



HAL
open science

Contribution à l'étude du comportement mécanique et vibratoire des composites biosourcés incorporant des matériaux fonctionnels

Hajer Daoud

► **To cite this version:**

Hajer Daoud. Contribution à l'étude du comportement mécanique et vibratoire des composites biosourcés incorporant des matériaux fonctionnels. Acoustique [physics.class-ph]. Le Mans Université; Université de Sfax (Tunisie), 2018. Français. NNT : 2018LEMA1017 . tel-01849252

HAL Id: tel-01849252

<https://theses.hal.science/tel-01849252>

Submitted on 25 Jul 2018

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 DE DOCTORAT DE

LE MANS UNIVERSITE

COMUE UNIVERSITE BRETAGNE LOIRE

ECOLE DOCTORALE N° 602

Sciences pour l'Ingénieur

Spécialité : « *Acoustique* »

ET

ECOLE NATIONALE D'INGENIEURS DE SFAX

Sciences pour l'Ingénieur

Spécialité : « *Mécanique* »

Par

« Hajer DAOUD »

« Contribution à l'étude du comportement mécanique et vibratoire des composites biosourcés incorporant des matériaux fonctionnels »

Thèse présentée et soutenue à « Sfax », le « 31 Mars 2018 »

Unité de recherche : Laboratoire d'Acoustique de l'Université de Maine (LAUM) et Laboratoire de Mécanique, Modélisation et Productique (La2MP)

Thèse N° : 2018LEMA1017

Rapporteurs avant soutenance :

Xiaojing GONG

Professeur des universités, Institut Clément Ader de Toulouse

Mnaouar CHOUCHE

Professeur des universités, Ecole Nationale d'Ingénieurs de Monastir

Composition du Jury :

Président :

Slim ABBES

Professeur des universités, Ecole Nationale d'Ingénieurs de Sfax

Examineurs :

Jean-Luc REBIERE

Maître des conférences, Le Mans Université

Mohamed HADDAR

Professeur des universités, Ecole Nationale d'Ingénieurs de Sfax

Rachid ELGUERJOUA

Professeur des universités, Le Mans Université

Dir. de thèse :

Abderrahim ELMAHI

Professeur des universités, Le Mans Université

Co-dir. de thèse : Mohamed TAKTAK

Maître des conférences, Faculté des Sciences de Sfax

Remerciement

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

Cette thèse est l'aboutissement d'un long cheminement au cours duquel j'ai bénéficié de l'encadrement, des encouragements et du soutien de plusieurs personnes, à qui je tiens à dire profondément et sincèrement merci.

*Tout d'abord, Je tiens à remercier vivement mes directeurs de thèse côtés Français, Monsieur **Abderrahim EL MAHI**, et Monsieur **Jean-Luc REBIERE**, pour leurs soutiens, leurs disponibilités durant ces trois années ainsi que pour leurs précieux conseils qui ont permis de mener à bien ce travail.*

*Je remercie également mes directeurs de thèse côtés Tunisien, Monsieur **Mohamed TAKTAK** et Monsieur **Mohamed HADDAR**, pour leurs aides, leurs collaborations ainsi que pour leurs conseils avisés.*

*Par la suite je remercie Madame **Xiaojing GONG** et Monsieur **Mnaouar CHOUCHE** pour avoir accepté de rapporter cette thèse. De même, je tiens à remercier vivement Monsieur **Mohamed Slim ABBES** et Monsieur **Rachid EL GUERJOURA**, membres du jury, pour l'intérêt qu'ils ont porté à ce travail en acceptant de l'examiner.*

*Un grand merci à Monsieur **Charfeddin MECHRI**, Maître de Conférences à l'Université du Maine, et Monsieur **Mathieu SECAIL**, Technicien au laboratoire (LAUM) pour leurs aides apportées pour la réalisation du dispositif d'essais de vibrations non linéaire à l'IUT. Je tiens à remercier également Madame **Isabelle GIMENES** membre du Centre de Transfert de Technologie du Mans pour son aide à la réalisation des observations microscopique en utilisant un Microscope Electronique à Balayage (MEB) au centre CTTM.*

Mes remerciements s'adressent aussi à tous mes amis du Laboratoire de Mécanique, Modélisation et Productique «LA2MP» et ceux du Laboratoire d'Acoustique de l'Université du Maine «LAUM».

Enfin, je remercie vivement mes parents, mon fiancé, mes sœurs, et tous les autres membres de ma famille pour leur soutien indéfectible et leurs encouragements, sans quoi ce travail n'aurait pu voir le jour.

Table des matières

Liste des figures	V
Liste des tableaux	XV
Introduction générale.....	1
Chapitre 1. Etude bibliographique	5
1.1. Introduction	6
1.2. Matériaux composites.....	6
1.2.1. Différents types de fibres naturelles.....	7
1.2.2. Performances des fibres naturelles	10
1.2.3. Modifications des fibres naturelles	12
1.2.4. Les matrices utilisées pour les éco-composites.....	14
1.2.5. Les technologies de transformation des éco-composites	15
1.3. Comportement mécanique des composites.....	16
1.3.1. Caractérisation des composites en statique	16
1.3.2. Caractérisation des composites en fatigue	17
1.3.3. Analyse de l'endommagement.....	21
1.3.4. Comportement mécanique en vibration	23
1.4. Méthodes d'amélioration du comportement vibratoire des stratifiés	25
1.4.1. Méthodes actives	25
1.4.2. Méthodes passives.....	25

