idriss [42], M. Assarar [21] et M. K. Farooq [37], qui ont étudié le comportement mécanique de plusieurs matériaux sandwichs sollicités en flexion trois points.

Le tableau 4.4 présente les caractéristiques mécaniques obtenues dans les essais de flexion 4-points en statique des deux matériaux sandwichs (âme de masse volumique 60 kg m⁻³ et 100 kg m⁻³). Nous observons que les valeurs de la rigidité et de la charge à la rupture du matériau sandwich avec une âme plus dense sont les plus élevées alors que le déplacement à la rupture est plus faible, ce qui montre que ce type de matériau a un comportement fragile.

Tableau.4.4 Propriété mécaniques des composites sandwichs en flexion 4-points statique

Sandwichs	Rigidité (N mm ⁻¹)	Force à la rupture (kN)	Déplacement à la rupture (mm)
60 kg m ⁻³	308	1,3	11,6
100 kg m ⁻³	450	1,8	5,4

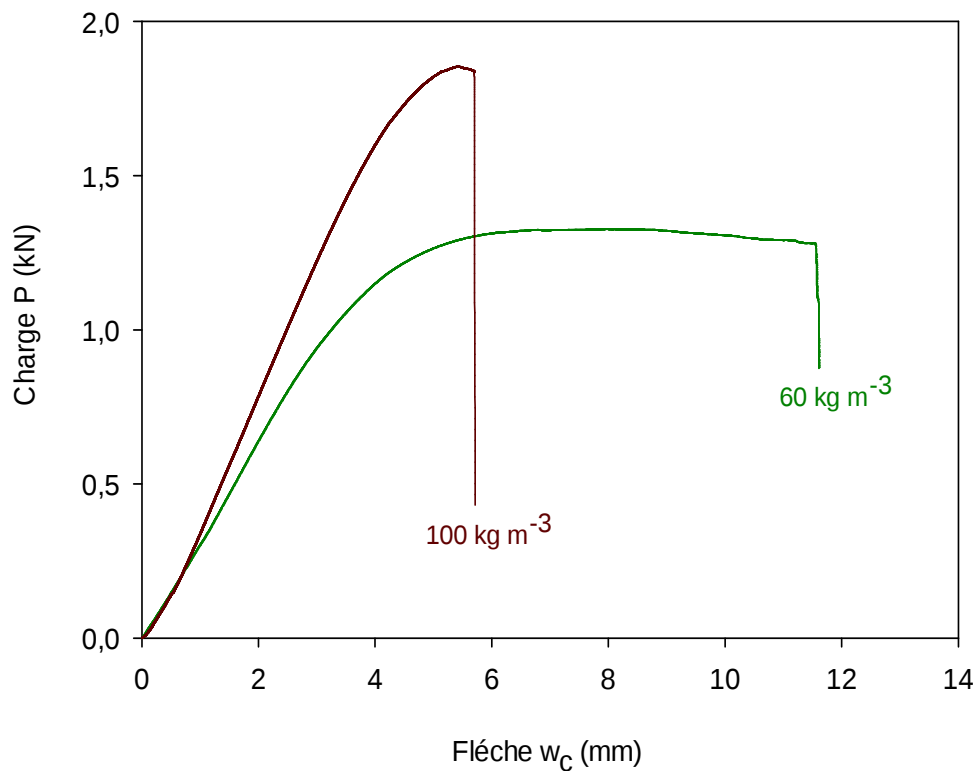


Figure 4.4 Courbe force-flèche des matériaux sandwichs constitués par des âmes en mousse PVC de masse volumique 60 kg m^{-3} et 100 kg m^{-3}

4.3.3. Evaluation par émission acoustique des mécanismes d'endommagement en statique

4.3.3.1. Introduction

Peu d'auteurs se sont intéressés à l'évaluation des mécanismes d'endommagement par émission acoustique dans les matériaux sandwichs. Parmi ces auteurs, nous citons B. shafiq et al [61] et A. Quispitupa et al [62], qui ont étudié l'évolution des paramètres de l'EA reçu lors des essais en flexion 3-points des poutres en matériau sandwich. A l'aide d'observations micrographiques à différents stades d'essais, leurs résultats ont permis d'identifier différents mécanismes d'endommagement : la fissuration de l'âme, la décohésion d'interface, la fissuration matricielle, le délaminage et la rupture des fibres. C'est ainsi dans cette partie du travail nous proposons de suivre et d'analyser différents paramètres temporels ainsi que les formes d'onde des signaux d'EA au cours des essais. L'analyse permettra ainsi de discriminer les différents mécanismes d'endommagement présents dans nos matériaux.

4.3.3.2. Suivi de l'activité acoustique des matériaux sandwichs

Des échantillons en composite sandwich avec des âmes de différentes masses volumiques (60 kg m^{-3} et 100 kg m^{-3}) sont étudiés. Ces échantillons sont soumis à des essais de flexion 4-points en statique dans le but de déterminer les signatures acoustiques des mécanismes d'endommagements. Deux capteurs résonnants sont placés sur la peau supérieure et l'âme des éprouvettes en matériau sandwich. La classification par la méthode de coalescence floue est appliquée en prenant cinq classes.

L'amplitude des signaux d'EA étant un des paramètres temporels les plus discriminants, les distributions d'amplitude de chacune des classes obtenues sont présentées dans la figure 4.5.

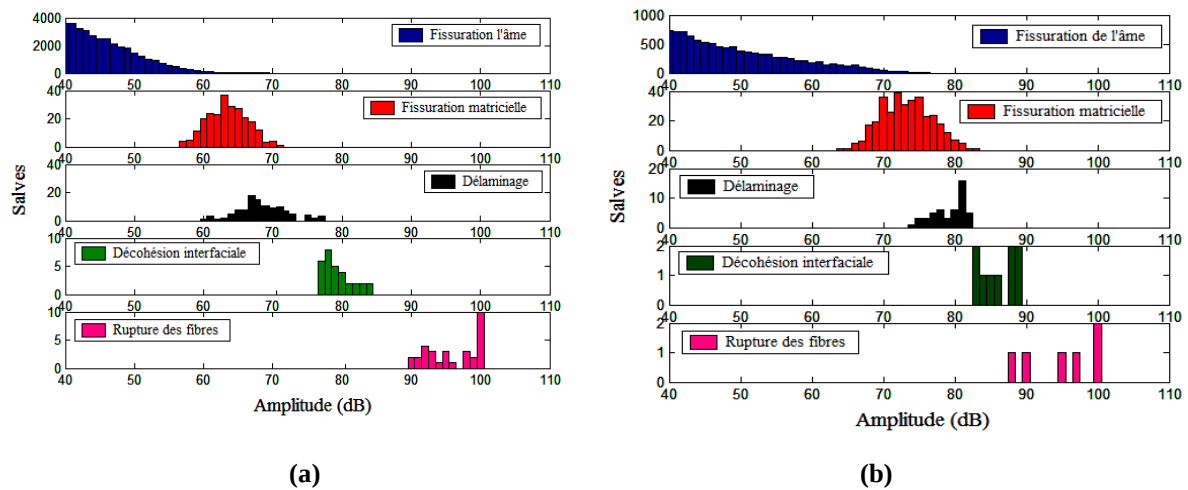


Fig 4.5. Distribution d'amplitude de chacune des classes obtenues par classification pour le matériau sandwich constitué d'une âme de masse volumique : a) 60 kg m^{-3} et b) 100 kg m^{-3}

L'analyse des différents paramètres temporels ainsi que les formes d'onde pour chaque classe montrent que la deuxième et la troisième classe ont des paramètres d'EA identiques et des formes d'ondes très proches et correspondent respectivement aux fissurations matricielles et délaminages. Une nouvelle classification est donc appliquée aux signaux d'EA avec quatre classes correspondant à quatre mécanismes d'endommagement. Les résultats de cette nouvelle classification sont donnés dans la figure 4.6 dans le cas du matériau sandwich avec une âme de masse volumique 60 kg m^{-3} . Les résultats de cette figure montrent que quatre types de signaux sont observés au cours de ces essais. Après la classification, l'amplitude des signaux de la première classe est comprise entre 40 et 60 dB, ces signaux proviennent de microfissurations de l'âme (signaux de type A). La gamme d'amplitude de la deuxième classe

est centrée entre 55 et 80 dB, en nombre important, apparaissant juste après les microfissurations de l'âme. Ces signaux sont attribués aux fissurations matricielles, leurs caractéristiques sont très différentes de celles des signaux de la classe A et leur énergie est notamment beaucoup plus importante avec des temps de montée plus courts (signaux de type B). La troisième classe correspond à des événements d'amplitude comprise entre 80 et 90 dB (signaux de type D), nous les attribuons aux décohésions interfaciales. La dernière classe obtenue contient quelques signaux (type C), eux aussi très énergétiques et d'amplitude au delà de 90 dB, qui apparaissent principalement en fin d'essai. Ils se réfèrent donc à la rupture des fibres.

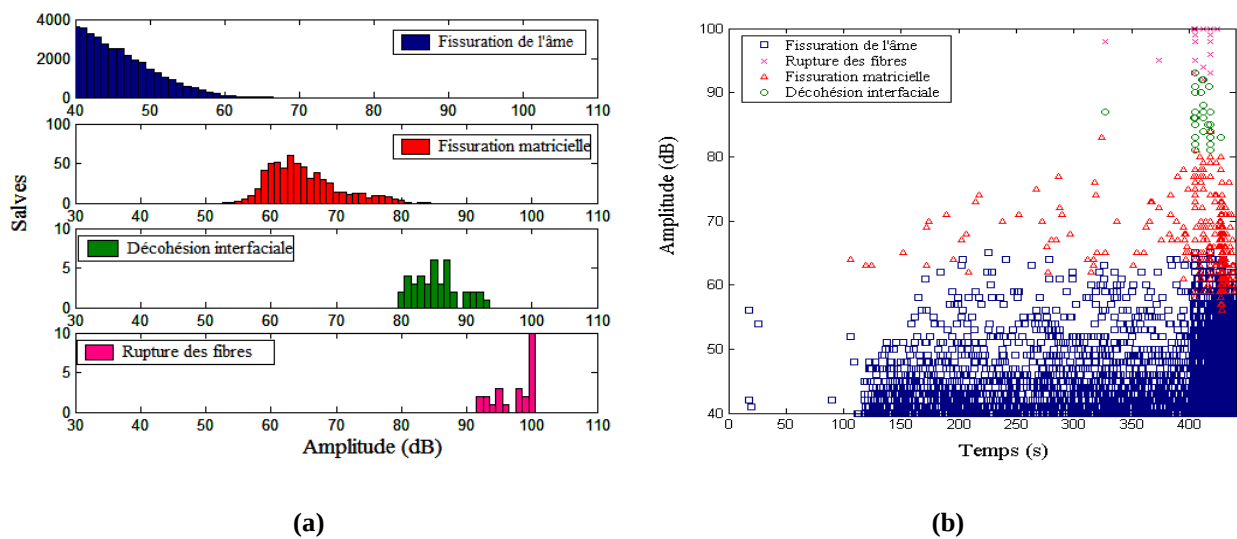


Figure 4.6 Distribution d'amplitude de chacune des classes obtenues par classification des matériaux sandwichs avec une âme de masse volumique 60 kg m^{-3}

La figure 4.7 présente la nouvelle classification des signaux d'EA recueillis au cours de l'essai de flexion en statique sur le matériau sandwich avec une âme de masse volumique 100 kg m^{-3} . Les signaux de classe A, d'amplitude comprise entre 40 et 60 dB, correspondent à la fissuration de l'âme. Les signaux de classe B, d'amplitude comprise entre 55 et 85 dB, proviennent de la fissuration matricielle. La classe D qui contient des signaux d'amplitude comprise entre 75 et 90 dB, ces salves apparaissent juste après les microfissurations de la résine, ils sont probablement issus des décohésions interfaciales peau/âme. La classe C qui contient des signaux dont l'amplitude est supérieure à 90 dB et qui sont très énergétiques et associée à la rupture des fibres.

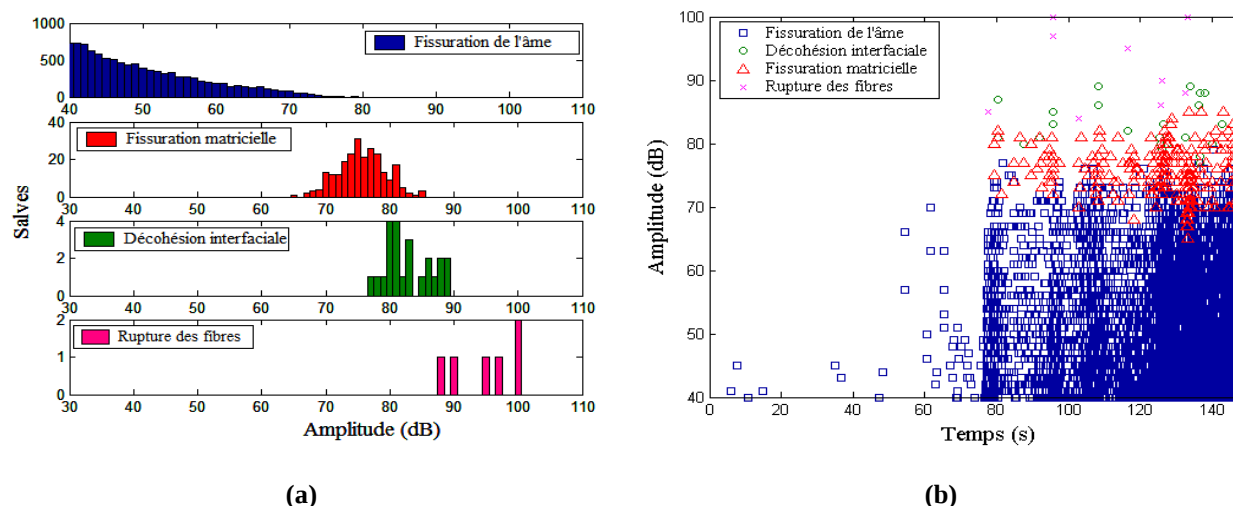
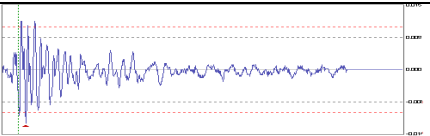
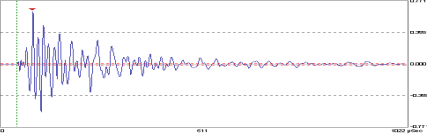
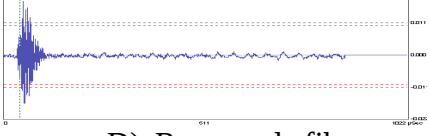


Figure 4.7 Distribution d'amplitude de chacune des classes obtenues par classification des matériaux sandwichs avec une âme de masse volumique 100 kg m^{-3}

Les formes d'onde et les caractéristiques de ces quatre types d'endommagement sont présentées dans le tableau 4.5 et montrent la correspondance de chaque classe au type d'endommagement associé.

Tableau.4.5 Caractéristiques des signaux d'émission acoustique

Forme d'onde	Amplitude (dB)	Temps de montée (μs)	Durée (μs)	Nombre de coups
 A) Fissuration de l'âme	40-60	23	43	16
 B) Fissuration matricielle	55-80	32	39	13
 C) Décohésion interfaciale	80-90	9	37	12
 D) Rupture de fibre	>90	6	26	9

Les chronologies d'apparition des différents mécanismes d'endommagement dans les deux matériaux sandwichs sont reportées dans la figure 4.8. L'analyse des résultats de ces figures montre que :

- la fissuration de l'âme en mousse (classe A), en raison des faibles capacités à supporter des charges, apparaît dès le début des essais et représente un pourcentage très important (80%) des événements d'EA ;
- elle est suivie par la fissuration matricielle (classe B), en raison du comportement fragile de la matrice en résine époxyde ;
- au milieu de l'essai apparaît la décohésion de l'interface peau/âme (classe D), en raison de l'action double (flexion et transfert de charge entre l'âme et la peau) ;
- à la fin de l'essai, on observe des signaux de la rupture de fibres (classe C) suivie par rupture en cisaillement dans l'âme provoquant ainsi la rupture totale du matériau.

La comparaison de l'activité acoustique dans les deux matériaux montre que cette activité est la même et est de l'ordre de 10^4 événements et que les signaux d'amplitude élevée ont commencé plus tôt dans le matériau sandwich avec une âme de masse volumique élevée.

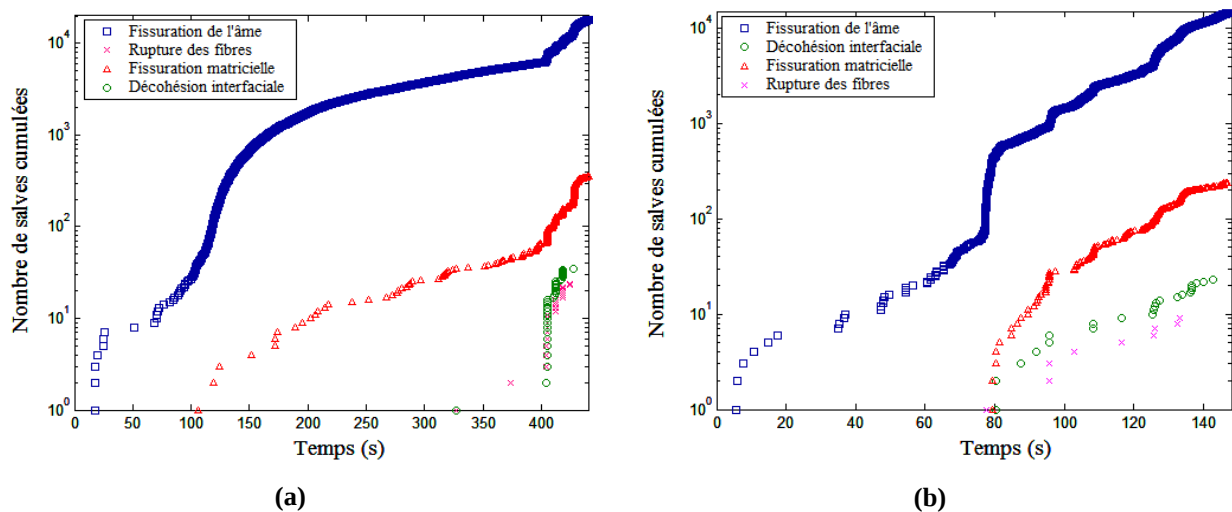


Figure 4.8 Chronologie d'apparition des mécanismes d'endommagement dans les matériaux sandwichs avec une âme de masse volumique : a) 60 kg m^{-3} et b) 100 kg m^{-3}

La visualisation par ACP des différentes classes obtenues par la méthode de coalescence floue des deux matériaux sandwichs est reportée à la figure 4.9. L'ACP est réalisé afin de visualiser les résultats dans un sous-espace à deux dimensions. Cette représentation montre la présence de quatre classes avec un peu de recouvrement entre les fissurations de l'âme et la fissuration matricielle dans les deux types de matériaux sandwichs.

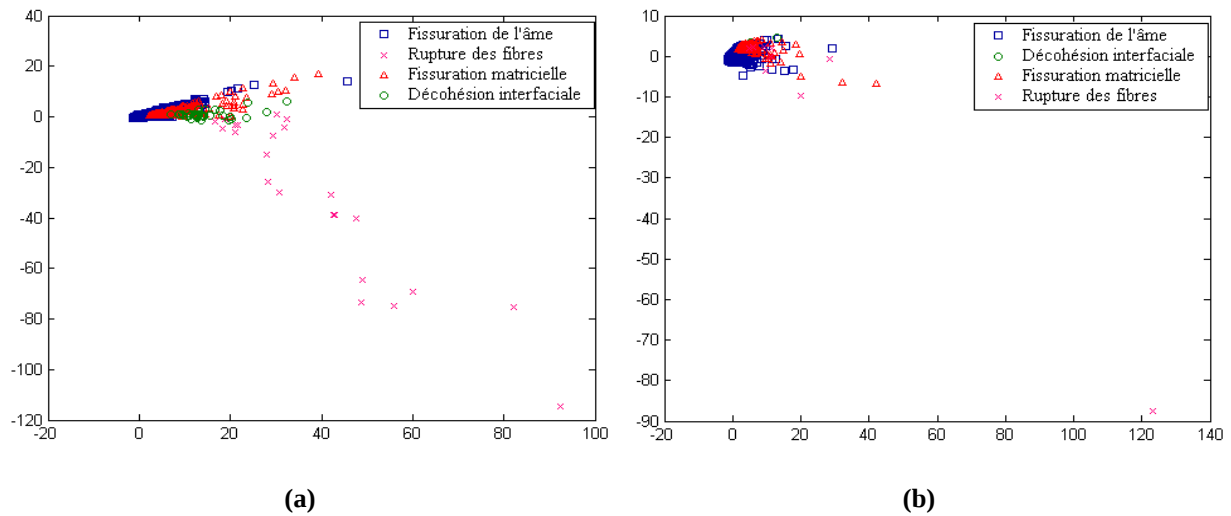


Figure 4.9 Visualisation par ACP de la classification obtenue par la méthode de la Coalescence floue des matériaux sandwichs avec une âme de masse volumique : a) 60 kg m^{-3} et b) 100 kg m^{-3}

4.4. COMPORTEMENT MECANIQUE ET EVALUATION PAR EMISSION ACOUSTIQUE DES MECANISMES D'ENDOMMAGEMENT DES MATERIAUX SANDWICHS EN FATIGUE CYCLIQUE

4.4.1. Comportement mécanique en fatigue cyclique

Au cours des essais de fatigue cyclique effectués avec un déplacement imposé égal à $50\% \pm 15\%$ du déplacement à la rupture en statique, nous avons enregistré l'évolution de la charge maximale $F_{\max}$ en fonction du nombre de cycles. Dans la figure 4.10, nous avons reporté l'évolution de la perte de la charge maximale (charge maximale $F_{\max}$ rapportée à celle obtenue dans le premier cycle $F_{0\max}$) en fonction du nombre de cycles de fatigue pour les mêmes échantillons que ceux testés en statique.

La comparaison des résultats obtenus montre que le comportement en fatigue des deux matériaux est similaire avec une durée de vie plus faible du matériau sandwich avec une âme de faible masse volumique. Comme constaté dans de nombreux travaux effectués au laboratoire [16-18, 21, 24, 35-37, 39, 40, 42-44], la perte de la charge jusqu'à la rupture des éprouvettes se déroule en trois phases : dans un premier temps se manifeste une diminution rapide dès les premiers cycles, la diminution devient ensuite très lente dans la deuxième phase, correspondant à la quasi-totalité de la durée de vie de l'éprouvette. Enfin dans la

troisième phase qui est très courte, la perte de charge s'accélère brutalement jusqu'à la rupture de l'éprouvette. Les trois phases de la courbe peuvent être associées à :

- la multiplication de la fissuration de la résine et de l'âme entraînant la dégradation des couches transverses des peaux et de l'âme du sandwich ;
- l'initiation et la propagation de la décohésion entre la peau et l'âme en contact avec les appuis centraux durant la deuxième phase. Cette fissure est initiée pour un faible nombre de cycles et sa propagation se fait rapidement dans le sandwich avec une âme de masse volumique de 60 kg m^{-3} ;
- enfin à la rupture des fibres entraînant la rupture de la peau supérieure et de l'âme pour la dernière phase.

La durée de vie du composite sandwich constitué par une âme de masse volumique 100 kg m^{-3} est supérieure à 10^6 cycles.