1.5. Conclusion et position du problème	29
Chapitre 2. Comportement mécanique des composites stratifiés élastiques et viscoélastiques.....	31
2.1. Introduction	32
2.2. Mise en œuvre du composite	32
2.2.1. Matériaux utilisés	32
2.2.2. Procédé de mise en œuvre du composite.....	34
2.3. Caractérisation mécanique en statique du composite	35
2.3.1. Etude de la microstructure.....	35
2.3.2. Essai de Traction	37
2.3.3. Comportement statique en flexion trois-points	55
2.4. Fatigue cyclique en flexion des composites	61
2.4.1. Procédure expérimentale	61
2.4.2. Analyse du comportement mécanique en fatigue cyclique du composite	61
2.4.3. Effet de l'insertion de la couche viscoélastique sur le comportement en fatigue du stratifié.....	64
2.4.4. Durabilité.....	67
2.5. Conclusion	72
Chapitre 3. Comportement vibratoire des composites stratifiés élastiques et viscoélastiques.....	73
3.1. Introduction	74
3.2. Etude modale expérimentale	74

3.2.1.	Différentes méthodes d'analyse modale	74
3.2.2.	Protocol expérimental	76
3.3.	Comportement vibratoire des poutres composites.....	77
3.3.1.	Comportement vibratoire des poutres composites unidirectionnels	78
3.3.2.	Comportement vibratoire des composites stratifiés croisés	87
3.4.	Conclusion	95
Chapitre 4. Etude numérique du comportement vibratoire des composites élastiques et viscoélastiques.....		96
4.1.	Introduction	97
4.2.	Vibration en flexion.....	97
4.2.1.	Modélisation par éléments finis	97
4.2.2.	Modélisation de l'amortissement par la méthode énergétique.....	100
4.3.	Application de la modélisation à des composite unidirectionnels.....	104
4.3.1.	Analyse des propriétés modales du composite.....	104
4.3.2.	Analyse des différentes énergies dissipées dans le composite.....	108
4.4.	Etude paramétrique.....	110
4.4.1.	Effet de l'épaisseur de la couche viscoélastique	110
4.4.2.	Effet du module d'Young de la couche viscoélastique	114
4.4.3.	Effet du facteur d'amortissement de la couche viscoélastique	116
4.4.4.	Synthèse	117
4.5.	Conclusion	118

Chapitre 5. Analyse du comportement non linéaire des matériaux composites stratifiés élastiques et viscoélastiques	119
5.1. Introduction	120
5.1. Méthode de résonance non linéaire	120
5.1.1. Procédure expérimentale	120
5.1.2. Détermination des caractéristiques des courbes de résonance	121
5.2. Caractérisation non linéaire par résonance des composites.....	122
5.2.1. Analyse des résultats	125
5.2.2. Modélisation du comportement non linéaire.....	129
5.2.3. Détermination des paramètres non linéaires	130
5.3. Conclusion	140
Conclusions et Perspectives	141
Annexe	145
Bibliographie.....	160

Liste des figures

Figure 1-1. Les différents types de composites biosourcés.....	7
Figure 1-2. Types de fibres naturelles	8
Figure 1-3. Présentation de la fleur de lin	8
Figure 1-4. Effet de la modification chimique par l'agent de couplage Zéine sur les propriétés mécaniques de composite [11]......	10
Figure 1-5. Structure d'une fibre naturelle d'après Yan et al. [5].....	11
Figure 1-6. Diagramme de choix des matériaux à fibres naturelles [21]	12
Figure 1-7. Matrices utilisées et leurs biodégradabilités [20]	15
Figure 1-8. Caractérisation expérimentale des poutres composite: a) Essai de flexion 3-points, b) Essai de Traction.....	17
Figure 1-9. Exemple typique de l'évolution de la rigidité pour un matériau composite [51].....	18
Figure 1-10. Modes d'endommagement des composites stratifiés	19
Figure 1-11. Les différents modes d'endommagements présents dans un composite stratifié d'après Payan [56].	21
Figure 1-12. Echelles d'apparition des modes d'endommagementsd'après Mercier [60].....	21
Figure 1-13. Suivi de l'endommagement par émission acoustique [66]	23
Figure 1-14. Procédure expérimentale de vibration par impact [34].	24
Figure 1-15. Déformation de la couche viscoélastique : a) cas de couche non contrainte, b)cas de couche contrainte [82].....	27
Figure 1-16. Exemple d'un amortissement passif local développé par Cai et al. [78].....	27

Figure 1-17. Insertion de couches viscoélastiques entre les couches des peaux de poutres sandwiches d'après Fotsing et al. [85].	28
Figure 1-18. Modèle d'une couche viscoélastique contrainte sur une portion d'une plaque sandwich utilisée par Khalfi [88].	28
Figure 1-19. Modèle d'une structure sandwich avec une couche viscoélastique insérée au niveau des peaux [89].	28
Figure 2-1. Rouleau de fibres de lin « Flaxtape 200 »	33
Figure 2-2. Couche viscoélastique en caoutchouc naturel	34
Figure 2-3. Mise en œuvre des composites	35
Figure 2-4. Microscope électronique à balayage utilisé.	36
Figure 2-5. Observations microscopiques d'un composite stratifié sain.	36
Figure 2-6. Observations microscopiques d'un composite stratifié viscoélastique sain.	37
Figure 2-7. Machine de traction utilisée.	38
Figure 2-8. Exemple d'éprouvette pour un essai de traction : a) Eprouvette stratifié élastique, b) Eprouvette stratifié viscoélastique	39
Figure 2-9. Courbe contrainte/déformation d'un composite $[0]_8$.	39
Figure 2-10. Courbe contrainte/déformation des composites stratifiés élastiques.	41
Figure 2-11. Courbe contrainte/déformation des composites stratifiés viscoélastiques.	41
Figure 2-12. Procédure expérimentale.	42
Figure 2-13. Forme d'onde typique et paramètres calculés par le système d'acquisition pour chaque événement d'émission acoustique.	42
Figure 2-14. Distributions des propriétés des classes d'EA selon les amplitudes des signaux acoustiques [99].	44

Figure 2-15. Analyse des données d'émission acoustique pour une éprouvette $[0]_8$:	
a) Amplitude/temps, b) Analyse en Composantes Principales et c) Chronologie	
d'apparition de différentes classes.....	46
Figure 2-16. Analyse des données d'émission acoustique: i) Amplitude/temps,ii)	
Analyse en Composantes Principales et iii) Chronologie d'apparition des	
différentes classes des composites : a) $[45]_8$ et b) $[90]_8$	47
Figure 2-17. Analyse des données d'émission acoustique d'un composite croisé	
$[45_2/-45_2]$: a) Amplitude/temps, b) Analyse en Composantes Principales et c)	
Chronologie d'apparition de différentes classes.....	48
Figure 2-18. Analyse des données d'émission acoustique d'un composite croisé	
$[0_2/90_2]_s$: a) Amplitude/temps, b) Analyse en Composantes Principales et c)	
Chronologie d'apparition de différentes classes.....	49
Figure 2-19. Analyse des données d'émission acoustique d'un composite	
viscoélastique unidirectionnel $[0_4/NR]_s$: a) Amplitude/temps, b) Analyse en	
Composantes Principales et c) Chronologie d'apparition de différentes classes.....	50
Figure 2-20. Analyse des données d'émission acoustique: i) Amplitude/temps,ii)	
Analyse en Composantes Principales et iii) Chronologie d'apparition des	
différentes classes des composites : a) $[45_4/NR]_s$ et b) $[90_4/NR]_s$	51
Figure 2-21. Analyse des données d'émission acoustique: i) Amplitude/temps,ii)	
Analyse en Composantes Principales et iii) Chronologie d'apparition des	
différentes classes des composites : a) $[+45_2/-45_2NR]_s$ et b) $[0_2/90_2/NR]_s$	52
Figure 2-22. Observations microscopiques des modes d'endommagement des	
composites stratifiés élastiques et viscoélastiques	54
Figure 2-23. Procédure expérimentale	55

Figure 2-24. Eprouvettes pour un essai de flexion : a) éprouvette stratifié élastique, b) éprouvette stratifié viscoélastique	56
Figure 2-25 Courbes typiques de contrainte/déformation des composites lin/greenpoxy : a) stratifié élastique b) stratifié viscoélastique.....	57
Figure 2-26. Effet de l'insertion de la couche viscoélastique sur le comportement en flexion trois points des composites.	58
Figure 2-27. Analyse des données d'émission acoustique: i) Amplitude/temps,ii) Analyse en Composantes Principales et iii) Chronologie d'apparition des différentes classes des composites : a) $[0]_{16}$ et b) $[0_8/NR]_s$	60
Figure 2-28. Exemple typique d'une forme d'onde sinusoïdale pour un essai de fatigue.....	61
Figure 2-29 Evolution de la charge maximale en fonction du nombre de cycles d'un composite $[0]_{16}$	62
Figure 2-30. Boucles d'hystérésis pour des essais de fatigue cyclique en flexion trois points.	62
Figure 2-31. Evolution de l'énergie dissipée E_d en fonction du nombre de cycles.....	63
Figure 2-32. . L'évolution du facteur d'amortissement en fonction du nombre de cycles.....	64
Figure 2-33. Evolution de la rigidité en fonction du nombre de cycles.....	65
Figure 2-34. Evolution des cycles d'hystérésis des stratifiés : a) élastique et b) viscoélastique	66
Figure 2-35. Evolution de l'énergie en fonction du nombre de cycles dans les composites élastiques et viscoélastiques.	66
Figure 2-36. Evolution du facteur d'amortissement en fonction du nombre de cycle pour des composites élastique et viscoélastique.	67

Figure 2-37. Evolution de la rigidité en fonction du nombre de cycles pour différents niveaux de chargement : a) stratifié élastique et b) stratifié viscoélastique	68
Figure 2-38. Courbe de Wöhler des composites élastique et viscoélastique.	69
Figure 2-39. Analyse des données d'émission acoustique: i) Amplitude/temps, ii) Analyse en Composantes Principales et iii) Chronologie d'apparition des différentes classes des composites : a) $[0]_{16}$ et b) $[0_8/NR]_{16}$	71
Figure 3-1. Exemple typique d'un cercle d'interpolation pour la méthode de Circle-Fitting.	75
Figure 3-2. Méthode de la bande passante : a) Exemple typique d'une FRF, b) Mesure à (-3 dB)	76
Figure 3-3. Analyse expérimentale: a) Dispositif expérimental, b) Epreuve encastree/libre	76
Figure 3-4. Découpe des éprouvettes unidirectionnelles de différentes orientations des fibres	77
Figure 3-5. Evolution de la fréquence en fonction de l'orientation des fibres pour les quatre premiers modes de vibration.....	79
Figure 3-6. Evolution du module de Young longitudinal en fonction la fréquence pour différentes orientations des fibres	79
Figure 3-7. <i>Variation des facteurs d'amortissement en fonction des fréquences pour différentes orientations de fibres : a) 0°, b) 15°, c) 30°, d) 45°, e) 60°, f) 75° et g) 90°</i>	81
Figure 3-8. Variation du facteur d'amortissement en fonction de l'orientation des fibres pour différentes fréquences.	82
Figure 3-9. Variation du facteur d'amortissement en fonction de la fréquence pour la couche viscoélastique en caoutchouc naturel (NR).	83