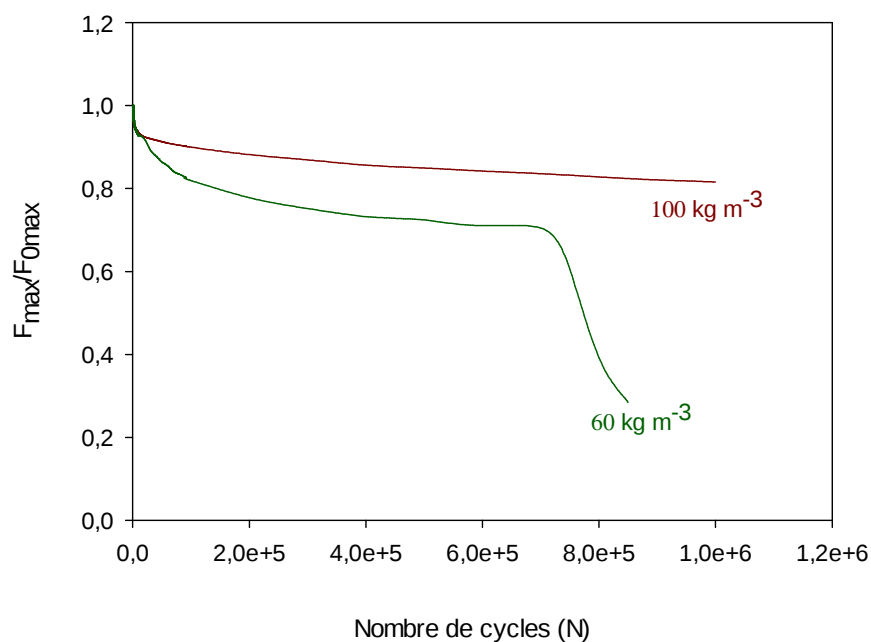


Figure 4.10 Courbe rigidité-nombre de cycles des matériaux sandwichs constitués par des âmes en mousse PVC de masses volumiques 60 kg m^{-3} et 100 kg m^{-3}

4.4.2. Identification par émission acoustique des mécanismes d'endommagement en fatigue cyclique

L'analyse des résultats de la classification des signaux d'EA recueillis au cours des essais de flexion 4-points en fatigue cyclique des deux composites sandwichs (avec âme de masse volumique 60 kg m^{-3} et 100 kg m^{-3}), est présentée dans la figures 4.11.

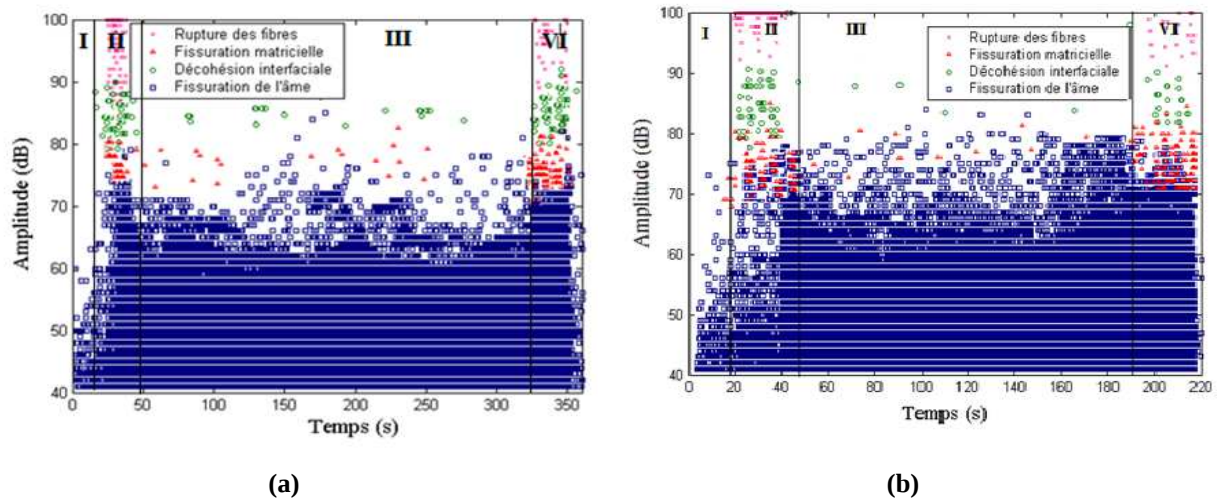


Figure 4.11 Distribution d'amplitude de quatre classes obtenues par classification des signaux d'EA du matériau sandwich constitué par une âme de masse volumique : (a) 60 kg m^{-3} et (b) 100 kg m^{-3} .

Comme pour les essais statiques, dans le cas des essais de fatigue, nous avons observé la présence de quatre mécanismes d'endommagement à savoir : la fissuration de l'âme (classe A), la fissuration matricielle (classe B), la décohésion interfaciale (classe D) et la rupture de fibres (classe C).

L'analyse des résultats obtenus dans la figure 4.11 montre que l'activité acoustique au cours des essais de fatigue cyclique est divisée en 4 phases :

- phase I : cette phase correspond au chargement statique permettant d'atteindre la valeur de la charge moyenne appliquée en fatigue, l'activité acoustique est très faible avec une gamme d'amplitude comprise entre 40 et 70 dB pour les deux composites sandwichs ;
- phase II : dans cette phase l'activité acoustique est très importante. Les amplitudes des signaux sont dans l'intervalle de 40 à 100 dB pour les deux composites sandwichs. Cette activité correspond à l'initiation et à la multiplication des microfissures dans la partie supérieure de l'âme en compression juste en dessous des appuis de chargement, avec la présence aussi de la fissuration matricielle dans

la peau supérieure. La fissuration de l'âme conduit à la décohésion de l'interface peau/âme. La rupture des fibres et la décohésion de l'interface et sont révélées par une activité acoustique d'amplitude un peu plus élevée ;

- phase III : l'activité acoustique dans cette phase est faible. L'amplitude des signaux est comprise entre 40 et 85 dB. Cette phase est due à la propagation de trois modes d'endommagement: la fissuration de l'âme, la décohésion interfaciale et la fissuration matricielle. Dans les deux types sandwich, on remarque que la fissuration matricielle est le mode d'endommagement le plus prépondérant. Cette phase constitue 80% de la durée de vie en fatigue des matériaux ;
- phase VI : cette phase est très courte, le nombre des salves redevient très important et très énergique et l'amplitude des signaux acoustiques est comprise entre 40 et 100 dB. Cette phase correspond à la propagation rapide des microfissures qui deviennent plus localisées. Dans cette zone, on remarque la création de la décohésion de l'interface entre l'âme et la peau inférieure le long de l'éprouvette qui entraîne une rupture par cisaillement de l'âme en mousse et provoque ainsi la rupture finale de l'éprouvette en fin d'essai.

La figure 4.12 présente la chronologie d'apparition des différents modes d'endommagement en fonction du temps au cours des essais de fatigue cyclique en flexion 4-points des deux composites sandwichs. L'analyse des résultats obtenus montre que les microfissurations de l'âme sont les mécanismes d'endommagement les plus observés durant les essais pour les deux matériaux sandwichs, alors que la fissuration matricielle et la décohésion interfaciale qui commencent dès le début des essais sont beaucoup moins importantes. En fin d'essai, quelques ruptures de fibres apparaissent et conduisent à la rupture des éprouvettes. Les signatures acoustiques des différents types d'endommagement observés au cours des essais en fatigue sont semblables à celles observées au cours des essais flexion 4-points en statique.

La comparaison de l'activité acoustique dans les deux types de matériau sandwich, montre que cette activité est la même et est de l'ordre de 5×10^5 événements.

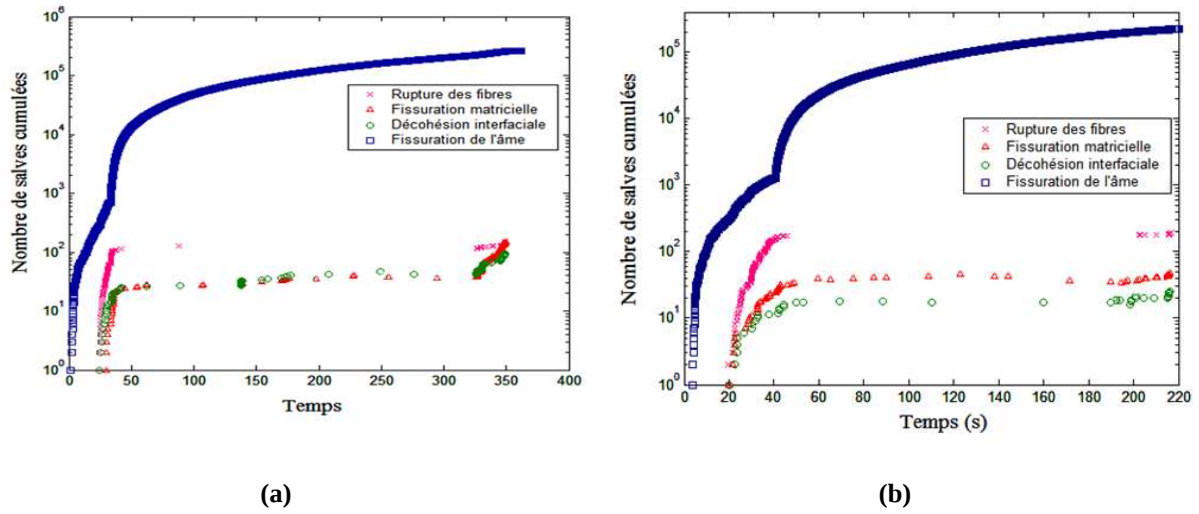


Figure 4.12 Chronologie d'apparition des mécanismes d'endommagement au cours des essais de flexion 4-points en fatigue du matériau sandwich avec une âme de masse volumique : (a) 60 kg m^{-3} et (b) 100 kg m^{-3}

La figure 4.13 représente une Analyse en Composantes Principales (ACP) obtenue par la méthode de coalescence floue dans le cas des sandwichs testés en flexion 4-points en fatigue cyclique. L'analyse des signaux acoustiques collectés au cours des essais montre l'apparition de quatre classes dans les deux composites sandwichs qui sont la fissuration de l'âme (classe A), la fissuration matricielle, la décohésion interfaciale (classe B), et la rupture de fibres (classe C). On remarque là aussi un peu de recouvrement entre la fissuration de l'âme et la fissuration matricielle dans les deux matériaux.

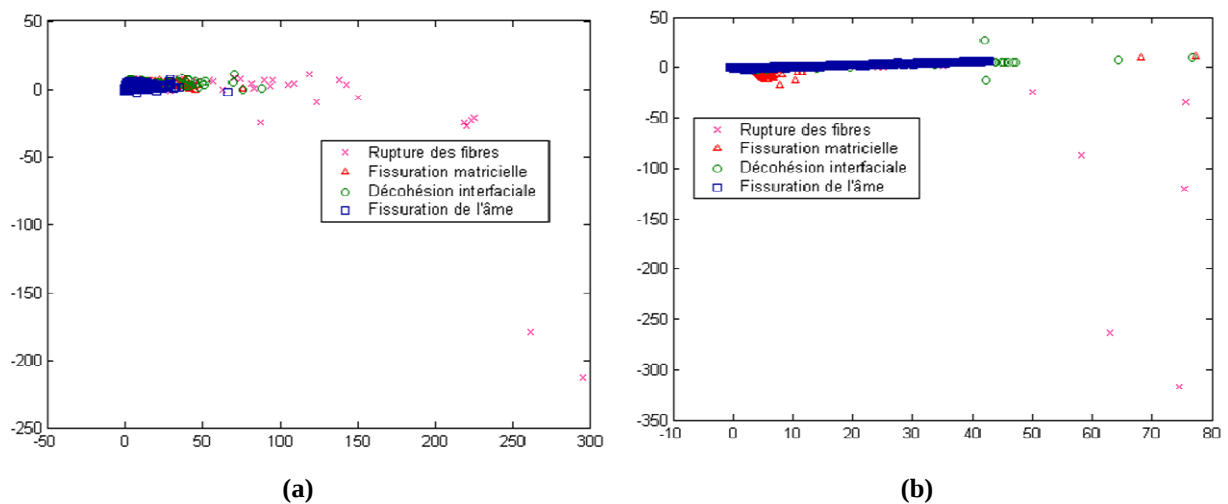


Figure 4.13 Visualisation par ACP de la classification obtenue par la méthode de coalescence floue du matériau sandwich testé en flexion 4-points en fatigue cyclique : a) 60 kg m^{-3} et b) 100 kg m^{-3}

4.5. COMPORTEMENT DYNAMIQUE DES MATERIAUX SANDWICHS

4.5.1. Introduction

Les essais mécaniques en statique et en fatigue ont montré que la masse volumique de l'âme a une grande influence sur le comportement mécanique et notamment sur la rigidité et la résistance des matériaux sandwichs. La connaissance de ces propriétés (en statique et en fatigue) ne suffit pas, puisque le développement de ces matériaux dans les hautes technologies nécessite des informations complémentaires sur les propriétés dynamiques. C'est ainsi dans ce paragraphe nous proposons de mettre en place un processus d'analyse expérimentale du comportement vibratoire des matériaux sandwichs. Les résultats obtenus expérimentalement dans les deux matériaux sandwichs seront comparés.

4.5.2. Dispositif et méthode d'analyse

L'étude de vibration expérimentale est réalisée sur des éprouvettes des deux composites sandwichs. L'analyse modale expérimentale des vibrations utilise une configuration encastrée-libre avec une excitation par un pot vibrant (Figure 4.14). Les relevés de mesure sont effectués à l'aide d'un accéléromètre en différents points pour avoir des résultats plus précis et pour ne pas oublier des fréquences propres. Les fréquences propres et les amortissements des matériaux sont mesurés en flexion de poutres, conformément à l'analyse expérimentale présentée au paragraphe §3.6.2.3, sur des poutres en matériau sandwich de longueur égale à 250 mm, largeur égale à 40 mm et l'épaisseur égale à 22 mm.

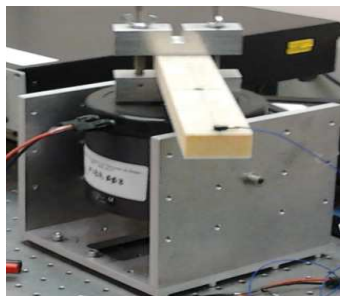


Fig.4.14 Configuration encastré-libre d'une poutre en matériau sandwich

La figure 4.15 représente un exemple de la transformée de Fourier de la réponse à un niveau d'excitation d'une éprouvette en configuration encastré-libre. Cette réponse fait apparaître les pics correspondant aux fréquences propres de vibration de chaque mode. Le traitement des résultats expérimentaux est effectué par interpolation polynomiale pouvant

aller jusqu'à l'ordre 8. Cette méthode permet d'obtenir les valeurs des fréquences propres f_i , d'amplitude à la résonance A_r et du facteur de perte ξ_i pour chaque mode de vibration dans chaque matériau. Le facteur de perte est le rapport de différence des fréquences se trouvant de part et d'autre du pic de résonance à -3dB de l'amplitude maximale et de la fréquence de résonance.

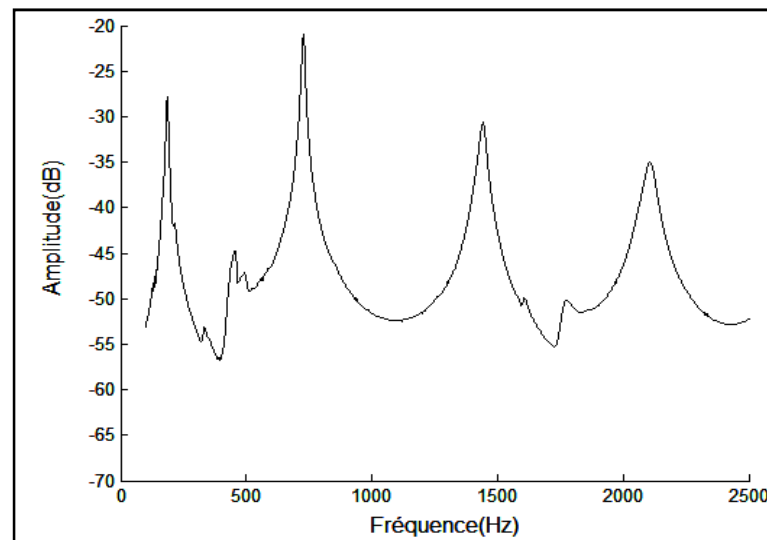


Figure 4.15 Exemple de fonction de réponse en fréquence d'une poutre en configuration encastrée/libre

4.5.3. Comportement en vibration des matériaux sandwichs

L'ajustement des courbes de réponse expérimentale par des fonctions polynomiales permet donc d'obtenir les valeurs des fréquences propres f_i , et des coefficients d'amortissement modal ξ_i ou du facteur de perte η_i de chaque mode. Le tableau 4.6 compare les fréquences propres et les amortissements des quatre premiers modes de vibration obtenus dans les deux matériaux sandwichs. L'analyse des résultats obtenus montre que :

- pour un mode de vibration donné, la fréquence augmente lorsque la masse volumique de l'âme du sandwich augmente. En effet, la fréquence propre est directement liée à la rigidité du matériau qui augmente avec la masse volumique de l'âme ;
- l'amortissement diminue lorsque la masse volumique de l'âme du sandwich augmente. L'amortissement du matériau sandwich est gouverné par la taille des cellules de l'âme. Lorsque la masse volumique est élevée, la taille des cellules est faible et donc la quantité d'air emprisonnée dans les cellules est faible ce qui entraîne une réduction de l'amortissement ;

- l'amortissement diminue lorsque la fréquence croît pour les deux matériaux sandwichs.

Tableau 4.6 Comportement dynamique (fréquence propre et amortissement) de quatre premiers modes des deux types de matériau sandwich

	C 70.55 (âme de 60 kg m ⁻³)		C 70.90 (âme de 100 kg m ⁻³)	
	Fréquence (Hz)	Amortissement (%)	Fréquence (Hz)	Amortissement (%)
Mode 1	185	0,90	195	0,88
Mode 2	730	0,37	840	0,37
Mode 3	1440	0,47	1720	0,44
Mode 4	2100	0,47	2560	0,35

4.4 CONCLUSION

L'objectif de ce chapitre était d'analyser le comportement mécanique en statique, en fatigue et en vibration de deux composites sandwichs. Ces matériaux sont constitués de deux peaux en stratifié en fibres de verre/résine époxyde et d'une âme en mousse PVC de masse volumique 60 kg m³ et 100 kg m⁻³. Nous avons dans un premier temps caractérisé le comportement mécanique en statique et en fatigue cyclique (caractéristiques élastiques, modes de rupture, durée de vie...) de ces matériaux en flexion 4-points. L'analyse des résultats obtenus en statique et fatigue sur des éprouvettes a montré que le domaine de comportement linéaire est limité à de faibles valeurs des déformations. Une analyse statistique multivariable des signaux d'émission acoustique (EA) collectés au cours des essais a été effectuée. Elle a permis d'identifier et d'associer différentes classes d'EA à des mécanismes d'endommagement présents dans les matériaux sandwichs au cours des essais. Enfin, un processus d'analyse expérimentale de la fréquence et de l'amortissement des matériaux sandwichs a été mis en place dans le cas de la vibration en flexion de poutres. La réponse en fréquence à une excitation par pot vibrant a permis de mesurer la fréquence et l'amortissement de ces matériaux autour de chaque pic de résonance. Les résultats obtenus montrent que la valeur de la fréquence de résonance et de l'amortissement dépendent de la masse volumique de l'âme. La fréquence augmente avec l'augmentation de la masse volumique de l'âme du sandwich alors que l'amortissement diminue.

Chapitre 5

Comportement en statique, en fatigue, en vibration linéaire et non linéaire des composites sandwichs endommagés par fissuration de type cisaillement dans l'âme

Résumé

Le chapitre 5 est consacré à l'analyse du comportement mécanique en statique, en fatigue, en vibration linéaire et non linéaire des matériaux sandwichs endommagés. Cette analyse est menée à partir de la flexion des poutres en matériaux sandwichs en présence de plusieurs fissures de type cisaillement dans l'âme. Les caractéristiques statiques sont déterminées en fonction de la densité de fissuration par des essais de flexion 4-points sur des éprouvettes de ce matériau. La rigidité, l'énergie dissipée, l'amortissement et la durée de vie sont évalués à partir des données expérimentales en fonction de la densité de fissures et du nombre de cycles dans le cas des essais de fatigue. Ensuite, une analyse expérimentale en vibration des matériaux sandwichs est menée dans le cas de vibration en flexion des poutres. La réponse en fréquence à une excitation, menée à l'aide d'un pot vibrant, a dans un premier temps permis de mesurer la fréquence et l'amortissement de ces matériaux autour de chaque pic de résonance en fonction de la densité de fissures. Les résultats obtenus mettent en évidence un décalage fréquentiel vers les basses fréquences des modes fondamentaux et harmoniques et une augmentation de la dissipation d'énergie lorsque le nombre de fissures augmente. Enfin, une méthode de vibration non linéaire est appliquée pour caractériser le comportement des matériaux sandwichs endommagés par fissuration. Les paramètres non linéaires relatifs au décalage fréquentiel et à l'amortissement sont mesurés en faisant varier l'amplitude d'excitation et sont comparés aux paramètres linéaires.

Chapitre 5

Comportement en statique, en fatigue, en vibration linéaire et non linéaire des composites sandwichs endommagés par fissuration de type cisaillement dans l'âme

5.1. INTRODUCTION

Plusieurs modes d'endommagement (fissuration de l'âme, décohésion entre la peau et l'âme, délaminage des peaux etc.) sont apparus au cours des essais mécaniques en flexion appliqués aux matériaux sandwichs. La fissuration de l'âme est l'un des modes d'endommagement observé par de nombreux chercheurs dans le cas des essais statiques et de fatigue en flexion. Cet endommagement peut aussi survenir à la suite des imperfections dans le processus de fabrication, le dégazage de l'âme en mousse sous l'exposition directe du soleil, soit résulter des charges externes au cours de la vie d'opération, comme l'impact par des objets étrangers, soit encore résulter par la capacité d'absorption d'eau des âmes cellulaires, à la suite de répercussion du mouvement des vagues sur les coques des bateaux ou bien par l'influence des vibrations des ailes des avions à la rencontre d'un trou d'air dans l'espace. Les propriétés mécaniques de ces matériaux peuvent être sévèrement dégradées par la présence de ces endommagements. La présence d'une fissure dans l'âme affecte le comportement local et global en statique et en dynamique du matériau sandwich. En outre, lors de l'utilisation du matériau sandwich en présence de fissures, celles-ci peuvent se propager et provoquer de nouveaux modes d'endommagement tels que le flambage localisé de la peau, le délaminage de la peau, la décohésion peau/l'âme, etc. Ces modes d'endommagement peuvent interagir entre eux et aboutir à une défaillance prématurée de la structure en matériau sandwich. C'est ainsi, dans ce chapitre nous nous intéressons à l'étude du comportement mécanique en statique et en dynamique linéaire et non linéaire des composites sandwichs endommagés par des fissures de type cisaillement dans l'âme. Nous proposons une analyse de l'effet de densité de fissuration sur le comportement de ces matériaux.

5.2. MATERIAUX ET METHODES

5.2.1. Matériaux étudiés et procédure expérimentale

Les matériaux sandwichs utilisés dans le cadre de ce travail sont ceux décrits dans le précédent chapitre à savoir des stratifiés en fibres de verre et une résine époxyde pour les peaux et une âme en mousse en PVC de différentes masses volumiques (60 kg m^{-3} et 100 kg m^{-3}). Plusieurs fissures artificielles sont créées dans l'âme des éprouvettes de ces matériaux sandwichs (**Fig 5.1**). Des essais mécaniques sont effectués sur ces éprouvettes afin d'analyser l'effet de la densité de fissuration sur les propriétés statiques, de fatigue et vibratoire des poutres en matériau sandwich en présence de fissures de type cisaillement dans l'âme.

5.2.2. Procédures expérimentales

Comme dans le cas des matériaux sains, les essais statiques et de fatigue sont effectués sur une machine d'essais hydraulique universelle de type INSTRON modèle 8801, munie d'une cellule de charge de 5 kN pour la mesure de la force et d'un capteur LVDT pour la mesure du déplacement. Ces essais sont menés en flexion quatre points sur des éprouvettes avec une distance entre appuis extrêmes de 250 mm. Les essais statiques sont effectués avec une vitesse de déplacement de 2 mm.mn^{-1} . Les essais de fatigue cycliques sont effectués en contrôlant le signal déplacement qui est de forme sinusoïdal avec une fréquence de 5 Hz. Un déplacement moyen de 50% et une amplitude de 10% du déplacement à la rupture en statique sont imposés.

L'analyse modale expérimentale des vibrations utilise une configuration encastree-libre avec une excitation par un pot vibrant. Dans la partie encastree de l'éprouvette, l'âme est remplacée par un bloc en acier pour ne pas l'écraser lors du serrage. La figure 5.2 montre le dispositif expérimental utilisé pour étudier les vibrations linéaire et non linéaire des poutres en matériau sandwich. Dans le cas de l'analyse vibratoire non linéaire, toutes les éprouvettes sont excitées à 10 niveaux d'excitation avec une amplitude allant de 50 mV à 350 mV. Les relevés des mesures sont effectués dans l'extrémité de la partie libre de l'éprouvette.

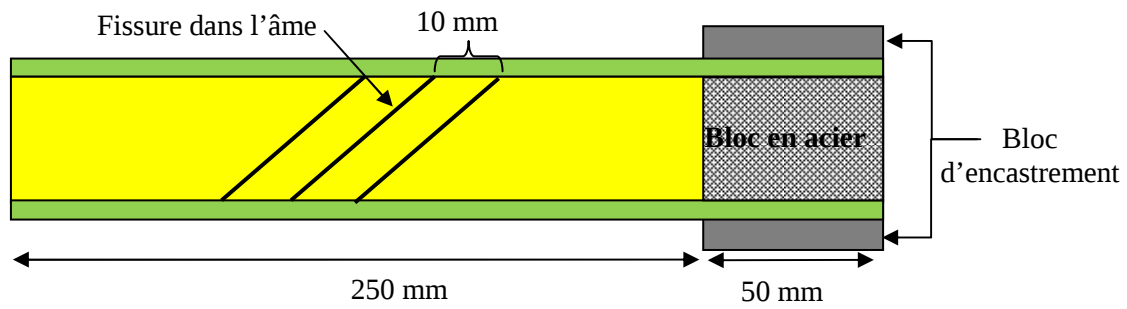


Figure 5.1 Encastrement d'une poutre sandwich endommagée par fissuration de type cisaillement

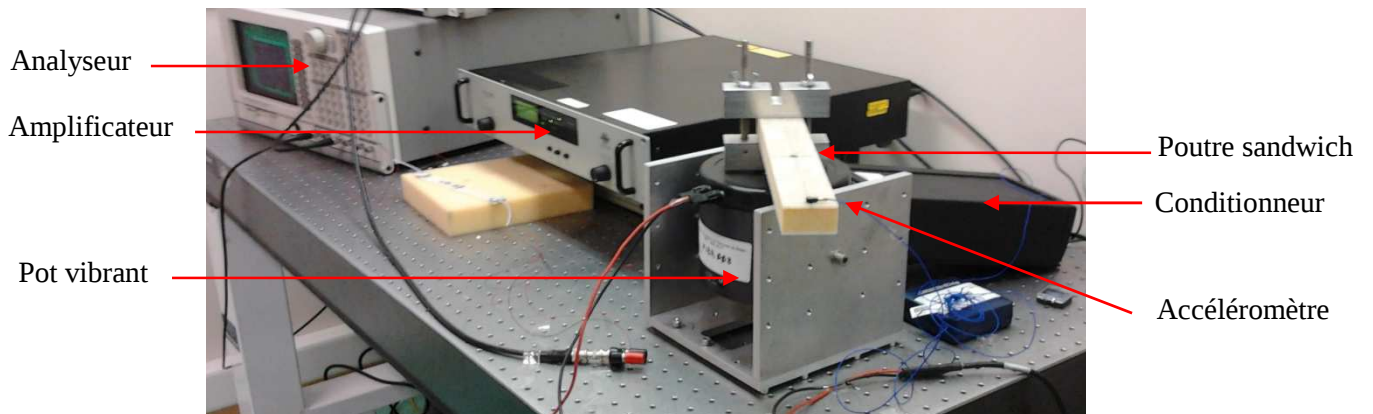


Figure 5.2. Dispositif expérimental

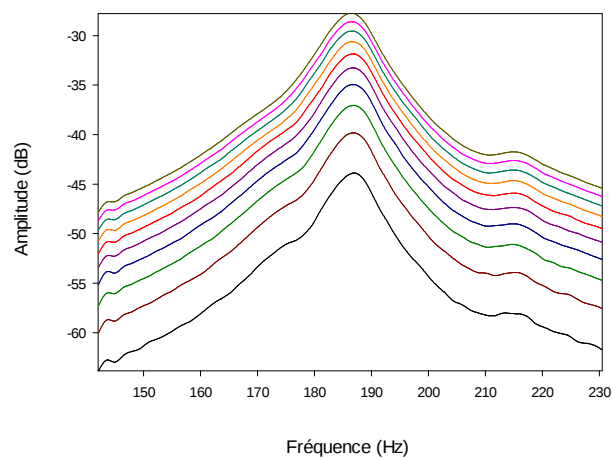


Figure 5.3 Courbes de résonance en flexion d'une poutre en matériau sandwich pour 10 niveaux d'excitation

La figure 5.3 représente un exemple de la réponse en fréquence d'une éprouvette en configuration encastré-libre à 10 niveaux d'excitations. Cette réponse fait apparaître les pics correspondant aux fréquences propres de vibration de chaque niveau d'excitation.

Le traitement des résultats expérimentaux est effectué par interpolation polynomiale pouvant aller jusqu'à l'ordre 8. Cette méthode permet d'obtenir les valeurs des fréquences propres f_i , l'amplitude à la résonance A_r et du facteur de perte ξ_i pour chaque niveau d'excitation, pour plusieurs modes de vibration, pour chaque densité de fissure et dans le cas des deux matériaux considérés. Le facteur de perte est déterminé par le rapport de la différence des fréquences se trouvant de part et d'autre du pic de résonance à -3dB de l'amplitude maximale et la fréquence de résonance.

5.3. COMPORTEMENT MECANIQUE EN STATIQUE DES MATERIAUX SANDWICHS ENDOMMAGÉS

5.3.1. Evaluation des performances en statique

Les essais de flexion 4-points sont menés jusqu'à la rupture totale des éprouvettes endommagées par fissuration. A titre d'exemple, nous avons reporté dans la figure 5.4, l'évolution de la charge en fonction de la flèche pour différentes densités de fissures dans le cas des deux matériaux sandwichs. L'analyse des résultats obtenus montre que le comportement mécanique des matériaux sandwichs dépend à la fois de la densité de fissuration (nombre de fissures rapporté à la longueur de l'éprouvette exprimée en mètre) et de la nature de l'âme.

Pour des faibles densités de fissures, le comportement est linéaire élastique réversible des sandwichs à faibles déplacements. Ensuite, le comportement devient non-linéaire, la charge augmente progressivement avec le déplacement. Il correspond à la compression de l'âme due à la flexion de la peau supérieure. Cette phase dépend de la densité de fissures et des propriétés mécaniques de l'âme. L'augmentation de la densité de fissure conduit à la diminution de la charge limite et à une rigidité plus faible des matériaux alors que l'augmentation de la masse volumique de l'âme conduit à une augmentation de la charge limite et à une rigidité plus élevée. Enfin, intervient la rupture des éprouvettes, soit par rupture de la peau au contact des appuis centraux soit par décohésion à l'interface peau/âme (Fig.5.5.).

Pour des densités de fissures élevées, les courbes charge/flèche font apparaître, dans un premier temps une zone incurvée correspondant à la mise en charge de l'éprouvette et dépend du nombre de fissures. Au delà de cette zone, le comportement devient pratiquement linéaire jusqu'à la rupture qui est de type fragile. La rupture de l'éprouvette est obtenue par décohésion entre la peau et l'âme (Fig 5. 5b).

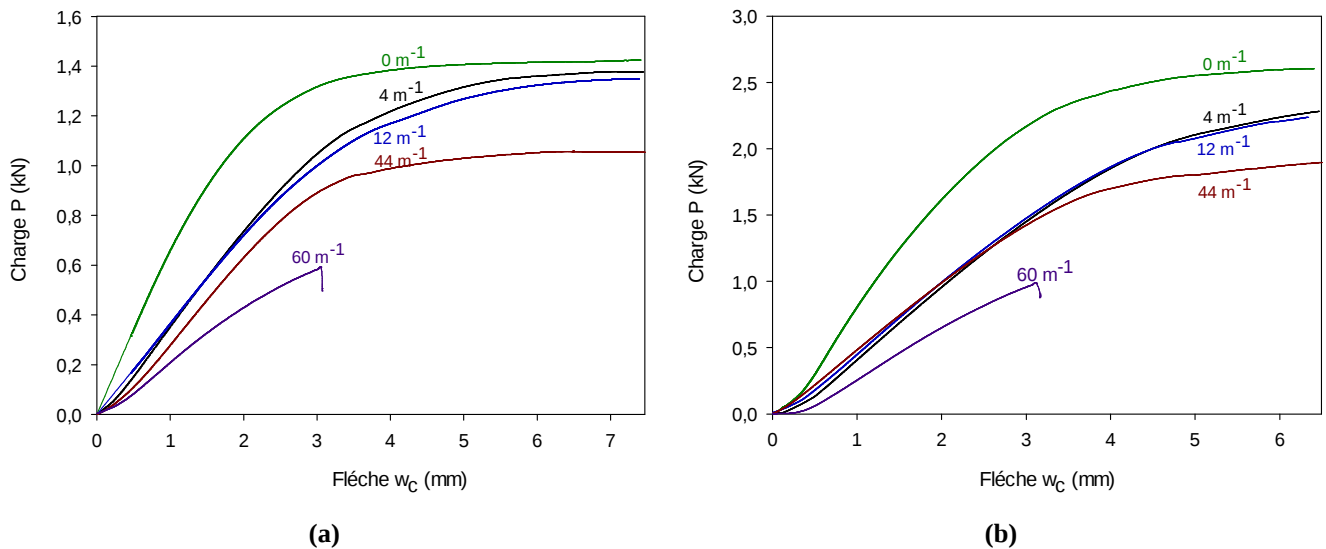


Figure 5.4 Courbes charge-flèche en flexion 4-points pour différentes densités de fissures dans les matériaux sandwichs avec une âme de masse volumique : a) 60 kg m^{-3} et b) 100 kg m^{-3}



Figure 5.5 Ruptures du matériau sandwich : a) rupture de la peau et b) rupture par décohésion peau/âme

5.3.2. Effet de la densité de fissures sur la rigidité

La rigidité de chaque éprouvette est calculée par le rapport de la charge par la flèche dans la partie linéaire de la courbe. L'évolution de la rigidité en fonction de la densité de

fissures est donnée dans la figure 5.6 dans le cas des deux matériaux étudiés. L'analyse des résultats obtenus montre que :

- pour des faibles densités de fissuration, la diminution la rigidité est moins prononcée ;
- lorsque la densité de fissuration augmente, la rigidité reste pratiquement constante ou varie peu ;
- pour des densités de fissuration très élevées, la diminution de la rigidité s'accélère brutalement jusqu'à la rupture de l'éprouvette.

La rigidité des matériaux sandwichs dépend aussi de la masse volumique, à titre d'exemple, pour un sandwich avec une âme de masse volumique 60 kg.m^{-3} , la valeur de la rigidité est de 410 N mm^{-1} dans le cas d'une poutre saine, alors qu'elle est de l'ordre de 170 N mm^{-1} pour une poutre avec une densité de fissures de 68 m^{-1} . Dans le cas du sandwich avec une âme de masse volumique 100 kg.m^{-3} , la valeur de la rigidité est de 670 N.mm^{-1} pour une poutre saine, alors qu'elle est de l'ordre de 290 N.mm^{-1} pour une poutre avec une densité de fissure 68 m^{-1} .

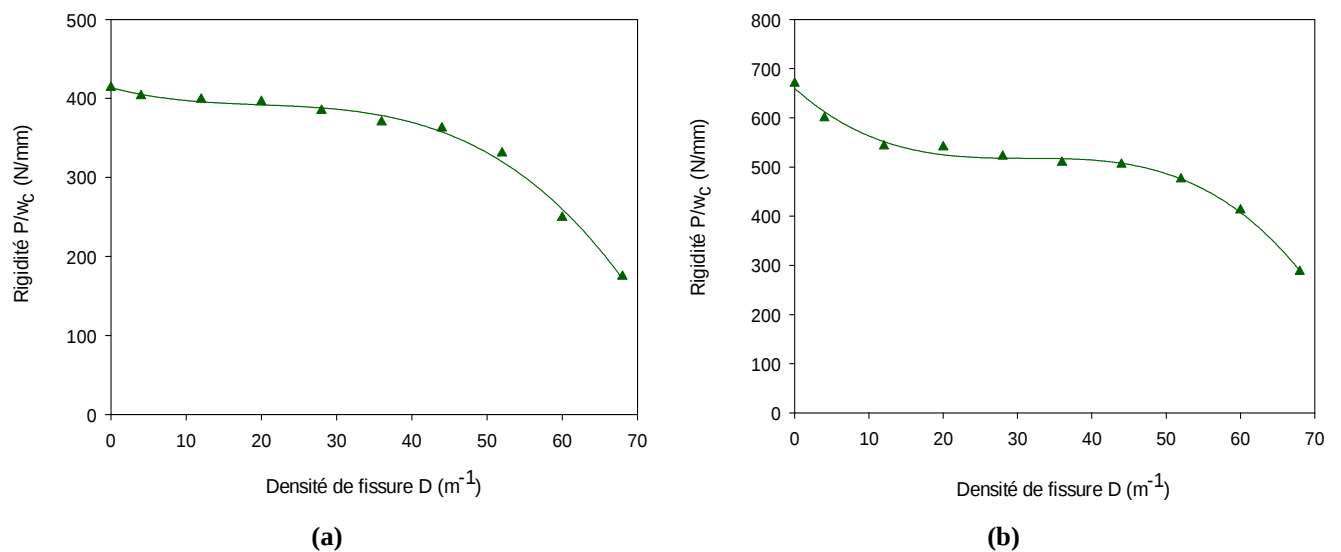


Figure 5.6 Evolution de la rigidité en fonction de la densité de fissures pour les matériaux sandwichs avec une âme de masse volumique : a) 60 kg m^{-3} et b) 100 kg m^{-3}

5.3.3. Effet de la densité de fissures sur la résistance

Dans la figure 5.7 est reportée l'évolution de la charge maximale $P_{\max}$ en fonction de la densité de fissures pour les deux types de matériau sandwich. La valeur de la charge reste pratiquement constante pour des faibles densités de fissures alors qu'elle diminue rapidement pour des densités de fissures élevées. La valeur de la charge maximale dépend aussi de la

masse volumique de l'âme du sandwich. Dans le cas d'une poutre saine, la charge maximale est de l'ordre de 1,4 kN dans le cas d'une poutre en matériau sandwich avec une âme de masse volumique de 60 kg.m^{-3} , alors qu'elle est de l'ordre de 2,6 kN dans le cas du matériau avec une âme de masse volumique 100 kg.m^{-3} . Pour une densité de fissures 68 m^{-1} , la valeur de force maximale est à l'ordre de 0,5 kN dans le cas du matériau avec une âme de masse volumique 60 kg.m^{-3} et de 0,9 kN pour le matériau avec une âme de 100 kg.m^{-3} .

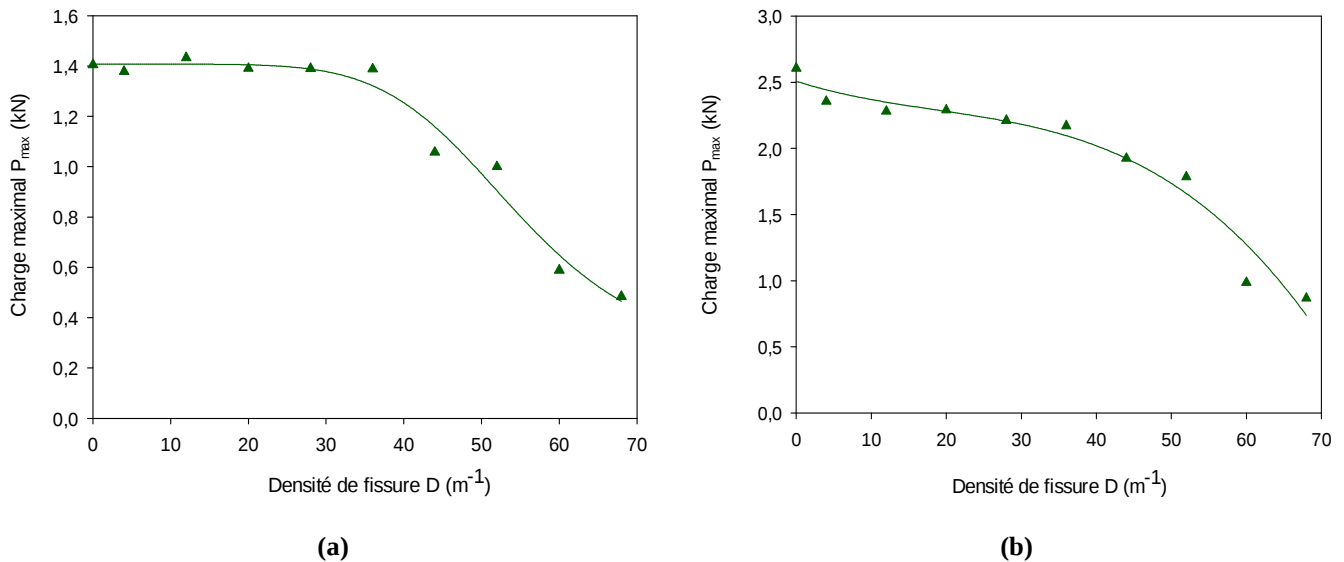


Figure 5.7 Evolution de la charge maximale en fonction de la densité de fissures pour les matériaux sandwichs avec âme de masse volumique : a) 60 kg.m^{-3} et b) 100 kg.m^{-3}

Dans les tableaux 5.1 et 5.2 sont reportées les caractéristiques mécaniques des matériaux sandwichs constitués d'âmes de masse volumique 60 kg.m^{-3} et 100 kg.m^{-3} endommagés par des fissures de type cisaillement dans l'âme.

Tableau 5.1. Propriétés mécaniques des sandwichs avec une âme de masse volumique de 60 kg.m^{-3}

Densité de fissure	0	4	12	20	28	36	44	52	60	68
Rigidité (N.mm^{-1})	410	400	300	395	385	420	360	370	250	175
$P_{\max}$ (kN)	1,40	1,38	1,44	1,40	1,40	1,40	1,00	1,00	0,60	0,50

Tableau 5.2. Propriétés mécaniques des sandwichs avec une âme de masse volumique 100 kg.m^{-3}

Densité de fissure	0	4	12	20	28	36	44	52	60	68
Rigidité (N mm^{-1})	670	550	540	560	520	510	500	480	410	290
$P_{\max}$ (kN)	2,60	2,35	2,30	2,30	2,20	2,20	1,94	1,80	1,00	0,88

5.4. COMPORTEMENT MECANIQUE EN FATIGUE CYCLIQUE DES MATERIAUX SANDWICHS ENDOMMAGÉS

5.4.1. Evaluation des performances en fatigue cyclique

La figure 5.8 présente avec une échelle semi-logarithmique, l'évolution de la charge maximale (P_{max}) en fonction du nombre de cycles (N) pour différentes densités de fissures et pour les deux matériaux sandwichs. Les résultats obtenus montrent que la charge maximale supportée par les poutres en matériau sandwich dépend du nombre de cycles de fatigue, de la densité de fissures et de la masse volumique de l'âme. Pour une densité de fissures donnée, la charge maximale diminue avec l'augmentation du nombre de cycles. Pour un nombre de cycles donné, la charge maximale supportée par le matériau diminue lorsque la densité de fissures augmente. Pour une densité de fissure et un nombre de cycles donnés, la charge maximale augmente avec l'augmentation de la masse volumique de l'âme du sandwich.

A titre d'exemple, dans le cas du sandwich avec une âme de masse volumique 60 kg.m^{-3} , la valeur de la charge maximale au début de la fatigue est de l'ordre de 1450 N dans le cas d'une poutre saine, alors qu'elle n'est que de 1230 N pour une poutre avec une densité de fissures de 44 m^{-1} (Fig.5.8.a). En effet une augmentation de la densité de fissure entraîne une diminution de la surface de transfert des contraintes de cisaillement entre les peaux et l'âme et donc une diminution de la résistance du matériau sandwich. En général, l'augmentation du nombre de cycles et de la densité de fissures entraîne une diminution de la charge maximale supportée par la poutre en matériau sandwich.

Pour de faibles densités de fissures, la réduction de la charge maximale est semblable dans les deux matériaux sandwichs. Pour une valeur de la densité de fissures de 44 m^{-1} , le nombre de cycles à la rupture est de l'ordre de 4.10^3 cycles dans le cas du sandwich constitué d'une âme de masse volumique 60 kg.m^{-3} , alors qu'elle est de quelques centaines de cycles pour le matériau sandwich constitué par une âme de masse volumique de 100 kg m^{-3} et pour une densité de fissures de 28 m^{-1} .

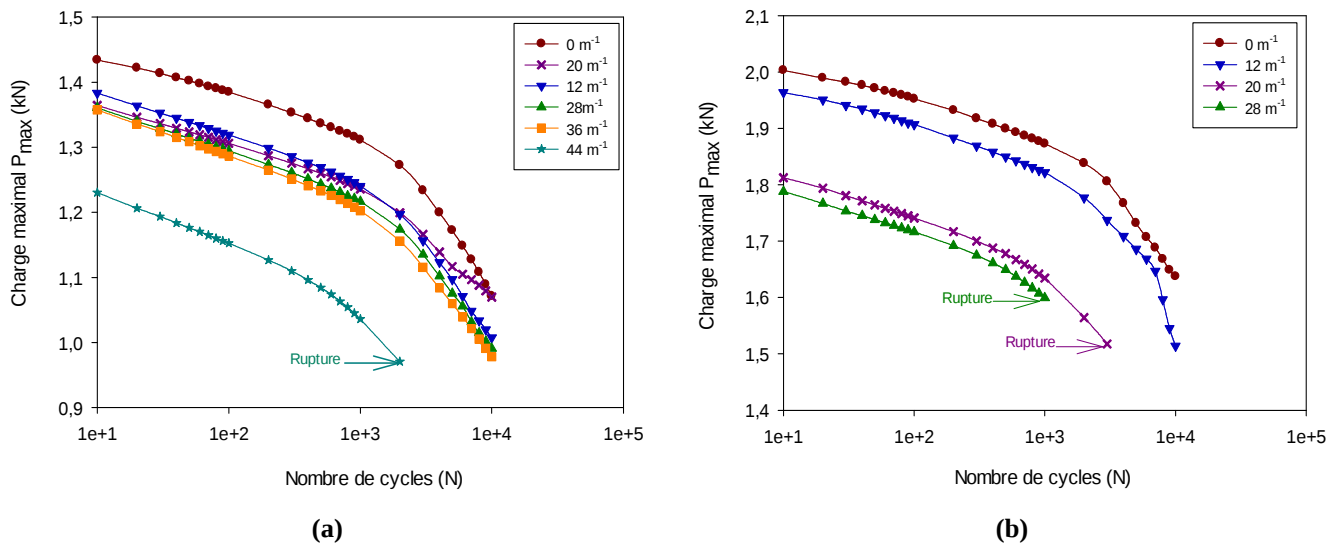


Figure 5.8 Evolution de la charge maximale (P_{max}) en fonction du nombre de cycles (N) pour différentes densités de fissures des matériaux sandwichs avec une âme de masse volumique : a) 60 kg m^{-3} et b) 100 kg m^{-3}

5.4.2. Effet de la densité de fissures sur les cycles d'hystérésis

Au cours des essais de fatigue cyclique appliqués au matériau sandwich, nous avons enregistré au moins 200 points expérimentaux pour chaque cycle. Les cycles d'hystérésis sont ensuite obtenus à partir des données expérimentales de la charge et du déplacement en fonction du temps. A titre d'exemple, nous avons reporté dans les figures 5.9 et 5.10, l'évolution du cycle d'hystérésis en fonction de la densité de fissures pour différents nombres cycles et pour les deux matériaux sandwichs. Pour la clarté des résultats, nous avons translaté de 2 mm les courbes des cycles d'hystérésis suivant l'axe des abscisses. Les résultats obtenus montrent que l'augmentation du nombre de cycles entraîne une diminution de la charge maximale représentée par le pic de la courbe charge-déplacement et une augmentation de l'aire intérieure du cycle d'hystérésis. La diminution de la charge maximale et l'augmentation de l'aire du cycle d'hystérésis avec nombre de cycles est la conséquence du développement de l'endommagement régi par la dégradation au cours de la fatigue des cellules formant l'âme du sandwich. Ce phénomène est beaucoup plus marqué dans le sandwich avec une âme de densité élevée. Pour un nombre de cycles donné, l'aire intérieure du cycle d'hystérésis augmente avec l'augmentation de la densité de fissures. Tous les cycles d'hystérésis présentent une topologie quasi elliptique. L'augmentation de la densité de fissures et de nombre de cycles influe sur la distorsion du cycle d'hystérésis. Cette distorsion devient importante à 10^4 cycles (Fig.5.9.b, 5.9.c et 5.10.b). La distorsion du cycle d'hystérésis montre que la réponse dynamique du matériau sandwich avec des fissures dans l'âme lors de la phase de chargement est différente de la réponse lors de la phase de déchargement.