Figure 3-10. Evolution du module d'Young longitudinal en fonction de l'orientation des fibres des stratifiés élastique et viscoélastique pour les quatre premiers modes de vibration.	84
Figure 3-11. Variation du facteur d'amortissement en fonction de la fréquence pour des composites avec et sans couche viscoélastique et pour différentes orientations des fibres : a) 0°, b) 15°, c) 30°, d) 45°, e) 60°, f) 75° et g) 90°	86
Figure 3-12. Eprouvettes en composites stratifiées croisées Cr- θ	87
Figure 3-13. Effet de l'orientation des fibres sur les fréquences propres des composites stratifiés	88
Figure 3-14. Effet de l'orientation des fibres sur le module d'Young des composites stratifiés.....	89
Figure 3-15. Evolution du modules d'Young en fonction de la fréquence de vibration des composites stratifiés Cr- θ	89
Figure 3-16. Evolution du facteur d'amortissement en fonction de la fréquence pour les couples: a) Cr-0° et Cr-90°, b) Cr-15° et Cr-75°,c) Cr-30° et Cr-60° et d) Cr-45°	90
Figure 3-17. Variation du facteur d'amortissement en fonction des orientations des fibres pour cinq fréquences	91
Figure 3-18. Variation du module d'Young longitudinal E en fonction de la fréquence de vibration pour différentes orientation des fibres.....	93
Figure 3-19. Variation du facteur d'amortissement en fonction de la fréquence des stratifiés croisés élastiques et viscoélastiques pour différentes orientations : a) Cr-0° et Cr-90°, b) Cr-15° et Cr75°, c) Cr-30° et Cr-60° et d) Cr-45°	94
Figure 4-1. Géométrie de l'éprouvette.....	98
Figure 4-2. Shématisation d'un élément fini 2D.....	99

Figure 4-3. Déformées modales déduites de l'analyse des éléments finis.....	100
Figure 4-4 Démarche suivie pour le calcul du facteur d'amortissement	101
Figure 4-5. Modèle 2D d'une éprouvette en composite viscoélastique	103
Figure 4-6. Variation du facteur d'amortissement en fonction de la fréquence pour la couche viscoélastique en caoutchouc naturel (NR).	103
Figure 4-7. Variation des fréquences en fonction de l'orientation des fibres: comparaison entre les résultats expérimentaux et la modélisation	105
Figure 4-8. Variation des modules en fonction des fréquences pour différentes orientations des fibres: comparaison entre les résultats expérimentaux et la modélisation	105
Figure 4-9. Variation de la fréquence en fonction de l'orientation des fibres pour les stratifiés viscoélastiques : comparaison entre les résultats expérimentaux et la modélisation	106
Figure 4-10. Evolution du facteur d'amortissement en fonction de la fréquence pour différentes orientations : a) 0°, b) 15°, c) 30°, d) 45°, e) 60°, f) 75° et g) 90°	107
Figure 4-11. Evolution des énergie dissipées en fonction des orientations des fibres pour les six premiers modes.	109
Figure 4-12. Variation des modules en fonction de l'épaisseur de la couche viscoélastique pour différentes orientations des fibres et pour les six premiers modes.	111
Figure 4-13. Variation du module en fonction de la fréquence pour différentes épaisseurs de la couche viscoélastique d'un composite $[0]_8$	112
Figure 4-14. Variation du facteur d'amortissement en fonction de l'épaisseur de la couche viscoélastique pour les six premiers modes pour différentes orientations.....	113

Figure 4-15. Evolution du facteur d’amortissement en fonction de la fréquence pour différentes épaisseurs de la couche viscoélastique d’un composite $[0]_8$	114
Figure 4-16. Variation de la fréquence en fonction du module de Young de la couche viscoélastique pour les six premiers modes pour un composite viscoélastique à 0°	115
Figure 4-17. Variation du module de Young du composite total (E_T) en fonction du module de Young de la couche viscoélastique pour les six premiers modes pour un composite viscoélastique à 0°	115
Figure 4-18 Variation du facteur d’amortissement en fonction du module de Young de la couche viscoélastique pour les six premiers modes pour un composite viscoélastique à 0°	116
Figure 4-19 Variation du facteurs d’amortissement du composite en fonction de l’amortissement de la couche viscoélastique pour les six premiers modes de vibration.	117
Figure 5-1. Procédure expérimentale	121
Figure 5-2. Exemple typique de spectre du signal de sortie d’une éprouvette à fibres unidirectionnelles $[0]_8$	121
Figure 5-3. Courbes de résonances pour 11 niveaux d’excitation pour les 6 premiers modes de vibration des composites: a) stratifié élastique $[0]_8$ et b) stratifié viscoélastique $[0_4/NR]_s$	123
Figure 5-4. Courbes de résonances pour 11 niveaux d’excitation pour les 6 premiers modes de vibration des composites : a) stratifié élastique $[0_2/90_2]_s$ et b) stratifié viscoélastique $[0_2/90_2/NR]_s$	124
Figure 5-5. Evolution du décalage de la fréquence en fonction de la tension d’excitation des deux stratifiés élastique et viscoélastique pour les six premiers	

modes de vibration : a) Mode 1, b) Mode2, c) Mode 3, d) Mode4 , e) Mode5 et f) Mode6.....	126
Figure 5-6. Evolution du décalage du facteur d'amortissement en fonction de l'amplitude d'excitation des composites élastique et viscoélastique pour les six premiers modes de vibration : a) Mode 1, b) Mode2, c) Mode 3, d) Mode4 , e) Mode5 et f) Mode6.....	128
Figure 5-7. Comportement non linéaire classique	129
Figure 5-8. Comportement non linéaire hystéritique	130
Figure 5-9. Evolution du décalage de la fréquence en fonction de la déformation des stratifiés élastiques et viscoélastiques pour les six premiers modes : a) Mode 1, b) Mode2, c) Mode 3, d) Mode4 , e) Mode5 et f) Mode6.....	132
Figure 5-10. Evolution du décalage d'amortissement en fonction de la déformation des stratifiés élastique et viscoélastique pour les six premiers modes : a) Mode 1, b) Mode2, c) Mode 3, d) Mode4 , e) Mode5 et f) Mode6.....	134
Figure 5-11. Comparaison du paramètre non linéaire élastique (α_f) pour les six premiers modes des stratifiés $[0]_8$ et $[0_4/NR]_s$	135
Figure 5-12. Comparaison du paramètre non linéaire dissipatif (α_η) pour les six premiers modes de vibration des stratifiés $[0]_8$ et $[0_4/NR]_s$	136
Figure 5-13. Paramètres élastiques linéaire (f/f_0) et non linéaire (α_f/α_{f0}) des quatre séquences d'empilement pour les six premiers modes de vibration	137
Figure 5-14. Paramètres dissipatifs linéaire (η/η_0) et non linéaire ($\alpha_\eta/\alpha_{\eta_0}$) des quatre séquences d'empilement pour les six premiers modes de vibration	139

Liste des tableaux

Tableau 1-1. Caractéristiques mécaniques des composites à fibres naturelles étudiées [8].....	11
Tableau 1-2. Identification des signaux d'EA d'après Huguet et al.[43]	23
Tableau 2-1. Caractéristiques de la couche viscoélastique utilisée.....	34
Tableau 2-2. Propriétés du matériau stratifié unidirectionnel Lin / Greenpoxy.....	35
Tableau 2-3. Dimensions des éprouvettes pour les tests de traction	38
Tableau 2-4 Propriétés acoustiques des principaux mécanismes d'endommagements pour les composites à fibres naturelles de lin	44
Tableau 2-5. Formes d'onde typiques des cinq mécanismes d'endommagement	54
Tableau 2-6. Dimensions des éprouvettes pour les essais de flexion.....	55
Tableau 2-7. Les caractéristiques à la rupture des deux types de composites.....	58
Tableau 4-1. Rigidités réduites des composites unidirectionnels.....	98

Introduction générale

Les matériaux composites sont de plus en plus utilisés dans divers domaines d'application, tels que l'aéronautique, l'aérospatiale, le génie civil, le sport et les loisirs. Ils offrent la possibilité de réaliser des pièces de formes complexes, légères et aptes à remplir plusieurs fonctions. L'intérêt des préoccupations environnementales et écologiques de ces dernières années a entraîné le développement de composites issus de la biomasse ayant des performances mécaniques élevées. Les fibres naturelles se révèlent beaucoup plus intéressantes et peuvent parfois même remplacer certaines fibres synthétiques. Cependant, l'allègement des matériaux, couplé à une empreinte écologique de haute performance représente une des opportunités majeures de la création d'activité économique dans nos territoires. Ces matériaux valorisent les produits de l'agriculture locale en faisant développer des matériaux de hautes technologies, extrêmement légers et performants.

Dans toute conception de systèmes dynamiques, l'amortissement est un aspect primordial car il affecte de manière significative la propagation des vibrations. Actuellement, les préoccupations industrielles sont orientées vers des techniques passives pour améliorer les propriétés modales des matériaux sans ajouter de la masse. Plusieurs travaux ont été consacrés à évaluer l'effet de l'insertion d'une couche ou des patchs viscoélastiques sur la réponse vibratoire des structures. Il a été montré que le matériau viscoélastique possède un niveau de dissipation d'énergie très important. Par conséquent, il joue un rôle d'amortissement intéressant et améliore la réponse dynamique des structures. Ainsi, ce travail porte sur la mise en œuvre et l'étude du comportement mécanique et vibratoire des composites biosourcés incorporant un matériau fonctionnel viscoélastique. Les matériaux qui feront l'objet de cette étude sont constitués de fibres de lin et d'une matrice partiellement biosourcée pour le composite élastique et d'un noyau en caoutchouc naturel confiné entre deux stratifiés pour le composite viscoélastique. La couche du noyau viscoélastique joue un rôle d'amortissement important. Il s'agit d'un type d'amortissement où la structure exploite les propriétés d'amortissement de la couche en induisant une forte contrainte de cisaillement dans le matériau lors de son mouvement hors-plan. Ainsi, il est intéressant d'étudier le comportement d'un stratifié viscoélastique qui associe les propriétés mécaniques élevées d'un stratifié élastique et les propriétés modales d'un matériau viscoélastique.

Le premier chapitre propose une étude bibliographique où sont présentés les matériaux composites biosourcés. Il débute avec une présentation générale des différents types d'éco-

composites, ses différents constituants et les méthodes de mise en œuvre correspondantes. Une étude sur la caractérisation du comportement mécanique en statique, en fatigue et en vibration est aussi développée. L'analyse et le suivi de l'endommagement des composites lors d'une sollicitation sont également discutés. Dans la deuxième partie du chapitre, une revue sur l'intégration d'une couche viscoélastique dans des matériaux stratifiés est effectuée.