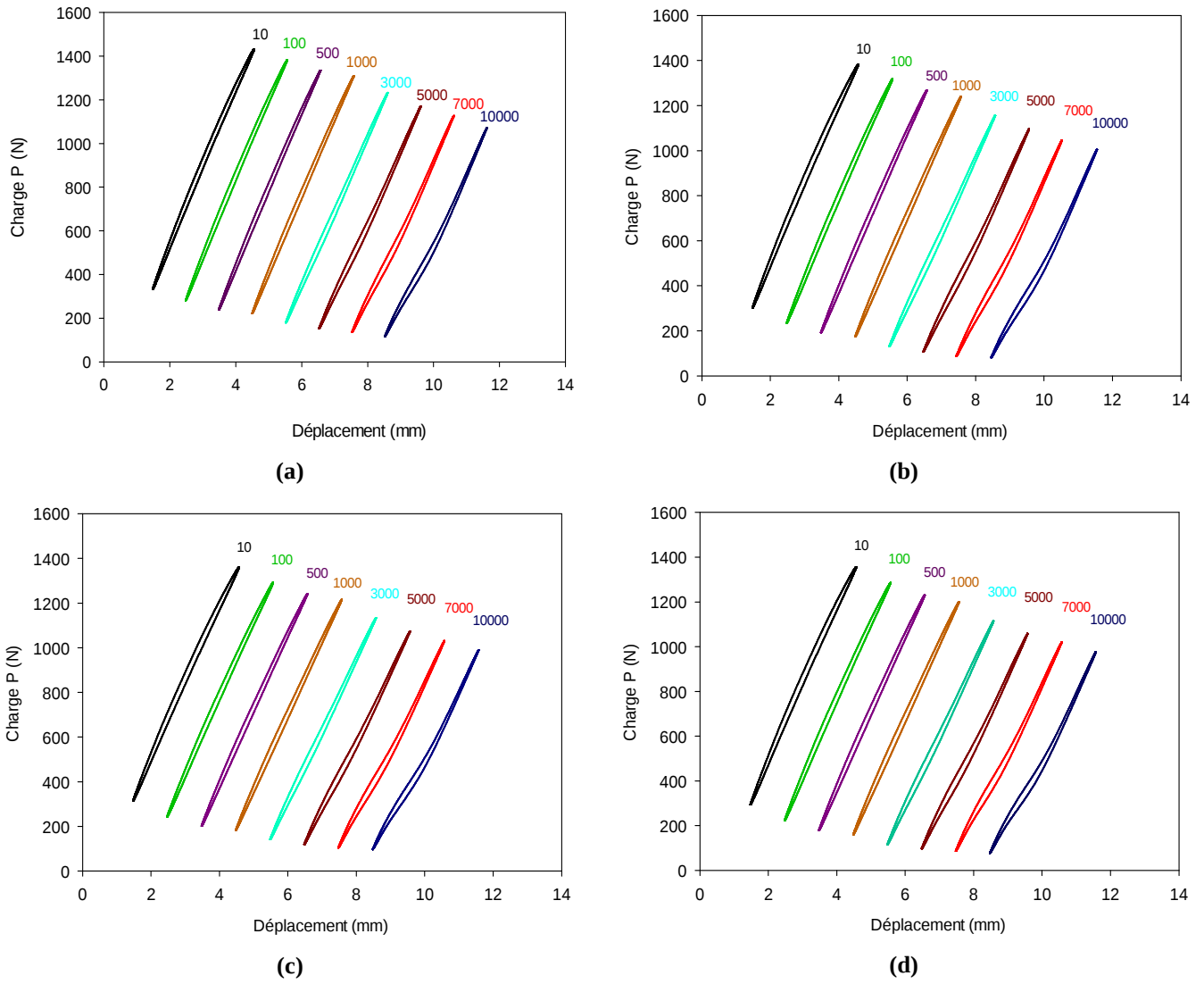


Figure 5.9 Boucle d'hystérésis du matériau sandwich avec une âme de densité 60 kg m^{-3} pour différents nombres de cycles et pour une densité de fissures de : a) 0 m^{-1} , b) 20 m^{-1} , c) 28 m^{-1} et d) 36 m^{-1}

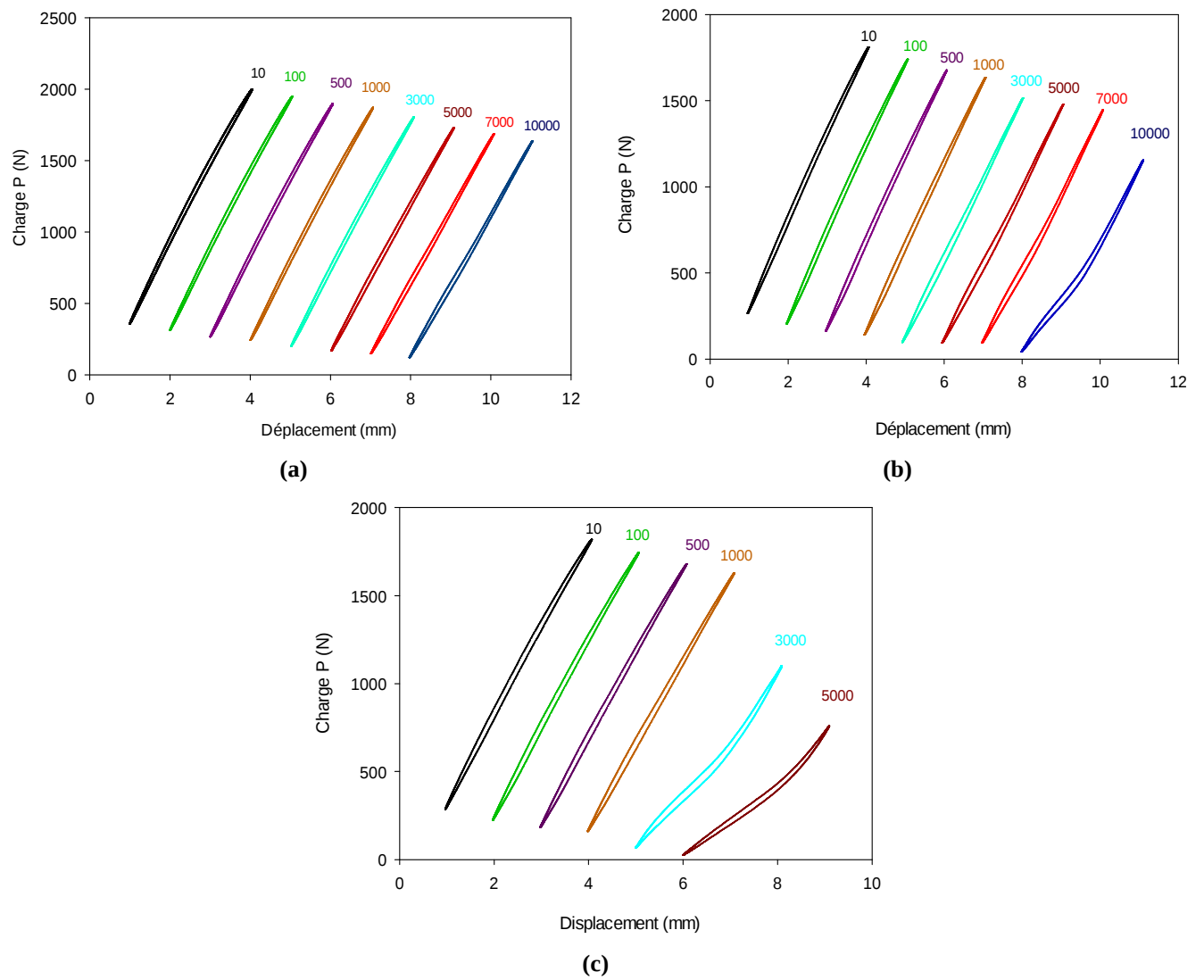


Figure 5.10 Boucle d'hystérésis du matériau sandwich avec une âme de densité 100 kg m^{-3} pour différents nombres de cycles et pour une densité de fissures de : a) 0 m^{-1} , b) 20 m^{-1} et c) 28 m^{-1}

5.4.3. Effet de la densité de fissures sur l'énergie dissipée

Cette analyse a pour but d'établir une relation entre la durée de vie de poutres avec des fissures dans l'âme et l'énergie dissipée au cours de l'essai de fatigue. Les propriétés des composites montrent qu'il y a une réduction progressive de la résistance et de la rigidité au cours des essais mécaniques en présence de fissures. Celles-ci seraient liées à une augmentation significative de la perte d'énergie. Ces deux caractéristiques (perte de rigidité et d'énergie) peuvent être suivies en fonction de nombre de cycles et dépendent de l'intensité du chargement appliqué.

L'énergie dissipée est une quantité utile pour l'estimation du comportement en fatigue des matériaux sandwichs avec une âme en mousse cellulaire. En effet, l'âme en mousse cellulaire est un bon absorbeur d'énergie. Cette énergie est dissipée dans l'âme lorsque ce matériau subit un impact ou une indentation. Lorsque la charge est suffisamment grande, la déformation plastique et les dommages sont induits, et la courbe de la charge en fonction du déplacement est de la forme d'une boucle, due à l'hystérésis, c'est-à-dire à la perte de l'énergie (Fig.5.11).

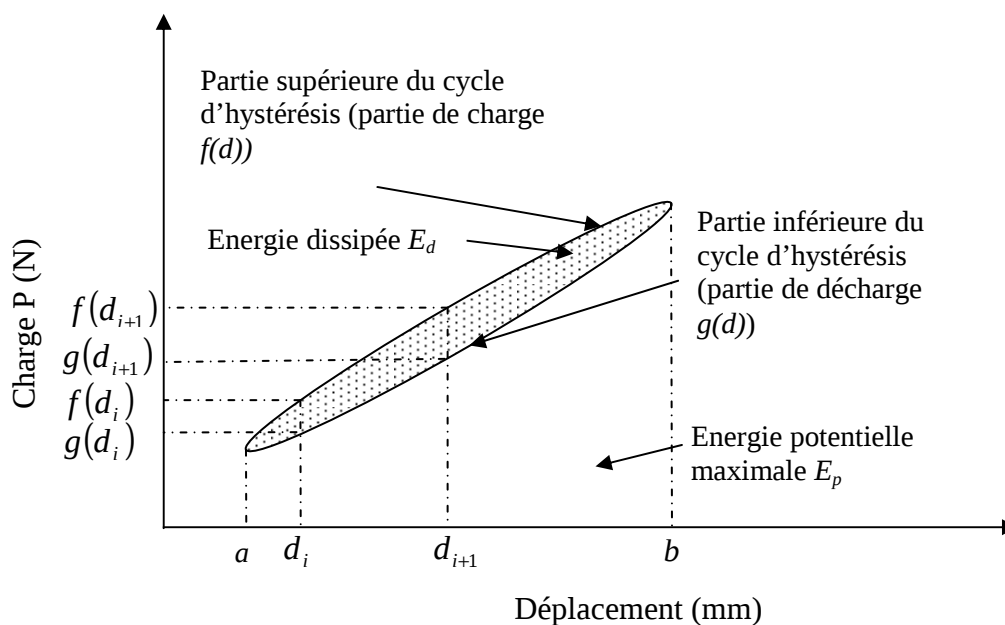


Figure 5.11 Cycle d'hystérésis

L'énergie dissipée au cours de l'essai est calculée à partir de l'aire intérieure engendrée par les courbes d'hystérésis pour chaque cycle. Le calcul numérique est effectué par une simple sommation de l'aire en utilisant la formule de trapèze et donnée par la relation suivante :

$$E_d = \frac{1}{2} \sum_{i=1}^n (d_{i+1} - d_i) \{ (f(d_{i+1}) + f(d_i)) - (g(d_{i+1}) + g(d_i)) \} \quad (5.1)$$

La figure 5.12 compare l'évolution de l'énergie dissipée dans les deux matériaux sandwichs en fonction du nombre de cycles et pour différentes densités de fissures (0 m^{-1} , 12 m^{-1} , 20 m^{-1} et 28 m^{-1}). Ces courbes montrent que l'énergie dissipée (E_d) diminue lorsque le nombre de cycles augmente. Dans les premiers cycles, la diminution est beaucoup plus marquée puis devient pratiquement constante pour un nombre de cycles élevé au delà de 10^3 cycles. Au début du cyclage, la déformation des cellules de l'âme à l'interface peau/âme du sandwich se fait de manière réversible, ensuite les parois des cellules commencent à s'endommager permettant ainsi l'évacuation de l'air enfermé à l'intérieur des cellules. Au bout de quelques centaines de cycles les cellules à l'interface sont complètement écrasées et l'âme à cet endroit et se comporte comme un solide non poreux. L'énergie dissipée dépend aussi de la densité de l'âme du sandwich. Pour un nombre de cycles donné, l'énergie dissipée par le sandwich avec l'âme la plus dense est plus élevée que celle du sandwich avec l'âme la moins dense. La diminution de l'énergie dissipée au début du cyclage est beaucoup plus prononcée dans le sandwich avec l'âme la plus dense (100 kg m^{-3}). L'initiation de l'endommagement à l'interface peau/âme se fait plus facilement dans le sandwich avec une âme de faible densité que celle avec une densité élevée. Ces résultats montrent aussi qu'il y a une similarité entre courbes de perte de rigidité et perte d'énergie. Cette énergie dissipée renferme probablement deux phénomènes. Le premier est lié au comportement viscoplastique du matériau et le second correspond à la dissipation liée à la multiplication et à la propagation et des fissures. En effet on remarque qu'il y a un écart important entre l'énergie dissipée par le sandwich sain et celui endommagé.

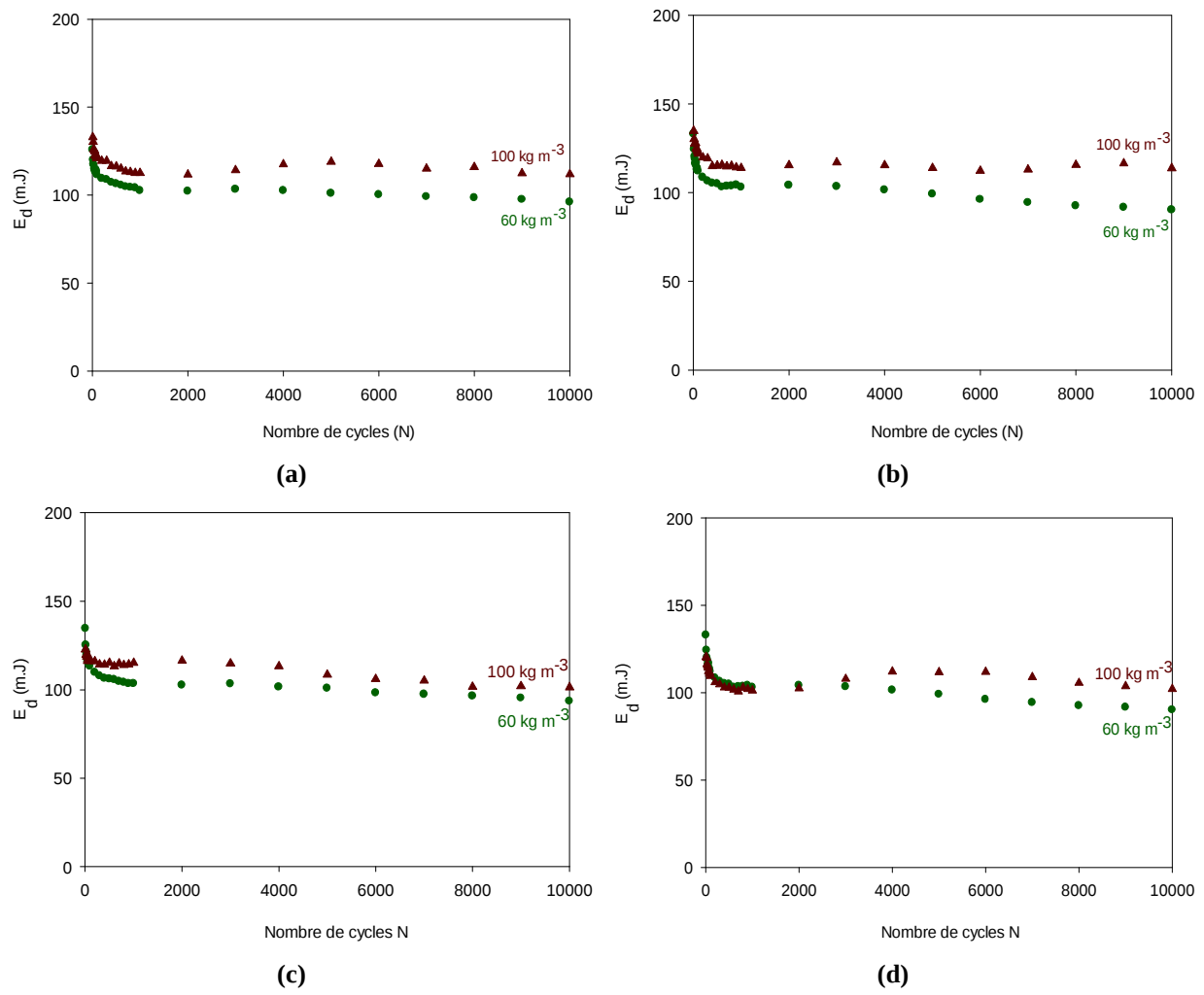


Figure 5.12 Energie dissipée en fonction du nombre de cycles dans le matériau sandwich avec une âme de masse volumique 60 et 100 kg m^{-3} et pour une densité de fissures de: a) 0 m^{-1} , b) 12 m^{-1} , c) 20 m^{-1} et d) 28 m^{-1}

5.4.4. Effet de la densité de fissures sur l'amortissement

Généralement, l'amortissement d'une poutre en matériau sandwich saine est faible, ce qui peut induire des vibrations de structure avec de grandes amplitudes. Avec la multiplication de l'endommagement, l'amortissement augmente et sa valeur dépend du type de ce dernier. Au cours des essais de fatigue cyclique, l'amortissement est calculé par le rapport de l'énergie dissipée E_d sur l'énergie potentielle maximale E_p pour chaque cycle :

$$\eta = \frac{E_d}{2\pi.E_p} \quad (5.2)$$

L'énergie potentielle maximale est calculée à partir de l'aire sous la partie supérieure (partie de chargement) du cycle. Le calcul numérique est effectué de la même manière que pour l'énergie dissipée et est donnée par la relation suivante :

$$E_p = \frac{1}{2} \sum_{i=1}^n (d_{i+1} - d_i) (f(d_{i+1}) + f(d_i)) \quad (5.3)$$

Les résultats obtenus dans les deux matériaux sont illustrés dans les figures 5.13 et 5.14. La figure 5.13 représente l'évolution de l'amortissement en fonction du nombre de cycles avec une échelle semi logarithmique pour différentes densités de fissures (0, 12, 20, 28, 36 et 44 m⁻¹). La figure 5.14 donne l'évolution de l'amortissement en fonction de la densité de fissures pour différents nombres de cycles (10, 100, 500, 1000, 5000 et 10000). Les résultats obtenus montrent que l'amortissement dépend à la fois du nombre de cycles, de la densité de fissure et de la masse volumique de l'âme du matériau sandwich. Pour un nombre de cycles donné, l'amortissement augmente avec l'augmentation de la densité de fissures. Pour une densité de fissures donnée, l'amortissement reste pratiquement constant dans les premiers cycles de fatigue. En effet, la déformation des cellules de l'âme du sandwich se fait de manière réversible. Au delà de 10³ cycles, l'amortissement augmente avec le nombre de cycles, dans ce cas les parois des cellules commencent à s'endommager permettant ainsi l'évacuation de l'air enfermée à l'intérieur des cellules de l'âme. L'amortissement du sandwich avec une âme moins dense est plus élevé que celui du sandwich avec une âme plus dense. A titre d'exemple, la valeur de l'amortissement d'une éprouvette saine est de 0,70% dans le cas du sandwich avec une âme de masse volumique de 60 kg m⁻³ à 10³ cycles, alors qu'elle est de 1,10% pour une éprouvette avec une densité de fissures de 44 m⁻¹.

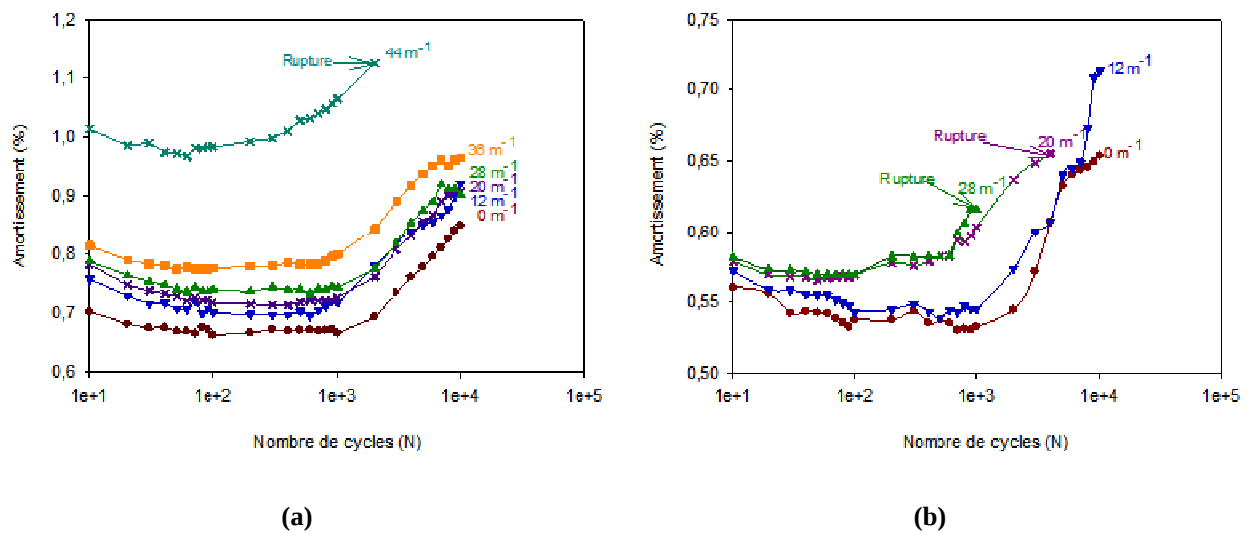


Figure 5.13 Amortissement en fonction du nombre de cycles pour différentes densités de fissures dans le matériau sandwich avec une âme de masse volumique de : a) 60 kg m^{-3} et b) 100 kg m^{-3}

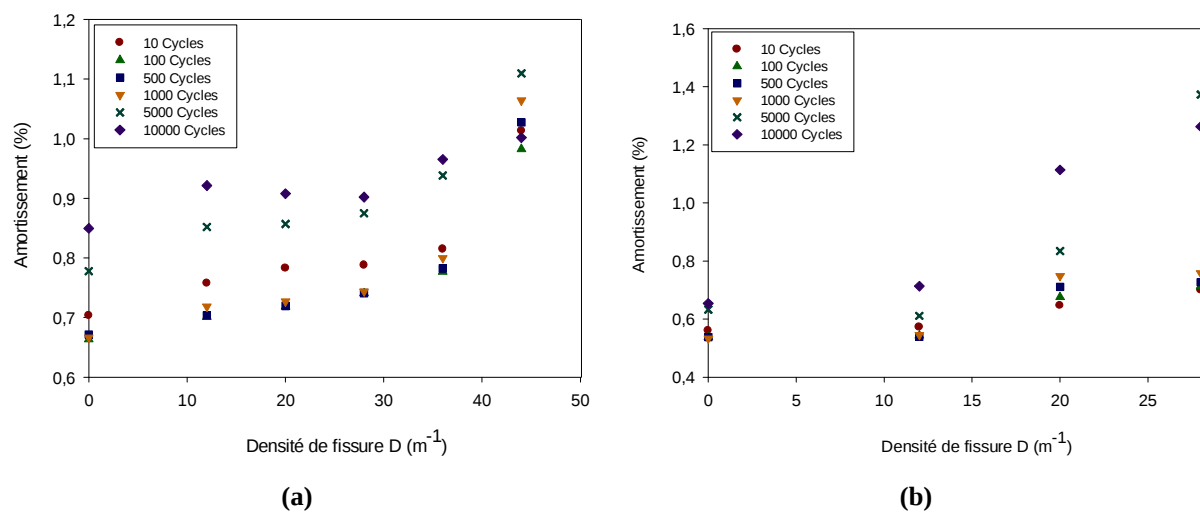


Figure 5.14 Amortissement en fonction de la densité de fissures pour différents nombres de cycles de fatigue dans le matériau sandwich avec une âme de masse volumique de : a) 60 kg m^{-3} et b) 100 kg m^{-3}

5.5. COMPORTEMENT EN VIBRATION LINEAIRE DES MATERIAUX SANDWICHS ENDOMMAGÉS

5.5.1. Introduction

L'analyse des résultats obtenus des essais statiques et de fatigue a montré que la densité de fissures et le nombre de cycles de fatigue ont une grande influence sur le comportement mécanique et en particulier sur la rigidité et la résistance des matériaux sandwichs. Pour examiner cet effet sur le comportement vibratoire de la poutre en matériau sandwich, une étude sur une large gamme de nombres de fissures a été effectuée. L'étude expérimentale a été menée en flexion sur des éprouvettes endommagées par fissuration. Les fissures sont créées dans l'âme du sandwich et leur multiplication se fait tous les 10 mm (Fig. 5.1).