Le deuxième chapitre présente une caractérisation du comportement en statique et en fatigue des composites stratifiés élastiques et viscoélastiques renforcés par des fibres naturelles. Des stratifiés avec différentes séquences d'empilement ont été testés avec un chargement de traction monotone uni axial jusqu'à la rupture. Des composites unidirectionnels ont été testés en flexion trois-points en statique et en fatigue cyclique. Le comportement mécanique et l'activité acoustique des stratifiés élastiques et viscoélastiques ont été comparés. L'analyse des signaux d'émission acoustique (EA) et les observations macroscopiques et microscopiques ont permis d'identifier les principales signatures acoustiques caractéristiques des différents modes d'endommagement dans les deux types de matériaux. Ces résultats ont permis de mettre en évidence l'influence de l'intégration de la couche viscoélastique sur le comportement mécanique du composite ainsi que sur ses différents modes d'endommagements. La durabilité et la durée de vie des stratifiés élastiques et viscoélastiques ont été analysées à l'aide des essais de fatigue cyclique en flexion trois-points. Les effets de la couche viscoélastique sur les différentes propriétés en fatigue du stratifié élastique ont été étudiés au cours de cyclage.

Le troisième chapitre présente une analyse expérimentale du comportement vibratoire des composites stratifiés élastiques et viscoélastiques. Une analyse modale de vibrations en flexion avec excitation à l'aide d'un marteau d'impact a été réalisée sur des stratifiés constitués de plis unidirectionnels et des plis croisés. Cette étude permet de suivre l'évolution de la rigidité, des fréquences propres, et des facteurs d'amortissements pour les deux types de stratifiés. Ainsi, l'influence de la couche viscoélastique sur les propriétés modales du composite élastique a été mise en évidence.

Le quatrième chapitre présente une analyse numérique basée sur le calcul par éléments finis des composites stratifiés élastiques et viscoélastiques. Cette analyse permet de déterminer les fréquences propres, de visualiser les déformées modales ainsi que d'extraire les champs des contraintes et des déformations modales du modèle. Par la suite, l'évolution des facteurs d'amortissement en fonction des fréquences a été présentée. Les résultats numériques déduits

ont été comparés avec ceux obtenus expérimentalement. Dans un second temps, pour optimiser le comportement vibratoire de la structure en fonction des conditions de fonctionnement, une étude numérique paramétrique a été effectuée sur les stratifiés viscoélastiques. Cette étude a été réalisée en faisant varier l'orientation des fibres, l'épaisseur de la couche viscoélastique, son module d'Young, ainsi que son facteur d'amortissement.

Le cinquième chapitre présente une analyse du comportement vibratoire non linéaire des composites stratifiés élastiques et viscoélastiques. Suite à une série de tests avec des amplitudes de résonances croissantes, les variations des fréquences de résonance et des facteurs d'amortissement ont été évaluées. Les paramètres non linéaires élastiques et dissipatifs liés respectivement à la fréquence et à l'amortissement ont été déterminés pour les six premiers modes de vibration en flexion et pour des stratifiés élastiques et viscoélastiques. L'influence des séquences d'empilement et de l'orientation des fibres a été également étudiée. Finalement, les paramètres non linéaires élastiques et dissipatifs ont été comparés avec ceux obtenus par l'analyse en vibration linéaire des chapitres 3 et 4.

Enfin, les différents résultats obtenus sont discutés et synthétisés dans la conclusion générale, et des perspectives sont proposées.

Chapitre 1. Etude bibliographique

Résumé

Ce chapitre présente un état d'art sur les matériaux composites biosourcés. Il débute par une présentation générale de ce type d'éco-composites, ses différents constituants et les méthodes de mise en œuvre correspondantes. Une étude bibliographique sur le comportement mécanique en statique et en fatigue, accompagnée d'une identification des différents modes d'endommagements est développée. Dans la deuxième partie, l'accent est mis sur les différentes méthodes de caractérisation du comportement vibratoire des composites stratifiés. Finalement, les différentes méthodes actives et passives utilisées pour l'amélioration de l'amortissement des composites ont été présentées. Dans ce cadre, quelques travaux existants sur l'influence de l'intégration des couches viscoélastiques dans des matériaux stratifiés ont été discutés.

1.1. *Introduction*

En raison de problèmes d'environnement et de développement durable, ce siècle a connu de remarquables réalisations dans les technologies vertes et plus précisément dans le domaine de la science des matériaux, et ceci à travers le développement des bio-matériaux ou plus particulièrement les bio-composites.

En effet, le développement des composites à hautes performances et à base de ressources naturelles est en augmentation dans le monde entier. Le plus grand défi dans ce travail est la grande variation dans les propriétés et les caractéristiques des fibres naturelles qui sont influencées par un certain nombre de variables tels que le type des fibres, les conditions environnementales, leurs méthodes de traitement et toute modification de ces fibres. Récemment, plusieurs applications industrielles ont été élaborées avec des composites contenant des fibres naturelles et des matrices bio polymères.

Dans ce chapitre, les caractéristiques globales des fibres et des matrices utilisées dans les bio composites : leurs sources, leurs types, leurs structures, leurs compositions, ainsi que leurs propriétés mécaniques, ont été étudiées. Les méthodes de modification physiques (traitement corona et plasma) et chimiques (silane, alcalino-terreux, l'acétylation, l'accouplement malaté, et le traitement enzymatique) sont présentées.

D'autre part, les récents développements et les tendances des bio composites durant ces dernières années ont été examinés, et les méthodes de caractérisation mécanique en statique, en fatigue et en vibration sont exposées. Finalement, l'accent a été mis sur une revue bibliographique sur les méthodes actives et passives utilisées dans les matériaux afin d'améliorer leurs propriétés modales. Les travaux effectués sur l'intégration des éléments fonctionnels dans les composites ont été ainsi examinés.

1.2. *Matériaux composites*

Un matériau composite est un matériau composé de deux ou plusieurs matériaux assemblés à l'échelle macroscopique pour former un matériau hétérogène. L'avantage de ce type de matériau est qu'il combine les meilleures propriétés de chacun de ses constituants, ainsi, il possède des caractéristiques supérieures à celles de certain composant tout seul mais dans des directions particulières. Généralement, les matériaux composites sont des matériaux hétérogènes constitués par des fibres ayant des propriétés mécaniques très élevées et une matrice avec des propriétés mécaniques plus faibles.

Les préoccupations environnementales, le changement climatique et les ressources en combustibles fossiles limitées motivent les chercheurs à trouver des alternatives à constituants

naturels. Les bioplastiques offrent une contribution importante en réduisant la dépendance aux combustibles fossiles tout en respectant les règles environnementales. De plus, dans un souci de protection de l'environnement et de santé publique, les composites tendent à intégrer un caractère écologique. Les enjeux économiques liés à la gestion des structures en fin de vie, au recyclage, aux couts croissants des ressources fossiles et à leurs disparitions annoncées, montrent que l'utilisation des fibres naturelles constitue pour l'industrie du composite une solution d'avenir.

Les matériaux éco-composites peuvent être constitués selon différentes configurations [1]: soit à partir des fibres naturelles et une matrice polymère, soit à partir de fibres synthétiques et une matrice bio-polymère, soit un composite qui est 100% bio-sourcés, dont toutes ses composantes sont issues de la biomasse (matrice biopolymère renforcée par des fibres naturelles). La figure 1.1 présentée ci-dessous résume les différents types de composites biosourcés présents sur le marché.

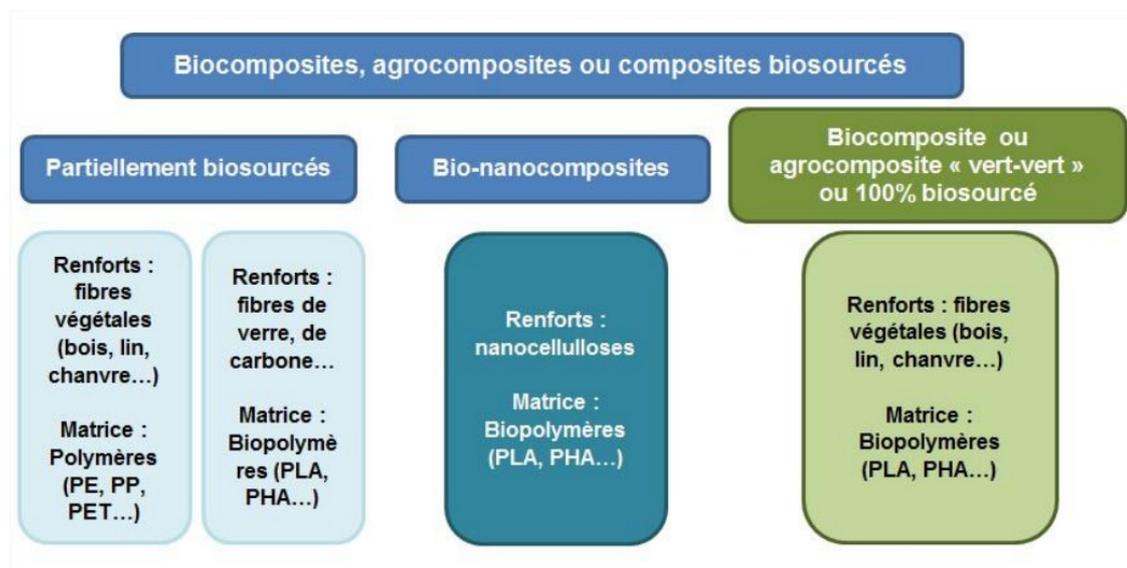


Figure 1-1. Les différents types de composites biosourcés

1.2.1. Différents types de fibres naturelles

Les fibres de verre représentent 95% du marché des composites. Leur production pour les composites est estimée à environ 250 000 T/an. Celle des fibres de carbone atteint 30 000 T/an et celle des fibres naturelles 40 000 T/an [2]. Ainsi, il existe un nombre important de types de fibres naturelles disponibles sur le marché, dont la figure 1.2 présente les plus répandues. Elles sont classées comme suit: les fibres libériennes (jute, le lin, le chanvre, la ramie et le kenaf), les fibres de feuilles (abaca, sisal et ananas), les fibres de semences (coco,

le coton et le kapok), l'herbe, les roseaux fibres (blé, maïs et riz) et tous les autres fibres (bois et racines...).

Ces fibres peuvent être classées selon leur origine végétale ou animale. La différence principale réside dans leur composition : Les fibres végétales sont le plus souvent composées de cellulose et les fibres animales sont le plus souvent composées de protéines.