5.5.2. Effet de la densité de fissure sur le comportement vibratoire linéaire

L'étude de vibration expérimentale est réalisée sur des poutres endommagées en flexion et en configuration encastree-libre. L'analyse des courbes expérimentales de la réponse en fréquence a été ensuite effectuée permettant d'obtenir les valeurs des fréquences propres f_i et du coefficient d'amortissement modal ξ_i pour chaque mode et pour chaque densité de fissures.

5.5.2.1. Effet de la densité de fissures sur les pics de résonance et les fréquences propres

Pour mettre en évidence l'influence de la densité de fissures dans l'âme des poutres sandwichs sur les pics de résonance, nous avons reporté, à titre d'exemple, sur la figure 5.15 les courbes de réponse en fréquence des trois premiers modes de vibration dans les deux matériaux sandwichs (âme de 60 et de 100 kg m⁻³) et pour différentes densités de fissures (0, 12, 20 et 36 m⁻¹). Nous constatons un décalage des courbes vers les basses fréquences lorsque la densité de fissures augmente. Ce décalage est beaucoup plus important lorsque la fréquence de résonance est importante (mode 3). Ces courbes font apparaître des pics qui correspondent à la fréquence de résonance de chaque mode de vibration et pour les différentes densités de fissures. Nous avons ainsi reporté sur la figure 5.16, l'évolution de la fréquence de résonance en fonction de la densité de fissures pour les trois premiers modes de vibration et dans le cas des deux matériaux sandwichs.

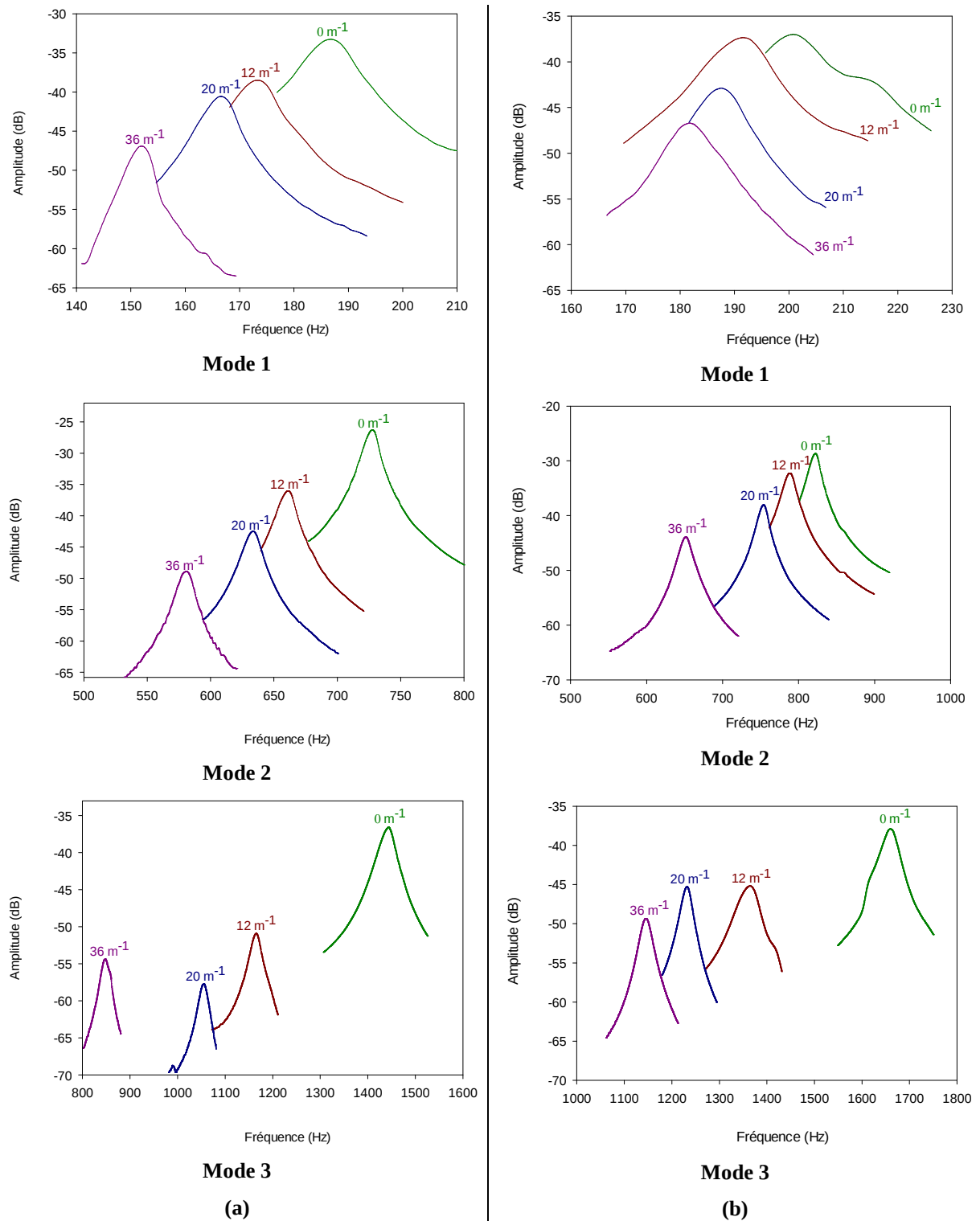


Figure 5.15 Courbes de réponse en fréquence des trois premiers modes de vibration pour différentes densités de fissures d'un matériau sandwich avec une âme de masse volumique : a) 60 kg m^{-3} et b) 100 kg m^{-3}

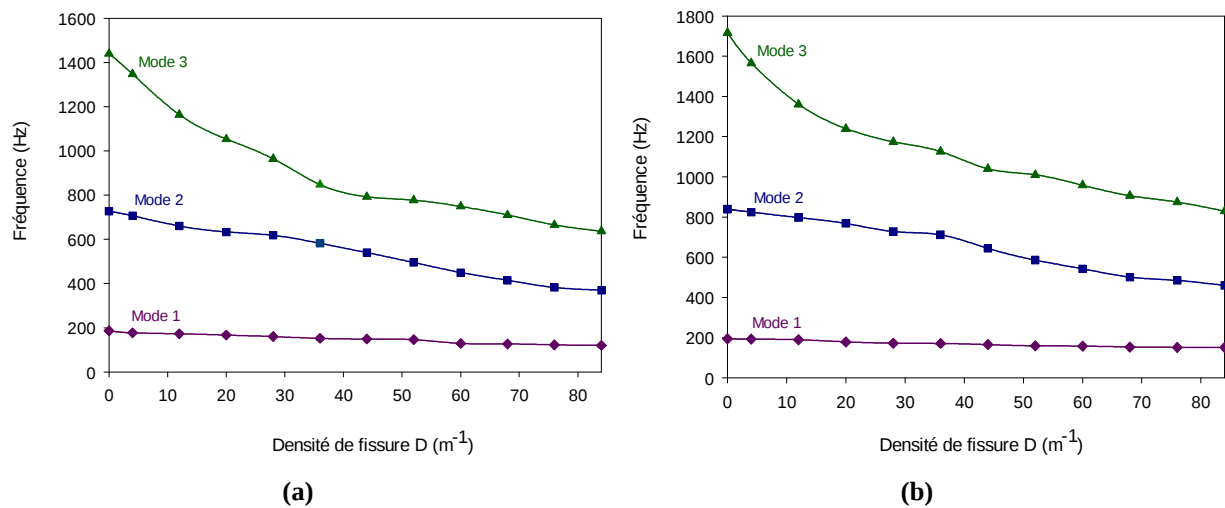


Figure 5.16 Evolution de la fréquence de résonance en fonction de la densité de fissures pour les trois premiers modes de vibration du sandwich avec une âme de masse volumique : a) 60 kg m^{-3} et b) 100 kg m^{-3}

L'analyse de ces résultats montre que la fréquence diminue lorsque la densité de fissures augmente. Cette réduction s'explique par le fait que les propriétés mécaniques des matériaux sandwichs diminuent lorsque la densité des fissures augmente. Des résultats analogues ont été obtenus dans le cas d'un endommagement par décohésion de longueur variable des sandwichs étudié par M. Idriss [42].

A titre d'exemple, nous avons reporté dans le tableau 5.3 les valeurs des fréquences propres des trois premiers modes de vibration pour différentes densités de fissures et dans le cas des deux matériaux sandwichs. Dans le cas du sandwich avec une âme de masse volumique de 60 kg m^{-3} , la valeur de la fréquence propre en mode 1 est de l'ordre de 186 Hz pour une éprouvette vierge (0 m^{-1}), alors qu'elle n'est que de 127 Hz pour une éprouvette avec densité de fissures de 68 m^{-1} . Dans le cas du sandwich avec une âme de masse volumique 100 kg m^{-3} , la valeur de la fréquence propre en mode 1 est de l'ordre de 194 Hz pour une éprouvette sans endommagement, alors qu'elle n'est que de 154 N pour une éprouvette avec densité de fissures de 68 m^{-1} . En mode 3, pour le sandwich avec une âme de masse volumique 60 kg m^{-3} , la fréquence propre passe d'une valeur de 1442 Hz dans le cas d'une éprouvette saine à la valeur de 712 Hz dans le cas d'une éprouvette avec une densité de fissures de 68 m^{-1} . Dans le cas du sandwich avec une âme de masse volumique 100 kg m^{-3} , la valeur de fréquence propre passe de 1718 Hz pour une poutre saine à la valeur 910 Hz pour une poutre avec une densité de fissures de 68 m^{-1} . La diminution de la fréquence de résonance est beaucoup plus importante à haute fréquence et d'autant plus élevée que la densité de fissures et la masse volumique de l'âme sont élevées.

Tableau 5.3 Fréquences de résonance des 3 premiers modes pour différentes densités de fissures

Densité de fissure (m^{-1})	Mode 1		Mode 2		Mode 3	
	C 70.55 60	C 70.90 100	C 70.55 60	C 70.90 100	C 70.55 60	C 70.90 100
0	186	194	728	840	1440	1718
4	182	192	708	825	1350	1570
12	173	188	660	795	1165	1356
20	167	180	634	770	1055	1244
28	160	173	618	730	970	1177
36	152	170	582	715	850	1130
44	148	165	540	645	794	1043
52	146	160	498	586	780	1015
60	130	158	450	544	750	960

La figure 5.17 compare les résultats obtenus dans les deux matériaux. La fréquence de résonance est rapportée à celle obtenue dans le matériau sans endommagement du mode considéré. L'écart entre les valeurs des fréquences normalisées dans les deux sandwichs est important dans le premier mode. A titre d'exemple, pour une densité de fissures de $20 m^{-1}$, l'écart est de l'ordre de 6,8% en mode 1 alors qu'il ne dépasse pas les 1% en mode 3. A faibles densités de fissures l'écart ne dépasse pas les 5% alors qu'il peut atteindre les 20% pour des densités de fissures élevées.

Ce décalage fréquentiel pourrait être utilisé comme un outil de CND pour caractériser l'endommagement par fissuration dans des matériaux sandwichs.

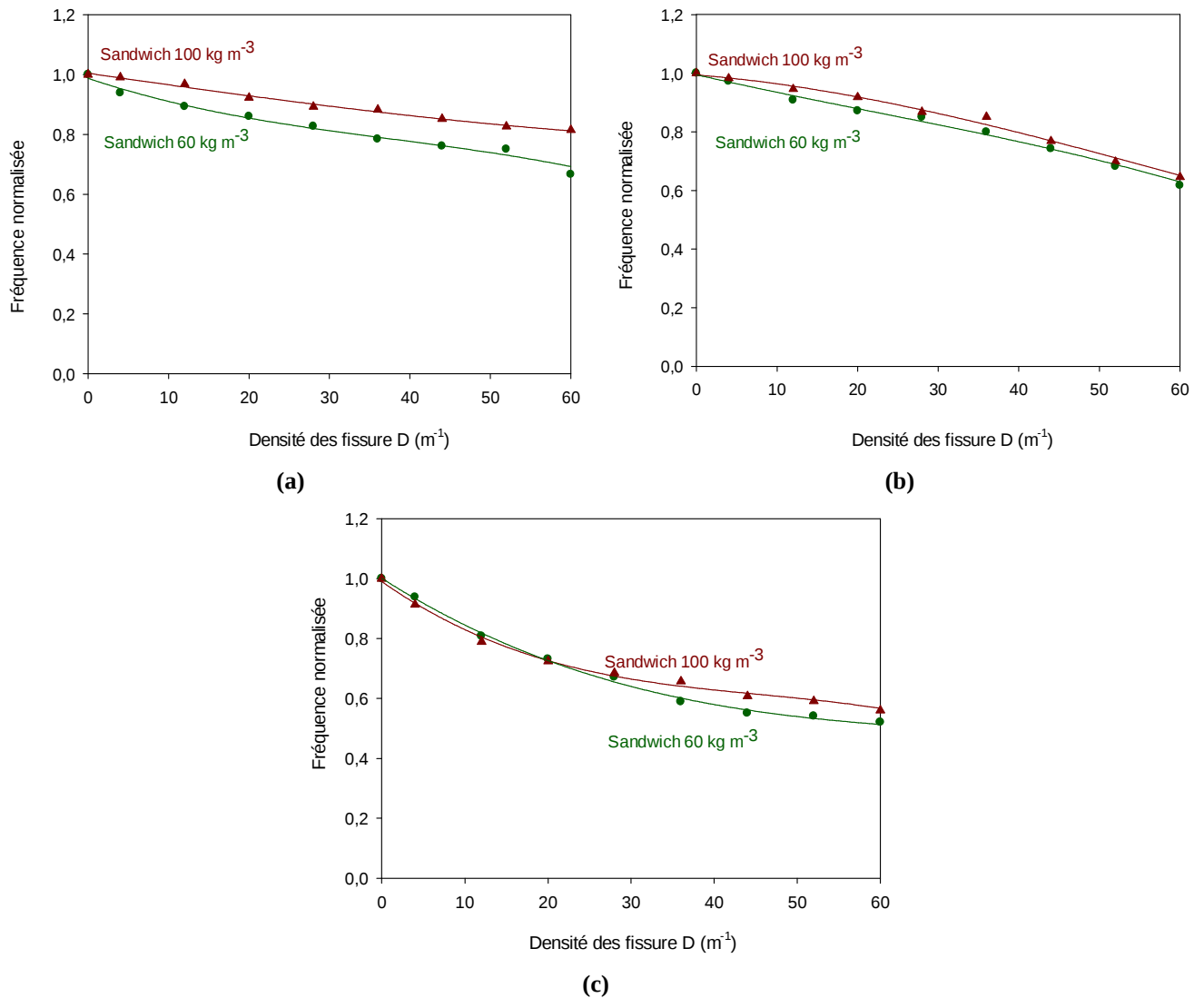


Figure 5.17 Comparaison des fréquences des deux matériaux en : a) mode 1, b) mode 2 et c) mode 3

5.5.2.2 Effet de la densité de fissure sur l'amortissement

La figure 5.18 donne l'évolution du facteur de perte obtenu dans les deux matériaux sandwichs en fonction de densité de fissures et pour les trois premiers modes de vibration en flexion. Globalement, nous observons une augmentation de l'amortissement avec l'augmentation de la densité de fissures, cette augmentation est plus importante en mode 1 pour des densités de fissures élevées. L'énergie de dissipation dans le sandwich est importante lorsque la densité de fissures augmente et la masse volumique de l'âme est faible. En effet, lorsque la masse volumique est élevée, la taille des cellules est faible et donc la quantité d'air emmagasinée dans les cellules est faible, entraînant ainsi un faible amortissement (Fig.5.19).

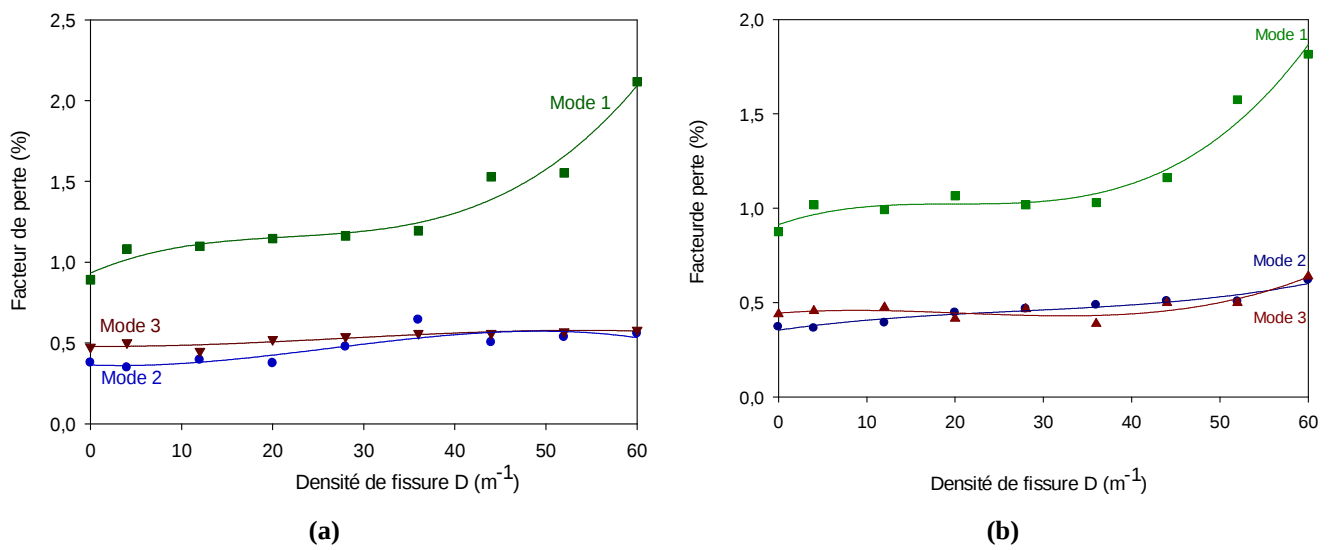


Figure 5.18 Détermination expérimentale de l'amortissement en fonction de la densité de fissures des matériaux sandwichs avec une âme de masse volumique : a) 60 kg m^{-3} et b) 100 kg m^{-3}

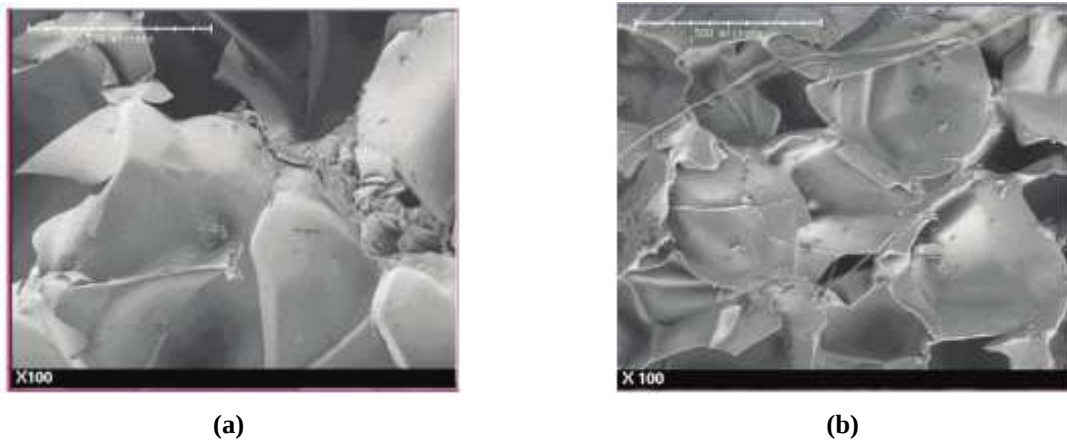


Figure 5.19 Observations microscopiques des faciès de l'âme du sandwich avec une âme de masse volumique : a) 60 kg m^{-3} et b) 100 kg m^{-3} [42]

5.6. COMPORTEMENT EN VIBRATION NON LINEAIRE DES MATERIAUX SANDWICHS ENDOMMAGÉS

5.6.1. Introduction

La vibration non linéaire est une nouvelle méthode utilisée pour le contrôle et l'évaluation non destructifs des matériaux et des structures dans divers domaines. En effet, la vibration non linéaire est très sensible à la présence de l'endommagement surtout pour les matériaux inhomogènes comme les composites, les roches [75-77]. Cette méthode est utilisée aussi pour l'identification des endommagements dans les matériaux beaucoup plus homogènes comme les alliages métalliques.

Les méthodes basées sur la mesure de la réponse non linéaire ont fait leur apparition dans les domaines du contrôle non destructif des matériaux. Elles ont montré une plus grande sensibilité que la réponse linéaire à la présence d'endommagement au sein d'une structure. Dans cette partie du chapitre, nous faisons l'hypothèse que les réponses élastiques et dissipatives, non sont plus linéaires mais non linéaires et pourraient apporter des informations supplémentaires sur le comportement des matériaux sandwichs en présence de fissures dans l'âme.

5.6.2. Effet de densité de fissure sur le comportement vibratoire non linéaire

L'analyse modale expérimentale des vibrations utilise une configuration encastree-libre avec une excitation par un pot vibrant. Toutes les éprouvettes sont excitées à 10 niveaux d'excitation avec une amplitude allant de 50 mV à 350 mV. Les relevés des mesures sont effectués à l'aide d'un accéléromètre. A titre d'exemple, dans les figures 5.20 sont reportées les courbes de résonance des trois premiers modes de vibration pour dix amplitudes d'excitation et pour plusieurs densités de fissures dans le cas du matériau sandwich avec une âme de masse volumique de 60 kg m^{-3} . Nous observons que pour les trois premiers modes de vibration une symétrie des courbes de résonances et qu'aucun décalage en fréquence n'est constaté. Il est à noter aussi que les bandes passantes des courbes de résonance s'élargissent avec l'augmentation du niveau d'excitation et de la densité de fissures.

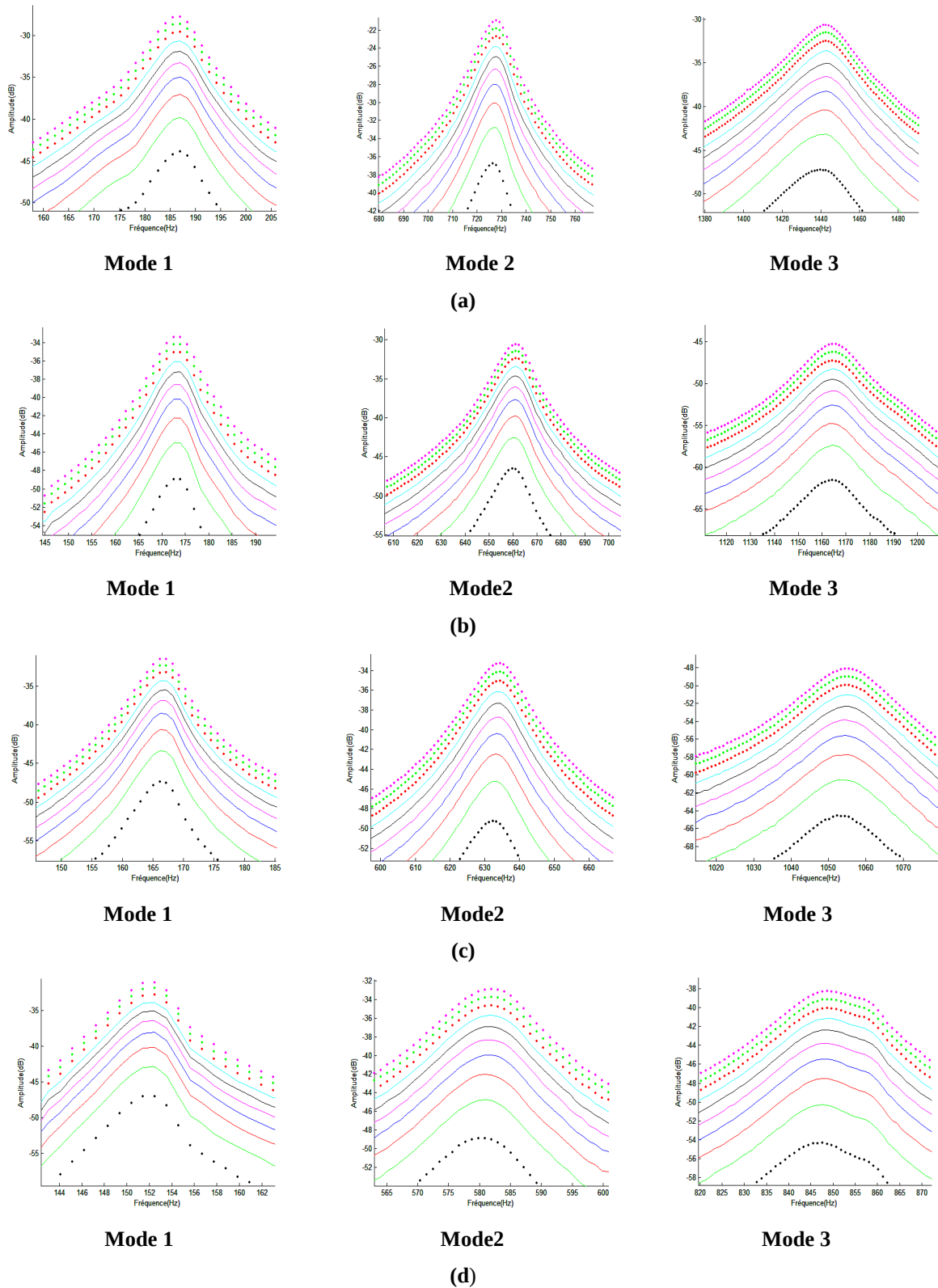


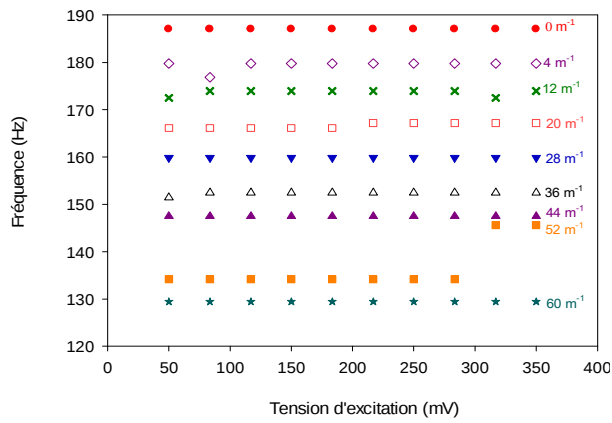
Figure 5.20. Courbes de résonance des trois premiers modes de vibration des poutres en matériau sandwich avec une âme de masse volumique de 60 kg m^{-3} et pour une densité de fissures de : a) 0 m^{-1} , b) 12 m^{-1} , c) 20 m^{-1} et d) 36 m^{-1}

5.6.3. Effet du niveau d'excitation sur la fréquence de résonance

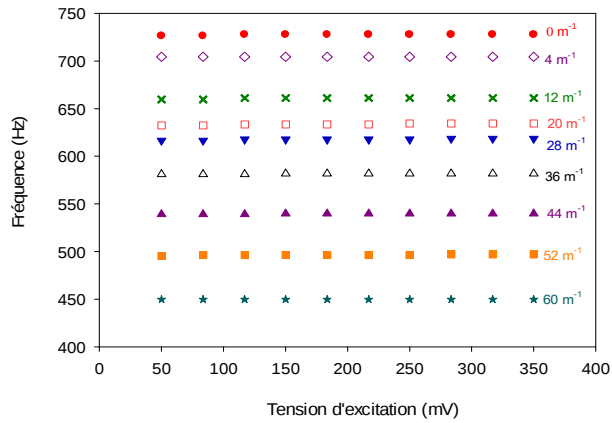
Nous avons reporté dans la figure 5.21 l'évolution de la fréquence de résonance en fonction de la tension d'excitation, pour des densités de fissures croissantes et pour les deux matériaux sandwichs (âme de 60 kg m^{-3} et 100 kg m^{-3} de masse volumique). Pour un mode de vibration et une tension d'excitation donnés, la fréquence diminue lorsque la densité de fissures augmente. Ce résultat est similaire à celui constaté dans le cas de la vibration linéaire. Ce qui montre la très bonne corrélation entre la variation de la fréquence de résonance et la densité de fissures dans l'âme du matériau sandwich. Il est à noter aussi que la fréquence reste constante ou varie peu avec l'augmentation du niveau d'excitation

5.6.4. Effet du niveau d'excitation sur le facteur de perte

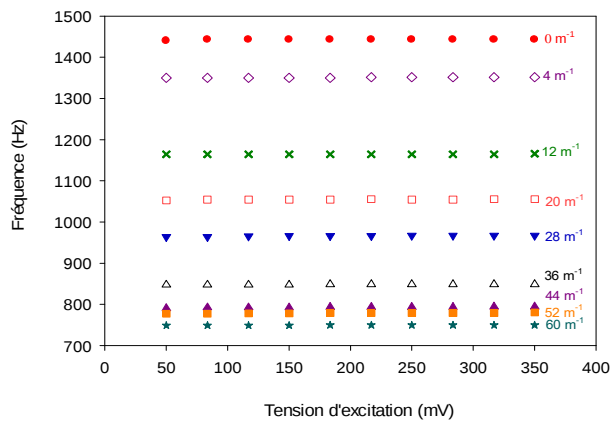
Dans le but d'étudier l'influence de l'amplitude d'excitation et de la densité de fissures sur les valeurs du facteur de perte, nous avons reporté dans la figure 5.22 l'évolution du facteur de perte en fonction de la tension d'excitation pour des valeurs de densité de fissures croissantes. Non constatons une augmentation du facteur de perte en fonction de la tension d'excitation pour les trois premiers modes de vibration et pour les deux matériaux sandwichs. Pour une tension d'excitation et une densité de fissures données, le facteur de perte diminue lorsque la masse volumique de l'âme augmente. A titre d'exemple, en mode 1 et à un niveau d'excitation de 350 mV, la valeur du facteur de perte varie de 0,89 % à 2,1 % lorsque la densité de fissures varie de 0 m^{-1} à 60 m^{-1} pour le matériau avec une âme de masse volumique de 60 kg m^{-3} , alors qu'il ne varie que de 0,87 % à 1,8 % dans le cas du matériau avec une âme de masse volumique de 100 kg m^{-3} . Le facteur de perte et la fréquence varient avec l'augmentation de la densité de fissures, ce qui met en évidence la très bonne corrélation entre la variation de ces paramètres dynamiques et le niveau d'endommagement dans le matériau. Le facteur de perte est sensible à la tension d'excitation, ce qui n'est pas le cas de la fréquence, ce résultat met en évidence un comportement dissipatif non linéaire du matériau sandwich endommagé.



Mode 1

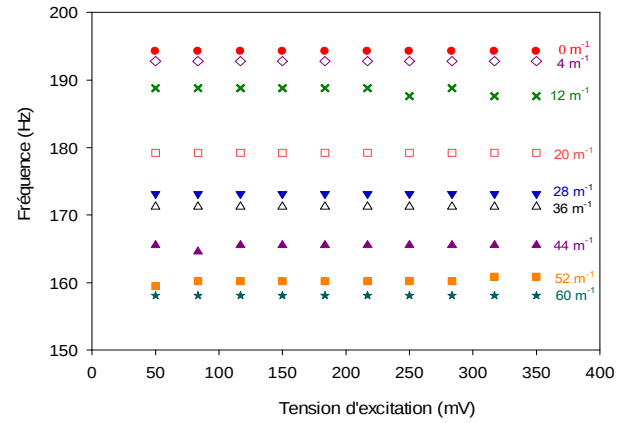


Mode 2

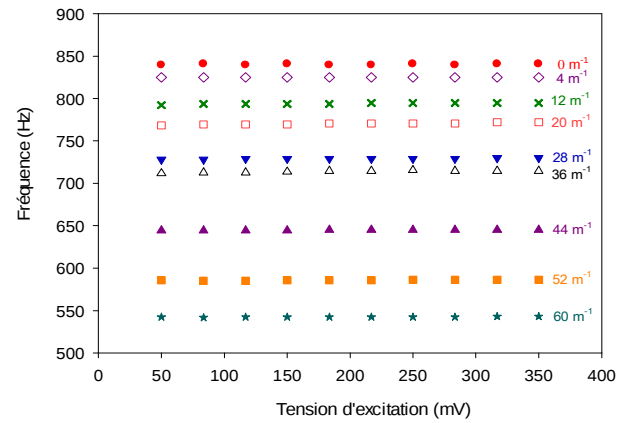


Mode 3

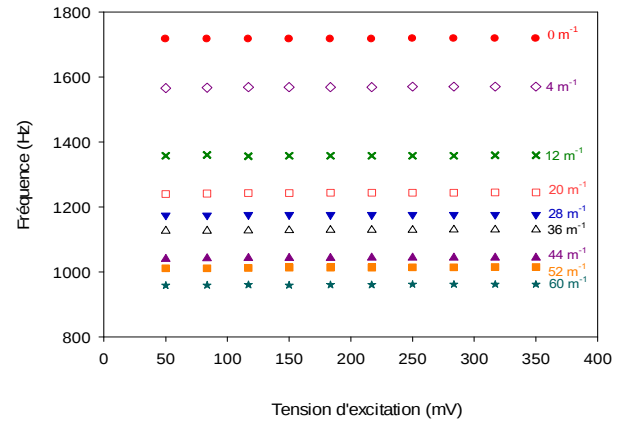
(a)



Mode 1



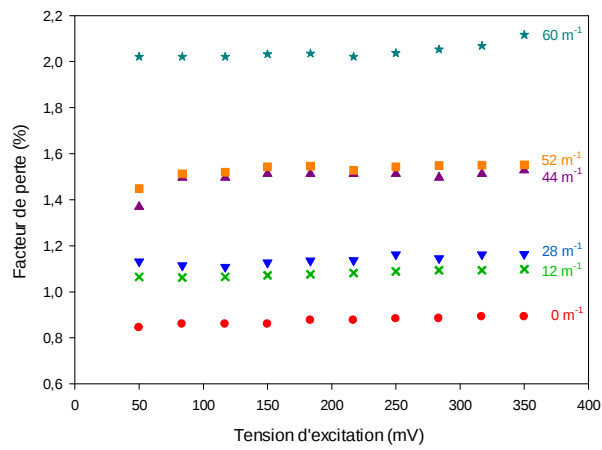
Mode 2



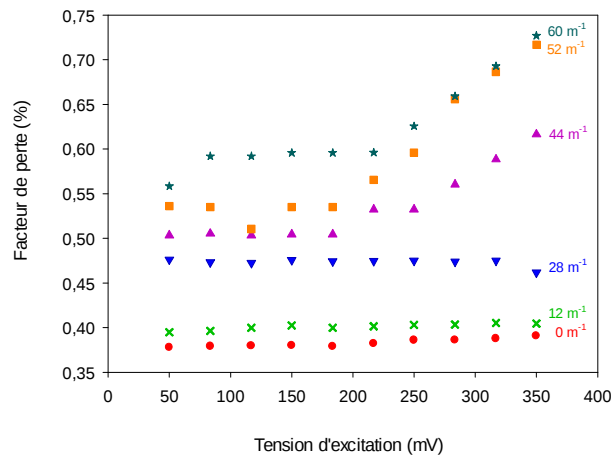
Mode 3

(b)

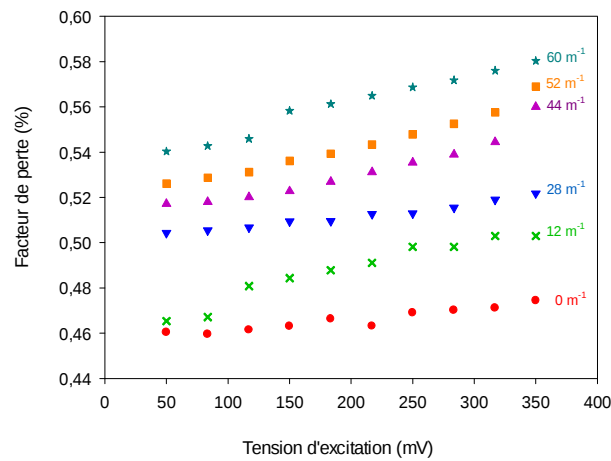
Figure 5.21 Evolution de la fréquence de résonance en fonction de la tension d'excitation des trois premiers modes de vibration en flexion pour différents densités de fissures dans le cas du matériau sandwich avec une âme de masse volumique de : (a) 60 kg m^{-3} et b) 100 kg m^{-3}



Mode 1

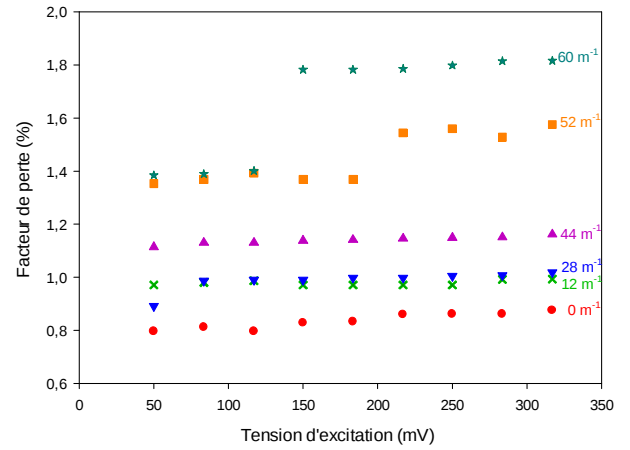


Mode 2

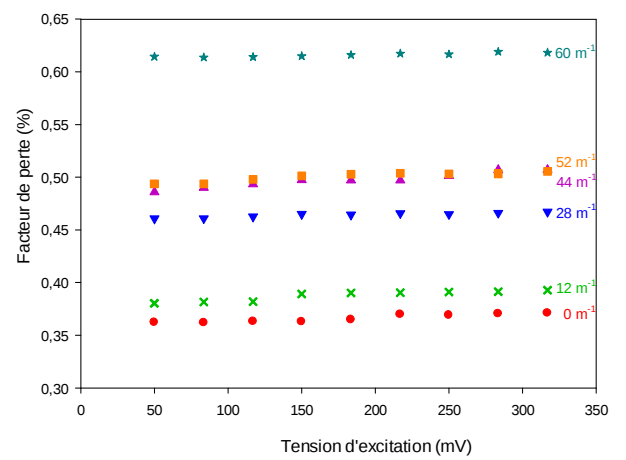


Mode 3

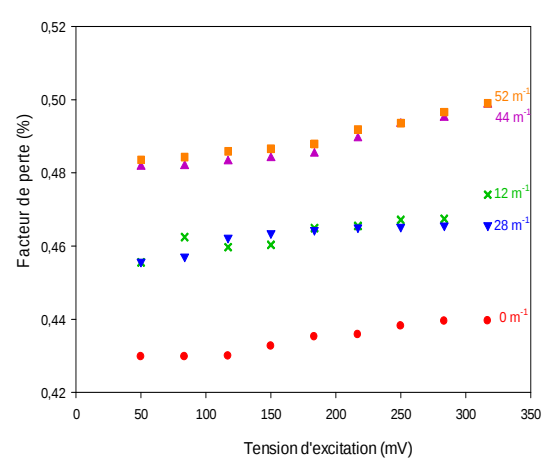
(a)



Mode 1



Mode 2



Mode 3

(b)

Figure 5.22 Variation du facteur de perte en fonction de la tension d'excitation des trois premiers modes de vibration pour différentes densités de fissures dans le cas du matériau sandwich avec une âme de masse volumique : a) 60 kg m^{-3} et b) 100 kg m^{-3}

5.6.5. Comportement non linéaire classique et non classique

5.6.5.1 Modélisation du comportement non linéaire

De nombreux travaux en statique et dynamique ont montré que la théorie classique de l'élasticité non linéaire est incapable de décrire le comportement élastique ou dissipatif non linéaires des matériaux. En particulier, leur relation contrainte-déformation doit être développée de telle sorte que les termes décrivant l'hystérésis et la mémoire discrète sont pris en compte [78-82]. Dans ce contexte, la relation unidimensionnelle de contrainte-déformation peut être exprimée comme :

$$\sigma = K_0 (1 + \beta \varepsilon + \delta \varepsilon^2 + \dots) \varepsilon \quad (5.4)$$

Avec K_0 est le module linéaire élastique, β et δ représentent respectivement les termes quadratique et cubique. On peut donc écrire :

$$K(\varepsilon) = K_0 (1 + \beta \varepsilon + \delta \varepsilon^2 + \dots) \quad (5.5)$$

Ce type de comportement est observé par de nombreux auteurs [83-87] dans différents matériaux : les roches, les matériaux fissurés, les bétons, les milieux granulaires. La non linéarité non classique ou hystérétique est causée par la présence d'une force non linéaire due à la présence de dommages. Dans ce cas, la relation contrainte/déformation hystérétique à une dimension peut être décrite par Inserra [88] suivant:

$$\sigma = K(\varepsilon, \dot{\varepsilon}) \varepsilon \text{ avec } K(\varepsilon, \dot{\varepsilon}) = K_0 (1 + \beta \varepsilon + \delta \varepsilon^2 + \alpha F(\varepsilon, \text{sign}(\dot{\varepsilon}))) \quad (5.6)$$

Où σ est la contrainte, ε est la déformation, $\dot{\varepsilon}$ est le taux de déformation et K_0 est le module élastique du matériau, β et δ sont les paramètres non linéaires classiques, α est un paramètre non linéaire hystérétique, $\text{sign}(\dot{\varepsilon})$ est une dépendance de la réponse du milieu au signe de la variation de la déformation $\partial \varepsilon / \partial t$ tel que :

$$\begin{cases} \text{sign}(\dot{\varepsilon}) = -1 \text{ si } \dot{\varepsilon} < 0 \\ \text{sign}(\dot{\varepsilon}) = 1 \text{ si } \dot{\varepsilon} > 0 \end{cases} \quad (5.7)$$

F est une fonction décrivant l'hystérésis. Cette équation est issue d'un modèle utilisant l'espace de Preisach- Mayergoyz [89].

5.6.5.2 Décalage du facteur de perte

En se basant sur les travaux [42, 90-91], il a été possible, à partir de l'équation (5.6) de déterminer le paramètre de non-linéarité hystérétique α_η pour différents matériaux composites. Ce paramètre mesure l'importance des effets hystérétiques dissipatifs dans le contexte de la méthode de résonance non linéaire.

Le paramètre de non linéarité hystérétique dissipatif lié à l'amortissement s'écrit :

$$\frac{\eta - \eta_0}{\eta_0} \approx \alpha_\eta \varepsilon \quad (5.8)$$

η_0 est le facteur de perte obtenue avec la plus petite amplitude d'excitation, η est le facteur de perte obtenue avec une amplitude d'excitation ε et α_η est le paramètre non linéaire dissipatif.

Les figures 5.23-5.24 représentent le décalage du facteur de perte en fonction de l'amplitude à la résonance pour différentes densités de fissures et pour les deux matériaux. L'analyse des résultats obtenus montre que :

- le décalage du facteur de perte augmente avec l'augmentation de l'amplitude de résonance,
- pour les deux matériaux et les trois premiers modes de vibration, le décalage du facteur de perte varie linéairement en fonction de l'amplitude de résonance et dans ce cas ce décalage peut être interpolé par des droites,
- en modes 1 et 3, les courbes de décalage du facteur de perte en fonction de l'amplitude à la résonance se fait de manière désordonnée lorsque la densité de fissures augmente,
- en mode 2 l'augmentation linéaire du décalage de l'amortissement en fonction de l'amplitude de résonance se fait de manière ordonnée lorsque la densité de fissures augmente.

L'augmentation linéaire du facteur de perte en fonction de l'amplitude à la résonance, s'explique par le fait que lorsqu'on excite un matériau ayant un comportement hystérétique, avec une amplitude A_1 , la courbe contrainte-déformation décrit une boucle d'hystérésis avec un module K_1 et une dissipation d'énergie ΔW_1 . Cependant, si l'on augmente l'amplitude A_2 , le matériau décrit une seconde boucle d'hystérésis différente avec un module K_2 plus faible et une énergie dissipée ΔW_2 plus élevée, ce qui traduit l'augmentation du facteur de perte en fonction de l'amplitude à la résonance et de la densité de fissuration.

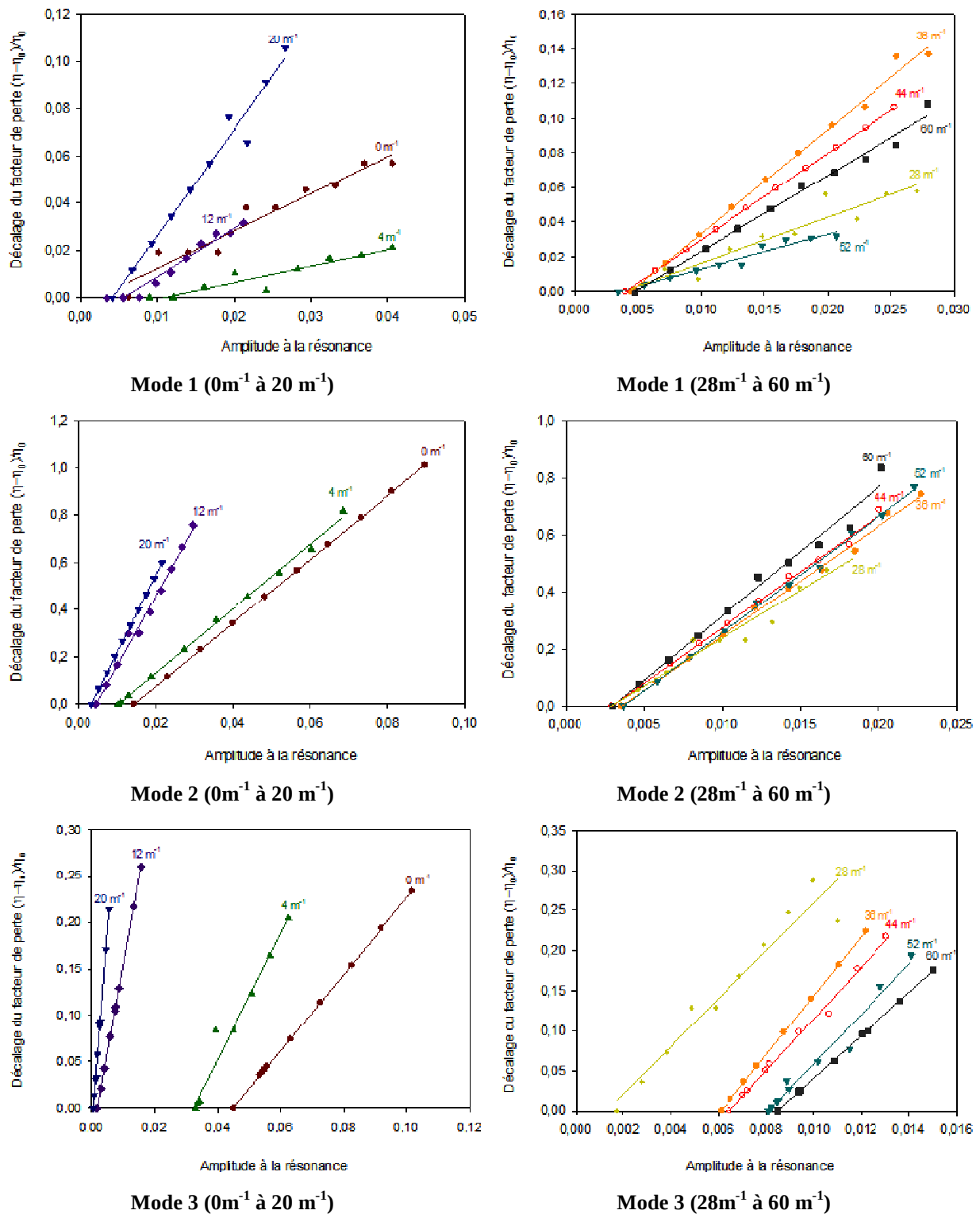


Figure 5.23 Décalage de l'amortissement en fonction de l'amplitude à la résonance pour différentes densités de fissures dans le cas du matériau sandwich avec une âme de masse volumique 60 kg m^{-3}

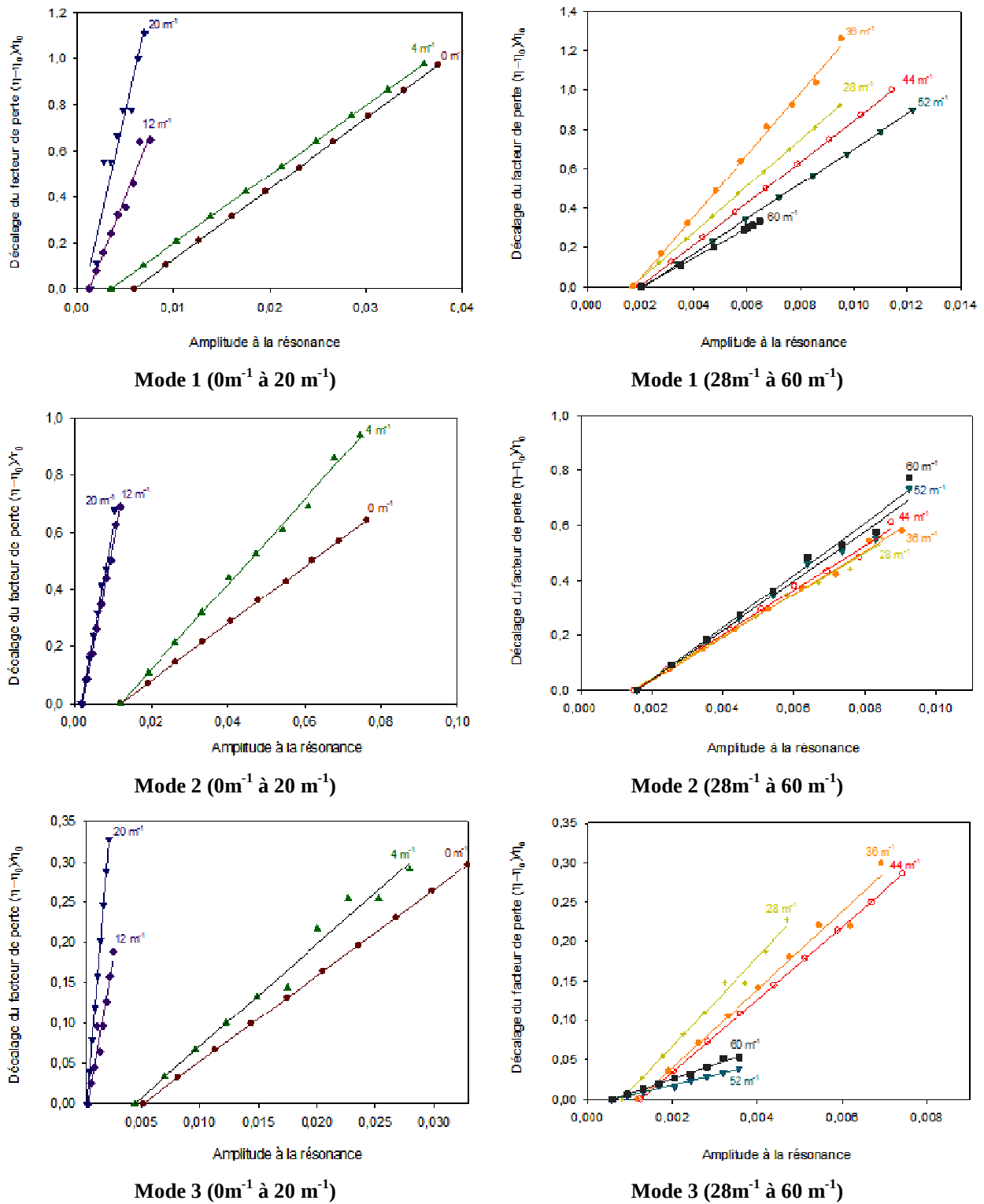


Figure 5.24 Décalage de l'amortissement en fonction de l'amplitude à la résonance pour différentes densités de fissures dans le cas du matériau sandwich avec une âme de masse volumique 100 kg m^{-3}

5.6.5.3 Paramètres non linéaires dissipatifs

L'équation (5.8) est utilisée pour déterminer le paramètre non linéaire dissipatifs α_η des trois modes de vibration et pour les deux matériaux. Les courbes de variations du décalage du facteur de perte en fonction de l'amplitude à la résonance obtenues précédemment sont linéaires. Nous avons donc interpolé ces résultats par des droites dont les pentes correspondent à une constante près au paramètre non linéaire dissipatif α_η . La figure 5.25 représente la variation de ce paramètre ($C.\alpha_\eta$) en fonction de la densité de fissures pour les trois premiers modes de vibration et pour les deux types des matériaux sandwichs.

Les courbes obtenues montrent une dispersion dans les résultats du paramètre non linéaire, notamment en modes 1 et 3. Le paramètre non linéaire dissipatif en mode 2 augmente avec l'augmentation de densité de fissures. Ce paramètre est plus élevé dans le matériau sandwich avec une âme de masse volumique élevée (100 kg m^{-3}).

Seul le mode 2 donne des résultats cohérents, à savoir une augmentation continue du paramètre non linéaire dissipatif lorsque la densité de fissures augmente.

5.6.5.4 Sensibilité des paramètres linéaire et non linéaire dissipatifs

Nous proposons ici de comparer la sensibilité des paramètres linéaire et non linéaire élastiques et dissipatifs en mode 2 de vibration en fonction de la densité de fissures, puisque c'est le seul qui donne des résultats cohérents en comportement non linéaire. La figure 5.26 représente la variation de la sensibilité des paramètres linéaire élastique (f/f_0), dissipatif (η/η_0) et non linéaire dissipatif ($\alpha_\eta/\alpha_{\eta_0}$) en fonction de la densité de fissures en mode 2 et dans le deux matériaux.

La sensibilité des paramètres linéaires et non linéaires élastiques reste constante ou varie peu lorsque la densité de fissures augmente, alors que celle du paramètre non linéaire dissipatif augmente lorsque la densité de fissures augmente. Cette augmentation est beaucoup plus importante dans le matériau sandwich avec une âme de masse volumique de 100 kg m^{-3} . A titre d'exemple, pour une densité de fissures de 60 m^{-3} , cette sensibilité est de l'ordre de 10 fois dans le matériau avec une âme 100 kg m^{-3} alors qu'elle n'est que de l'ordre de 3 fois dans le cas du matériau sandwich avec âme de masse volumique de 60 kg m^{-3} .

Il apparaît donc que le paramètre non linéaire dissipatif est très sensible à l'endommagement par fissuration de l'âme des matériaux sandwichs. Cette sensibilité est d'autant plus importante que la rigidité du matériau est élevée.

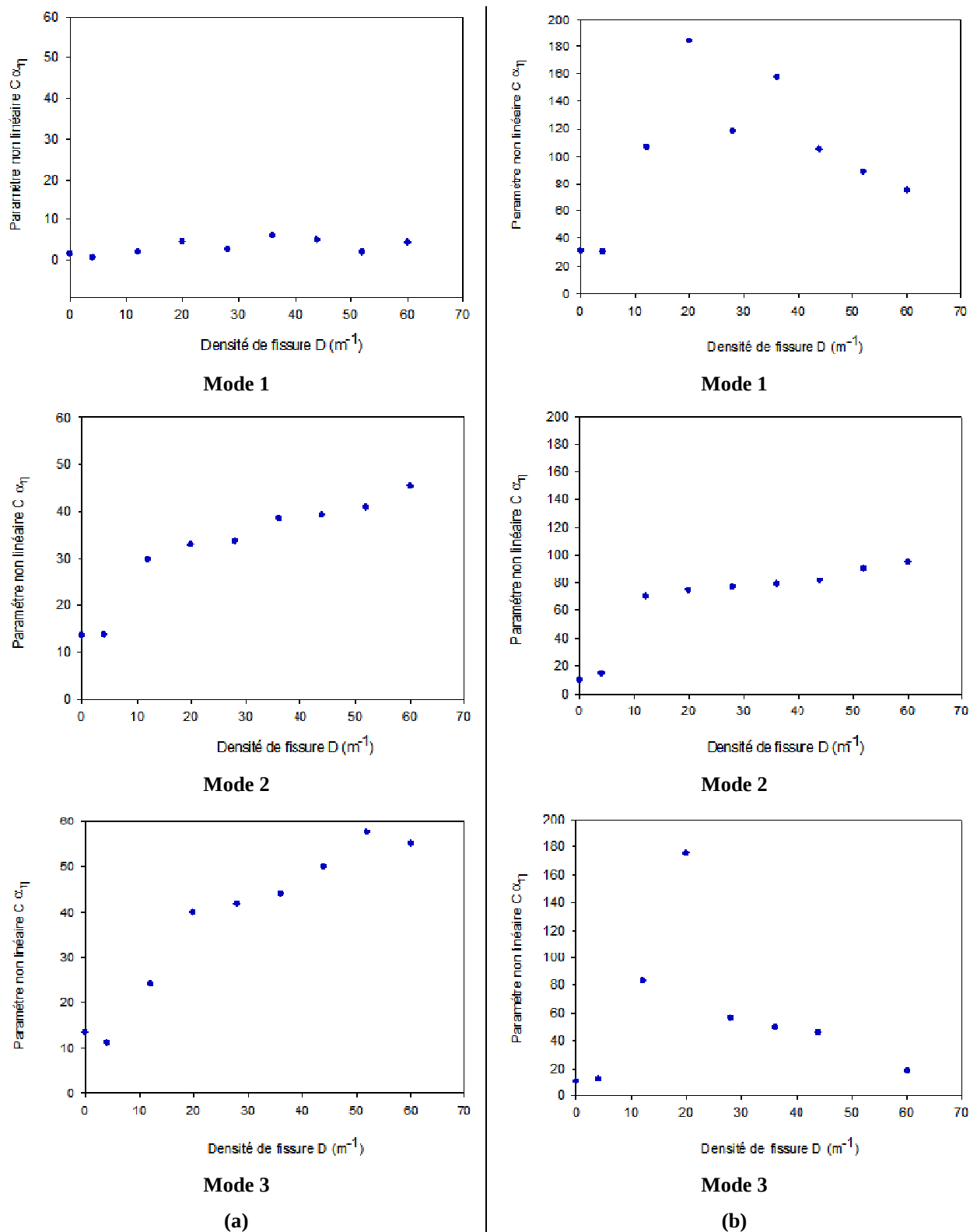


Figure 5.25 Paramètre non linéaire dissipatif en fonction de la densité de fissures dans le cas du matériau sandwich avec une âme de masse volumique : a) 60 kg m⁻³ et b) 100 kg m⁻³

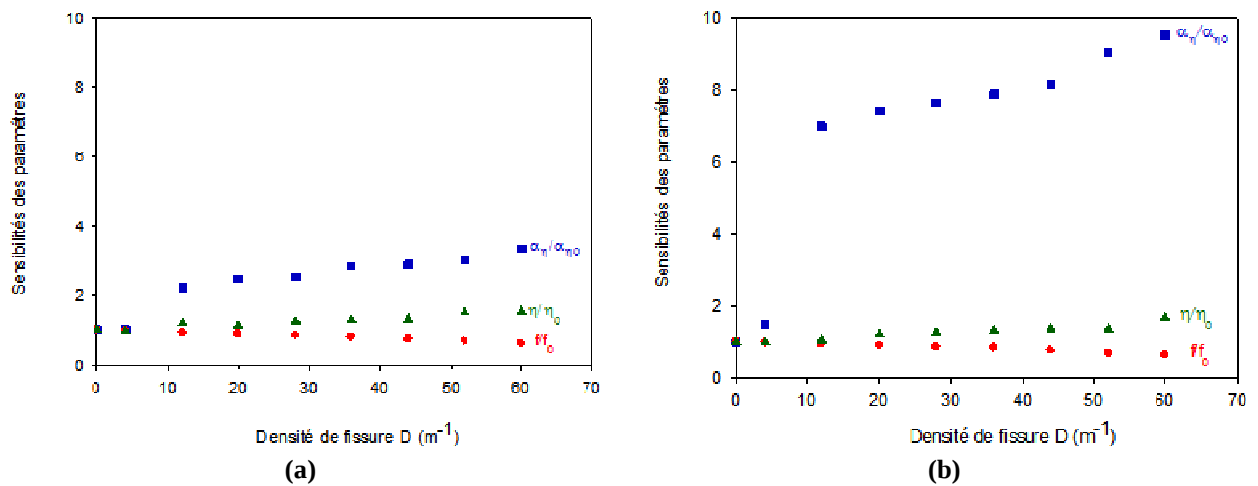


Figure 5.26 Variation de la sensibilité des paramètres linéaire, non linéaire élastiques et dissipatifs en fonction de la densité de fissures en mode 2 dans le cas du matériau sandwich avec une âme de masse volumique de : a) 60 kg m^{-3} et b) 100 kg m^{-3}

5.7 CONCLUSION

L'objectif de ce chapitre était d'analyser le comportement mécanique en statique, en fatigue et en vibration linéaire et non linéaire de deux matériaux sandwichs endommagés par fissuration de l'âme. Les essais ont été menés en flexion 4-points en statique et fatigue et en configuration encastree-libre en vibration de éprouvettes en matériau sandwich endommagé par fissuration dans l'âme.

Pour mettre en place cette étude, nous avons dans un premier temps caractérisé le comportement mécanique en statique et en fatigue des matériaux sandwichs sains et endommagés. L'analyse des résultats d'essais a permis de mettre en évidence l'effet de la densité de fissures sur les valeurs de la rigidité, la résistance à la rupture, la dissipation d'énergie, l'amortissement et la durée de vie des matériaux sandwichs. Dans un deuxième temps, nous nous sommes attachés à montrer les potentialités de la vibration linéaire et non-linéaire pour la caractérisation du comportement des matériaux sandwichs en présence d'un endommagement dans l'âme. Les résultats obtenus ont mis en évidence un décalage fréquentiel vers les basses fréquences des modes fondamentaux et harmoniques et une augmentation de l'amortissement lorsque le nombre de fissures augmente. Enfin, une méthode de vibration non linéaire a été appliquée pour caractériser le comportement des matériaux sandwichs endommagés par fissuration. Les paramètres non linéaires relatifs au décalage fréquentiel et à l'amortissement sont mesurés en faisant varier l'amplitude d'excitation et sont comparés aux paramètres linéaires. Ces paramètres pourraient être utilisés comme outils de CND pour caractériser l'endommagement par fissuration de l'âme des matériaux sandwichs.

Chapitre 6

Conclusions et perspectives

Chapitre 6

Conclusions et perspectives

Le travail présenté dans ce mémoire avait pour objet : dans un premier temps d'analyser le comportement mécanique en statique, en fatigue cyclique, en vibration et évaluation des mécanismes d'endommagement des composites stratifiés et sandwichs, et dans un deuxième temps de caractériser le comportement mécanique des composites sandwichs endommagés par fissuration dans l'âme.

Deux familles de composites ont été considérées dans ce travail : - des composites stratifiés constitués par une résine époxyde renforcée par des fibres de carbone (CFRP) de type $[0_{c2}/90_{c2}]_s$, des fibres hybrides carbone-verre (HFRP) de type $[0_c/0_v/90_c/90_v]_s$ et des fibres de verre (GFRP) de différentes séquences d'empilement ($[0_{v2}/90_{v2}]_s$, $[0_v/90_{v2}/0_v]_s$, $[0_v/90_v/0_v/90_v]_s$ et $[90_{v2}/0_{v2}]_s$) ; - des composites sandwichs constitués d'une âme en mousse PVC de différentes masses volumiques (60 kg m^{-3} et 100 kg m^{-3}) et deux peaux en stratifiés à fibres de verre et résine époxyde avec une séquence d'empilement du type $[0/90]_s$.

Les essais en statique et en fatigue sur des éprouvettes des composites stratifiés ont été menés en traction et en flambement. L'analyse des résultats d'essais mécaniques a permis de mettre en évidence l'effet du type de renfort, de la séquence d'empilement et des épaisseurs de couches sur le comportement, les caractéristiques élastiques et à la rupture ainsi que la durée de vie des composites stratifiés. Les stratifiés constitués de fibres de carbone possèdent des caractéristiques mécaniques et à la rupture plus élevées que les autres. Les résultats de fatigue ont montré que l'évolution de la rigidité en fonction du nombre de cycles se déroule en trois phases: une diminution rapide de la rigidité dès les premiers cycles dans la première phase, la diminution devient ensuite très lente dans la deuxième phase, correspondant à la quasi-totalité de la durée de vie des éprouvettes, et enfin dans la troisième phase, très courte, où la perte de rigidité s'accélère brutalement jusqu'à la rupture totale des matériaux. Dans notre étude, la plupart des éprouvettes ont rompu avant le million de cycles de fatigue, nous avons donc choisi le critère N_R qui correspond au nombre de cycles nécessaire à la rupture complète de l'éprouvette pour évaluer les performances des matériaux. Les durées de vie en essais de flambement sont très inférieures à celles de traction. La durée de vie du composite constitué de fibres de carbone est supérieure à celle des autres composites.

L'émission acoustique (EA) a été utilisée comme moyen de contrôle de santé des matériaux au cours des essais. La classification réalisée avec les descripteurs temporels des signaux d'EA par une méthode statistique multivariable a permis d'identifier les signatures acoustiques des différents modes d'endommagement dominant dans les composites stratifiés étudiés. Cette analyse a mis en évidence la présence de quatre classes pour les composites stratifiés en fibres de carbone (CFRP) et trois classes pour les stratifiés en fibres hybrides (HFRP) et fibres de verre (GFRP) de différentes séquences d'empilement. Ces signaux proviennent des fissurations matricielles, des délaminages entre les couches 0° et 90° , de décohésions interfaciales fibre/matrice et des ruptures de fibres. Les fissurations matricielles sont les endommagements les plus prépondérants pour tous les stratifiés. Elles commencent dès l'application de la contrainte mécanique et correspondent à la majorité des salves d'émission acoustique.

Ensuite, une analyse expérimentale du comportement dynamique des composites stratifiés de différents renforts fibreux (CFRP, HFRP GFRP) et différentes orientations des plis a été menée dans le cas de la vibration en flexion de poutres. La réponse à une excitation par pot vibrant a été établie et a permis de mesurer les fréquences de résonance et l'amortissement. Ainsi, les caractéristiques dynamiques ont été évaluées en fonction de la fréquence pour différentes orientations des plis et pour les trois stratifiés. Les résultats obtenus montrent une augmentation significative du coefficient d'amortissement en fonction de la fréquence. L'amortissement du composite à fibres de verre est supérieur à celui des deux autres composites.

Dans le cas des matériaux sandwichs, le comportement mécanique en statique, en fatigue et en vibration a été analysé dans le cas de la flexion de poutres. Les essais statiques et de fatigue ont été menés en flexion quatre points. Les caractéristiques élastiques, à la rupture et les durées de vie ont été déduites des résultats d'essais et ont mis en évidence la performance du composite sandwich avec âme de masse volumique élevée. Ensuite, l'analyse statistique multivariable des signaux d'émission acoustique (EA) collectés au cours des essais a été effectuée. Elle a permis d'identifier et d'associer différentes classes d'EA à des mécanismes d'endommagement présents dans les matériaux sandwichs au cours des essais. Ces signaux proviennent de la fissuration de l'âme, la fissuration matricielle, la décohésion interfaciale et la rupture des fibres. Enfin, un processus d'analyse expérimentale de la fréquence et de l'amortissement des matériaux sandwichs a été mis en place dans le cas de la vibration en flexion de poutres. La réponse en fréquence à une excitation par pot vibrant a permis de mesurer la fréquence et l'amortissement de ces matériaux autour de chaque pic de

résonance. Les résultats obtenus montrent que les valeurs de la fréquence de résonance et de l'amortissement dépendent de la masse volumique de l'âme. La fréquence augmente avec l'augmentation de la masse volumique de l'âme du sandwich alors que l'amortissement diminue.

La dernière partie du travail a été consacré à l'étude du comportement mécanique en statique, en fatigue cyclique, en vibration linéaire et non linéaire des composites sandwichs en présence d'endommagements de type fissuration dans l'âme. Les essais statiques et de fatigue ont été menés en flexion quatre points. Les résultats déduits d'essais statiques montrent que la rigidité et la résistance diminuent avec l'augmentation de la densité de fissures et cette diminution est d'autant plus importante que la masse volumique de l'âme est élevée. Le comportement en fatigue cyclique a été analysé en contrôlant le signal déplacement. L'énergie dissipée est calculée à partir des données expérimentales de la charge et du déplacement en fonction du temps pour différente densité de fissures. L'amortissement est ensuite évalué à partir de l'énergie dissipée et de l'énergie potentielle maximale pour chaque cycle de fatigue et pour plusieurs densités de fissures. L'analyse des résultats obtenus a montré que la rigidité, les cycles d'hystérésis et l'amortissement sont sensibles à la densité de fissures et au nombre de cycles de fatigue et peuvent être proposés en tant qu'indicateurs d'endommagement pour le suivi de l'état de santé des matériaux au cours de la fatigue. Une fissure de type cisaillement dans l'âme réduit rigoureusement la résistance et la durée de vie du matériau sandwich.

Nous nous sommes par la suite attachés à montrer les potentialités de la vibration linéaire et non-linéaire pour la caractérisation du comportement des matériaux sandwichs en présence d'endommagements dans l'âme. Une analyse expérimentale en vibration des matériaux sandwichs a été menée dans le cas de la vibration en flexion de poutres. Elle a permis de mesurer la fréquence et l'amortissement de ces matériaux autour de chaque pic de résonance en fonction de la densité de fissures. Les résultats obtenus ont mis en évidence un décalage fréquentiel vers les basses fréquences des modes fondamentaux et harmoniques et une augmentation de l'amortissement lorsque le nombre de fissures augmente. Enfin, une méthode de vibration non linéaire est appliquée pour caractériser le comportement des matériaux sandwichs endommagés par fissuration. Les paramètres non linéaires relatifs au décalage fréquentiel et à l'amortissement sont mesurés en faisant varier l'amplitude d'excitation et sont comparés aux paramètres linéaires. Ces paramètres pourraient être utilisés comme outils de CND pour caractériser l'endommagement par fissuration de l'âme des matériaux sandwichs.

En perspective

Le travail qui a été présenté dans cette thèse peut être enrichi et développé encore plus. Il serait très intéressant de :

- faire une recherche de séquences d'empilement optimales, réduisant les effets des concentrations des contraintes entre plis et qui peut représenter une autre perspective très intéressante de recherche ;
- en vibration non linéaire, envisager une étude des modes d'ordre supérieures ;
- corréler les paramètres non linéaires à la position de l'endommagement ;
- envisager la même étude avec une distribution aléatoire des fissures dans l'âme du matériau sandwich ;
- mettre en place une modélisation par éléments finis permettant la détermination des caractéristiques dynamiques des composites sandwichs en fonction de la densité de fissures et de les comparer aux résultats expérimentaux ;
- etc.

Références bibliographiques

Références bibliographiques

- [1] J. M. Dorlot, J.P. Bâillon, J. Masounave, « Des matériaux » Québec, Canada, Edition de l'Ecole Polytechnique des Montréal, 467 p, 1999.
- [2] R. Naslain, « Introduction aux matériaux composites-2 », Bordeaux, Edition du CNRS et Institut des matériaux composites, 491 p, 1985.
- [3] H. SCHOLZE, « Le verre: nature, structure et propriétés », 2nd Edition, Institut du verre, Paris, 1980.
- [4] D.M. Parks, « A stiffness derivative finite element technique for determination of crack tip stress intensity factor », Int. J. of Fracture, 10 487-502, 1974.
- [5] A. Petras, M.P.F. Sutcliffe, « Failure mode maps for honeycomb sandwich panels », Composite Structures », 44, 237-252, 1999.
- [6] A. Craig Steeves, A. Norman Fleck, « Collapse mechanisms of sandwich beams with composite faces and a foam core, loaded in three-point bending. Part I: analytical models and minimum weight design », International Journal of Mechanical Sciences, 46, 561–58, 2004.
- [7] T. Triantafillou, L. Gibson, « Failure mode maps for foam core sandwich beams », Materials Science and Engineering, 95, 37–53, 1987.
- [8] E.W. Andrews, N.A. Moussa, « Failure mode maps for composite sandwich panels subjected to air blast loading », International Journal of Impact Engineering, 36, 418–25, 2009.
- [9] I.M. Daniel, E.E. Gdoutos, K. A. Wang, and J.L. Abot, « Failure modes of composite sandwich beams », International Journal of Damage Mechanics, 11, 309-334, 2002.
- [10] E.E. Gdoutos, I.M. Daniel, K-A. Wang, « Compression facing wrinkling of composite sandwich structures », Mechanics of Materials, 35, 511–522, 2003.
- [11] A.C. Manalo, T. Aravinthan, W. Karunasena, « Flexural behaviour of glue-laminated fibre composite sandwich beams », Composite Structures, 92, 2703–2711, 2010.
- [12] A. Bezazi, A. El Mahi, J.-M Berthelot, B. Bezzazia. « Analyse de l'endommagement des stratifiés en flexion 3-points influence de la séquence d'empilement », XVème Congrès français de Mécanique Nancy, 3-7 Septembre, 2001.
- [13] A. Bezazi, A. El Mahi, J. -M. Berthelot, B. Bezazi, « Influence of reinforcement in cross-ply laminates in flexural testing », New Trends in Fatigue and Fracture – Metz 8-9 April, 2002.
- [14] A. Bezazi, A. El Mahi, J.-M. Berthelot, B. Bezzazi, « Flexural fatigue behaviour of cross-pylaminates. An experimental approach », Strength of Material, pp.66-83, 2003.

- [15] A. Bezazi, A. El Mahi, J.-M. Berthelot, « Experimental analysis of behavior and damage of sandwich composite materials in three-point bending », Part 1. Static tests and stiffness degradation at failure studieStrength of Material, Vol 39, n° 2. pp. 170-177, 2007.
- [16] A. Bezazi, A. El Mahi, J.-M. Berthelot, B. Bezzazi, « Experimental analysis of behavior and damage of sandwich composite materials in three-point bending, part 2.fatigue test results and damage mechanisms », Strength of Materials, 41, 257-67, 2009.
- [17] M. Assarar, A. El Mahi, J.-M. Berthelot, « Comportement mécanique en fatigue des mousses en PVC: compression et cisaillement », JNC 14 AMAC, Compiègne, 22-25 mars p.985-99, 2005.
- [18] M. Assarar, A. El Mahi, M. Khawar Farooq ET J.-M. Berthelot, « Comportement en flexion des poutres en matériaux sandwichs », Mécanique & Industries 6, 589–593_ AFM, EDP Sciences, 2006.
- [19] M. Assarar A. El Mahi, J.-M. Berthelot, Y. Sefrani, « Identification des propriétés mécaniques des poutres sandwiches en vibration », Matériaux 2006, Dijon 13-17 novembre, 2006.
- [20] M. Assarar, A. El Mahi, J.-M. Berthelot, « Identification of shear modulus of sandwich composites in free vibration », European Conference on Composite, Materials (ECCM 12). Biarritz, 2006.
- [21] M. Assarar, « Étude expérimentale et modélisation du comportement dynamique des composites stratifiés et sandwichs », Thèse Université du Maine, 2007.
- [22] M. Assarar, A. El Mahi, J.-M. Berthelot, Y. Sefrani, « Finite element analysis of dynamic damped in unidirectional composite beams », International Symposium oncomposites and Aircraft Materials, Agadir, Morocco, may 22-24, 2007.
- [23] M. Assarar, A. El Mahi, J.-M. Berthelot, Y. Sefrani, « Analyse de l'amortissement des poutres stratifiées par la méthode des éléments finis », JNC 15 AMAC, Marseille, 7-8 juin, 165-172, 2007.
- [24] A. El Mahi, J.-M. Berthelot, J. Brillaud, « Stiffness reduction and energy release rate of cross-ply laminates during fatigue test », Composite Structures, Vol 30, pp. 123-130, 1995.
- [25] A. El Mahi, A. Bezazi, J.-M. Berthelot, « The fatigue behaviour and damage development in cross-ply laminates in flexural tests », European Conference on Composite Materials (ECCM 10), Belgium, 2002.
- [26] A. El Mahi, A. Bezazi, « Describing the Flexural Behavior of Cross-ply Laminates Under Cyclic Fatigue », Springer Science, Business Media B.V, 2008.
- [27] A. El Mahi, A. Bezazi, « Describing the Flexural Behaviour of Cross-ply Laminates Under Cyclic Fatigue », Applied Composite Materials, Vol 16, No° 1, pp. 33-53, 2009.

- [28] C. Hochard, P. Herzog, D. De Vadder, J. Payan, « Résistance et surveillance des composites stratifiés », 2006.
- [29] C. L. Hacker, M. P. Ansell, « Fatigue damage and hysteresis in wood-epoxy laminates », *Journal of materials science*, 36, 609-21, 2001.
- [30] V. Barron, M. Buggy, H. N. McKenna, « Frequency effects on the fatigue behaviour on carbon fibre reinforced polymer laminates », *Journal of Materials Science*, 36, 1755–61, 2001.
- [31] Z. Zhang, G. Hartwig, « Relation of damping and fatigue damage of unidirectional fibre composites », *International Journal of Fatigue*, 24, 713–18, 2002.
- [32] M. Burman, D. Zenkert, « Fatigue life of damaged and undamaged sandwich beams », *Sandwich Constructions 3*, Engineering Materials Advisory service Ltd. U.K., 2, 839-48, 1991.
- [33] S. D. Clark, R. A. Shenoi and H. G. Allen, « Modelling the fatigue behaviour of sandwich beams under monotonic, 2-step and block-loading regimes », *Composites Science and technology*, 59, 471-86 , 1999.
- [34] N. Kulkarni, H. Mahfuz, S. Jeelani, A. L. Carlsson, « Fatigue crack growth and life prediction of foam core sandwich composites under flexural loading », *Composite Structures*, 59, 499–05, 2003
- [35] M.K. Farooq, A. El Mahi, S. Sahraoui, « Evaluation of fatigue behaviour in sandwich composite materials », 10th European Conference on Composite Materials ECCM/10, Brugge, Belgium June 3-7, 2002.
- [36] M.K. Farooq, A. El Mahi, S. Sahraoui, J.M. Berthelot, « Fatigue behaviour of sandwich composite materials », Ninth International Conference on composites Engineering, ICCE/9, July 1-6, in San Diego. U.S.A, 2002.
- [37] M.K. Farooq, « Comportement mécanique des composites sandwichs en statique et fatigue cyclique », Thèse, Université du Maine, Le Mans, 2003.
- [38] M. Idriss, M. Assarar, A. El Mahi, « Analyse expérimentale et par éléments finis du comportement vibratoire des matériaux sandwichs endommagés », JNC 16, AMAC, Toulouse, 10-12 juin 2009.
- [39] M. Idriss, A. El Mahi, R. El Guerjouma, « Analyse du comportement en fatigue cyclique des matériaux sandwichs endommagés par fissuration », 10ème Congrès de Mécanique, à Oujda au Maroc, du 19 au 22 Avril, 2011.
- [40] M. Idriss, A. El Mahi, R. El Guerjouma, « Etude du comportement en statique et en fatigue cyclique d'un matériau sandwich endommagé par décohésion », 20ème Congrès Français de Mécanique, Besançon, 28 août au 2 septembre, 2011.

- [41] M. Idriss, A. El Mahi, R. El Guerjouma, O. Dazel, « Damping Analysis in Flexural Vibration of Sandwich Beams with Debonding », 11^{ème} Congrès Français d'Acoustique, Nantes ACOUSTICS 2012, du 22 au 27 Avril, 2012.
- [42] M. Idriss, « Analyse expérimentale et par éléments finis du comportement statique et vibratoire des matériaux composites sandwich sains et endommagés », Thèse Université du Maine, 2013.
- [43] M. Idriss, A. El Mahi, R. El Guerjouma, « Analyse du comportement en fatigue cyclique des matériaux sandwichs endommagés par fissuration », 11^{ème} Congrès de Mécanique, à Agadir au Maroc, du 23 au 26 Avril, 2013.
- [44] M. Idriss, A. El Mahi, R. El Guerjouma, « Vibrational behaviour of sandwich beam with and without debonding », 3th International Symposium on Non destructive Characterization of Materials 11^{ème} Congrès (NDCM XIII), du 20 au 25 mai, 2013.
- [45] M. Idriss, A. El Mahi, R. EL Guerjouma, « Caractérisation par vibration non linéaire de l'endommagement des matériaux sandwichs », JNC 18, AMAC, Nantes, 12-14 juin, 2013.
- [46] A.G. Beattie, « Acoustic emission, principles and instrumentation », Journal of acoustic emission, vol.2, pp.95-128, 1983.
- [47] D.G. Eitzen, H.N.G. Wadley, « Acoustic emission: establishing the fundamentals », Journal of Research of the National Bureau of Standards, vol.89 (1), pp.75-100, 1984.
- [48] J. Roget, « Essais non destructif par émission acoustique. Mise en oeuvre et application » Collection AFNOR-CETIM, CETIM Centre technique des industries mécaniques, 196 p, 1988.
- [49] P. Fleischmann, « Etude par émission acoustique des propriétés dynamiques des dislocations. Application à la déformation plastique de l'aluminium », Thèse de doctorat, INSA de Lyon, France, 1979
- [50] S. Huguet, « Application de classificateurs aux données d'émission acoustique: identification de la signature acoustique des mécanismes d'endommagement dans les composites à matrice polymère », Thèse de doctorat, INSA de Lyon, France. 2002.
- [51] H. Nechad, « Evaluation de l'endommagement et de la rupture de matériaux hétérogènes par ultrasons et émission acoustique : Estimation de la durée de vie restante », Thèse de doctorat, INSA de Lyon, France, 2004.
- [52] M.L. Benzeggagh, S. Barre, B. Echalié, R. Jacquemet « Etude de l'endommagement de matériaux composites à fibres courtes et à matrice thermoplastique » AMAC Journées Nationales Composites, Paris, vol. 8, pp.703-714, 1992.
- [53] O. Chen, P. Karandikar, N. Takeda, T. Kishi, « Acoustic emission characterization of a glass-matrix composite » Non destructive Testing and Evaluation, vol.8-9, pp.869-878, 1992.

- [54] H.-Y. Kim, W. Hwang « Effect of debonding on natural frequencies and frequency responses functions of honey sandwich beams », composite structures, 1994.
- [55] G. Kotsikos, J.T. Evans, A.G. Gibson, J. Hale « Use of acoustic emission to characterise corrosion fatigue damage accumulation in glass fibre reinforced polyester laminates », Polym. Compos, 20: 689-696 p, 1999.
- [56] O. Ceysson, M. Salvia, L. Vincent, « Damage mechanisms characterization of carbon fibre/epoxy composite laminates by both electrical resistance measurements and acoustic emission analysis », Scripta Materialia, vol 34, n 8, pp 1273-1280, 1996.
- [57] R. Berbaoui, « Identification et analyse de l'endommagement par fatigue des matériaux granulaires à base polymère », Thèse Université du Maine, 2010.
- [58] N. Ativitavas, T. Fowler, T. Pothisiri, « Acoustic emission characteristics of pultruded fiber reinforced plastics under uniaxial tensile stress », Proc. of European WG on AE, Berlin, pp.447-54, 2004.
- [59] H.Y. Chou, H. Zejli, A. Thionnet, A. Bunsell, A. Mouritz, M. Bannister, « Détection et discrimination par émission acoustique des endommagements dans les composites. Comparaison expérience modélisation », Comptes Rendus des JNC17 – Poitiers, 2011.
- [60] N. Godin, S. Huguet, R. Gaertner, « Integration of the Kohonen's self organising map and k-means algorithm for the segmentation of the AE data collected during tensile tests on cross-ply composites », Non destructive Testing and Evaluation Int., vol.38, pp.299-309, 2005.
- [61] B. Shafiq, A. Quispitupa « Fatigue characteristics of foam core sandwich composites », International Journal of Fatigue 28: 96–102, 2006.
- [62] A. Quispitupa, B. Shafiq, F. Just, D. Serrano « Acoustic emission based tensile characteristics of sandwich composites », Composites, Part B 35:563–571, 2004.
- [63] R. Berbaoui, A. El Mahi, R. El Guerjouma, « Analyse par émission acoustique de l'endommagement et de la rupture du béton polymère en fluage », Comptes Rendus JNC 16, Toulouse : France, 2009.
- [64] S. Vladimir, F. Hubertus, V. Bremen, « Higher-order free vibrations of sandwich beams with a locally damaged core », international journal of solids and structures, 41 6529-6547, 2004.
- [65] G.-L. Qian, S.-N. Gu, J.-S. Jiang, « The dynamic behaviour and crack detection of a beam with a crack », Journal of Sound and Vibration, 138(2): p. 233-243, 1990.
- [66] T.G. Chondros, A.D. Dimarogonas, J.A. Yao, « Continuous cracked beam vibration theory, Journal of Sound and Vibration, 215, pp 17-34, 1998
- [67] J. J. Tracy, G. C. Pardoen. « Effect of delamination on the natural frequencies of composite laminates », journal of composite materials, 23 1200-1215, 1989,

- [68] Y. Sefrani, « Analyse de l'amortissement de matériaux composites à fibres unidirectionnelles », Thèse de doctorat, Université du Maine, Le Mans, 2002.
- [69] M. Bentahar, « Acoustique non-linéaire : Application à la caractérisation ultrasonore de l'endommagement des matériaux hétérogènes et à la prédiction de la durée de vie », Thèse à L'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2005.
- [70] J.C. Bezdek, « Pattern recognition with fuzzy objective function algorithms », Plenum Press, New-York, USA, 1981.
- [71] I.T. Jolliffe, « Principal Component Analysis », Edition Springer-Verlag, 1986.
- [72] A. Marec, J.-H Thomas, R. El Guerjouma, « Damage characterization of polymer-based composite materials: Multivariable analysis and wavelet transform for clustering acoustic emission data », Mechanical Systems and Signal Processing, vol.22 (6), pp.1441-1464, 2008.
- [73] E. Oja, « Neural networks, principal components, and subspaces », International Journal of Neural Systems, vol.1, pp.61-68, 1989.
- [74] C. Ding, X. He, « K-means clustering via Principal Component Analysis », on Machine Learning (ICML), Canada, pp.225-232, 2004.
- [75] P.A. Johnson, K.R. McCall, « Observation and Implications of Nonlinear Elastic Wave Response in Rock ». Geophysical Research Letters, Vol. 21. N°3. Pages 165-168, 1994.
- [76] K. Van Den Abeele, P.A. Johnson, «Elastic Pulsed Wave Propagation in media with second or higher-order nonlinearity. Part II. Simulation of Experimental Measurement on Berea Sandstone» J. Acoust. Soc. Am 99(6), 1996.
- [77] A. Moussatov, B. Castagnède, V. Gusev, « Observation of nonlinear interaction of acoustic waves in granular materials : demodulation process », Phys. Lett. A., 283, 216-223, 2001.
- [78] U. Polimeno, M. Meo, « Detecting barely visible impact damage detection on aircraft composites structures», Composite Structures, 91, 398–402, 2009.
- [79] K. Van Den Abeele, K. Van De Velde, J. Carmeliet, « Inferring the degradation of pultruded composites from dynamic nonlinear resonance measurements », Polymer Composites, 2, 555-567, 2000.
- [80] P.A. Johnson, B. N. J. Zinszner, Rasolofosaon, « Resonance and nonlinear elastic phenomena in rock », Journal of Geophysical research, 101, 11553-11564, 1996.
- [81] A. Novak, M. Bentahar, V. Tournat, R. El Guerjouma, L. Simon, “Nonlinear acoustic characterization of micro-damaged materials through higher harmonic resonance analysis”, NDT&E International, 45, 1–8, 2012.
- [82] E. Landau, E. Lifshitz, “Theory of Elasticity”, Pergamon Press, Headington Hill Hall, Oxford OX30BW, UK, 1986.

- [83] L Ostrovsky, P. Johnson, « Dynamic nonlinear elasticity in geomaterials », *Rivista del Nuovo Cimento*, 24, 1–46, 2001.
- [84] M Bentahar, H El Aqra, R El Guerjouma, M Griffa, M.Scalerandi, « Hysteretic elasticity in damaged concrete: quantitative analysis of slow and fast dynamics », *Physical Review B*, 73, 1–10, 2006.
- [85] R. Guyer, K. McCall, N.Boitnott, « Hysteresis, discrete memory and nonlinear wave propagation in rock: a new paradigm », *Physical Review Letters*, 74, 3491–3494, 1995.
- [86] M. Scalerandi, P. Delsanto, V. Agostini, KVD Abeele, P. Johnson, « Local interaction simulation approach to modeling nonclassical, nonlinear elastic behavior in solids », *Journal of the Acoustical Society of America*, 113, 3049–3059, 2003.
- [87] V. Zaitsev, V. Gusev, B. Castagnède, « Thermoelastic mechanism for logarithmic slow dynamics and memory in elastic wave interaction with individual cracks », *Physical Review Letters*, 90, 1–4, 2003.
- [88] C. Inserra, « Caractérisation de la compaction granulaire par des méthodes acoustique linéaires et non linéaires », Thèse de doctorat, Université du Maine, Le Mans, 2007.
- [89] I.D. Mayergoyz, « Hysteresis models from the mathematical and control theory points of view », *Journal of Applied Physics*, 57, 3803-3805, 1985.
- [90] R. A. Guyer, J.A. TenCate, P.A. Johnson, «Hysteresis and the dynamic elasticity of consolidated granular materials», *Phys. Rev. Lett.*, vol. 82, n° 16, pp.3280-3283, 1999.
- [91] P.A. Johnson, B. Zinszner, P. Rasolofosaon, F.Cohen-Tenoudji, K.E.-A. Van Den Abeele, «Dynamic measurements of the nonlinear elastic parameter α in rock under varying conditions», *Journal of Geophysical Research*, Vol. 117, pp.124-130, 2005
- [92] S. Masmoudi, « Comportement mécanique et caractérisation par implant piézoélectrique ultrasonore intégré d'un matériau composite », Thèse Université du Maine, 2013.

Sujet : Contrôle de santé vibro-acoustique de l'endommagement des matériaux composites à base polymère pour l'aéronautique

Etablissements : Ecole National d'Ingénieurs de Sfax
&
Faculté des Sciences et Techniques du Maine

Résumé

Ce travail de thèse a pour objet d'étudier le comportement mécanique en statique, en fatigue, en vibration linéaire et non linéaire et d'évaluer et suivre les mécanismes endommagement par émission acoustique des matériaux composites stratifiés et sandwichs. Deux grandes familles de matériaux composites ont été considérées dans ce travail: a) des composites stratifiés constitués de fibres de carbone, fibres hybrides (verre/carbone) et fibres de verre avec différentes séquences d'empilement associées à une résine époxyde, b) des matériaux sandwichs constitués de peaux en stratifiés à fibres de verre/résine époxyde et d'une âme en mousse PVC de différentes densités. La mise en œuvre de l'ensemble de ces matériaux est réalisée au laboratoire (LAUM).

Les composites stratifiés ont été caractérisés en sollicitations de traction et de flambement en statique et en fatigue. Au cours de ces essais, les signaux d'émission acoustique sont collectés dans les différents matériaux. Les mécanismes d'endommagement de chaque matériau sont identifiés, caractérisés et suivis en utilisant une analyse multivariable (méthode de coalescence floue) des signaux collectés. L'analyse des résultats obtenus a permis de mettre en évidence l'effet du type de renfort, la séquence d'empilement et de l'épaisseur des couches à 90° sur le comportement mécanique et sur la dynamique de chaque mécanisme d'endommagement jusqu'à la rupture des différents stratifiés. Une analyse expérimentale du comportement dynamique des composites stratifiés de différents renforts fibreux et différentes orientations des plis a été menée dans le cas de vibration en flexion. La réponse à une excitation par pot vibrant a été établie et les fréquences de résonance et les amortissements ont été déduits et comparés dans différents composites.

Ensuite, une étude détaillée est menée pour caractériser le comportement mécanique en statique et en fatigue cyclique des matériaux sandwichs avec une âme de différentes densités. Les essais ont été conduits en flexion 4-points sur des poutres de ces matériaux. L'analyse des résultats et l'observation des signaux d'EA obtenus dans ces structures ont permis de définir les principales signatures acoustiques des différents modes d'endommagement prépondérants dans les peaux et dans l'âme du matériau sandwich. Une étude de comportement vibratoire linéaire des composites sandwichs aux états sains a été menée en flexion.

Enfin, une étude du comportement mécanique en statique, en fatigue cyclique, en vibration linéaire et non linéaire des matériaux sandwichs endommagés par des fissures de type cisaillement dans l'âme a été menée. Les caractéristiques statiques sont déterminées en fonction de la densité de fissuration. En fatigue, la rigidité, l'énergie dissipée, l'amortissement et la durée de vie sont évalués à partir des données expérimentales en fonction de la densité de fissures et du nombre de cycles. Ensuite, une étude expérimentale du comportement vibratoire linéaire et non-linéaire des composites sandwichs endommagés a été menée. Elle a permis de mesurer les fréquences propres et les amortissements de ces matériaux autour de chaque pic de résonance en fonction de la densité de fissuration. Enfin, la méthode de vibration non linéaire a été appliquée pour caractériser le comportement des matériaux sandwichs endommagés par fissuration. Les paramètres non linéaires relatifs au décalage fréquentiel et à l'amortissement sont mesurés en faisant varier l'amplitude d'excitation et sont comparés aux paramètres linéaires.

Mots clés : Composites, Stratifiés, Sandwichs, Statique, Fatigue, Vibration, Traction, Flambement, Flexion 4-points, Emission acoustique, Fréquence, Amortissement, Endommagement.