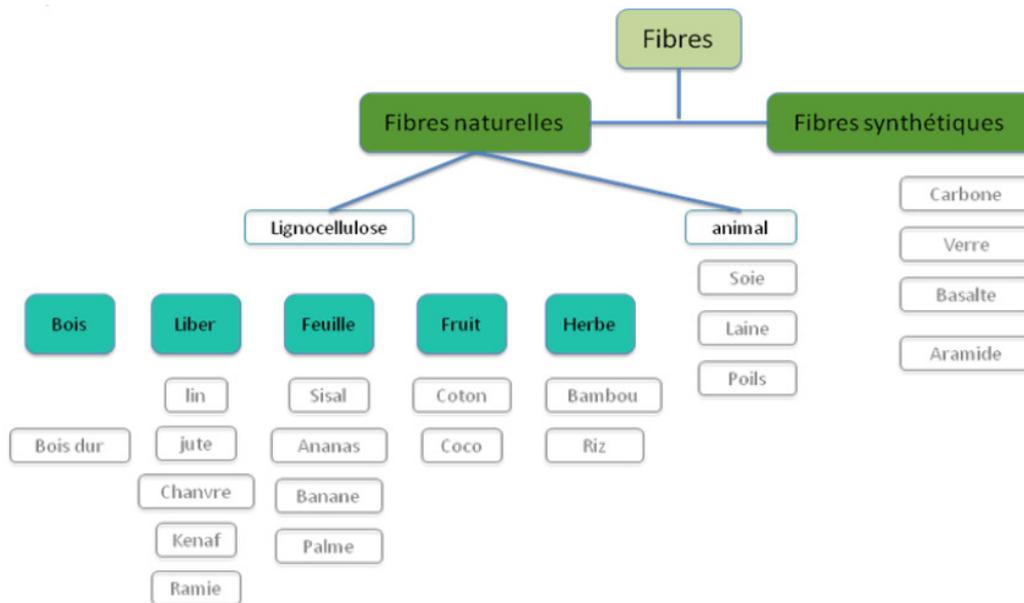


Figure 1-2. Types de fibres naturelles

Parmi les fibres naturelles les plus connues on peut trouver la fibre de lin (*Linum usitatissimum*), qui appartient aux fibres libériennes (figure 1.3). Elle est une des plus anciennes plantes à fibres du monde, qui est cultivée dans les régions tempérées. Le lin est très répandu en France. Il est le plus souvent utilisé dans les marchés du textile à plus forte valeur ajoutée. De nos jours, il est de plus en plus utilisé dans le domaine des matériaux composites.



Figure 1-3. Présentation de la fleur de lin

Les composites à fibres naturelles de lin ont été beaucoup étudiés durant ces dernières années. Les propriétés mécaniques en traction de ces fibres sont estimées en fonction de leurs diamètres et de leurs emplacements dans les tiges [3]. La large variabilité de ces propriétés est attribuée à la variation de la taille de la fibre le long de son axe longitudinal. Les valeurs les plus élevées des propriétés mécaniques des fibres issues du milieu de la tige sont associées à la composition chimique de leurs parois cellulaires. Les propriétés mécaniques des composites lin/époxy à fibres unidirectionnelles ont été étudiées dans des nombreux travaux. Les caractéristiques des composites lin/polyester ont été évalués avec et sans traitements chimiques pour étudier l'effet de ces traitements sur la qualité de l'interface fibre-matrice [3], [4]. La capacité d'absorption d'eau des composites ainsi que ses propriétés mécaniques classiques tels que la traction, flexion, cisaillement ont été rapportés dans les travaux d'Alix et al. [5], Abdulnasir et al. [6] et Akil et al. [7]. Ils ont montré que le comportement mécanique des composites à fibres naturelles est très différent de celui des composites classiques à fibres synthétiques. Ils ont montré aussi que ces éco-composites possèdent des caractéristiques mécaniques relativement élevées grâce à leurs faibles masses. Ces caractéristiques peuvent être encore améliorées par des traitements des fibres et/ou des interfaces.

Diverses recherches sur les composites lin/polypropylène ont été aussi effectuées. On trouve par exemple des études sur la comparaison entre les composites à fibres naturelles avec ceux à fibres synthétiques réalisées par Arbelaiz et al. [8]. En plus, l'influence de la modification des interfaces fibre/matrice et les composites hybrides lin/verre a été aussi discutée dans les travaux de Buttlar et al. [9] et ceux d'Oksman [10]. Ils ont présenté la faisabilité d'utiliser des composites renforcés par des fibres naturelles de lin dans l'industrie des carrosseries pour autobus. Les propriétés mécaniques en statique et dynamique du composite non-tissé à base de polypropylène renforcé par des fibres de lin ont été également étudiées en tenant compte de l'effet de l'agent de couplage de la Zéine par Jhon et Anandjiwala [11]. Ils ont montré que les composites contenant un agent de couplage de la Zéine possèdent des propriétés mécaniques améliorées comme le montre les résultats dans la figure 1.4. En effet, les valeurs des modules présentent une augmentation importante avec la couche d'agent de couplage.

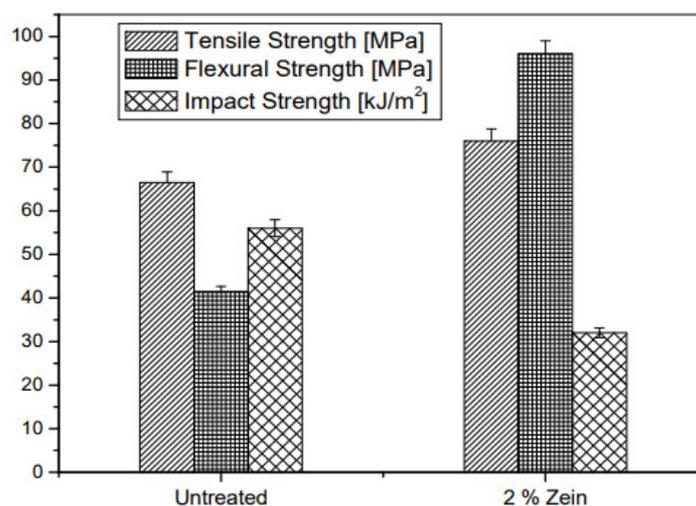


Figure 1-4. Effet de la modification chimique par l'agent de couplage Zéine sur les propriétés mécaniques de composite [11].

Une autre culture notable de fibres libériennes est le chanvre, qui appartient à la famille du cannabis. C'est une plante annuelle qui pousse dans les climats tempérés. Le chanvre est actuellement l'objet d'une subvention de l'Union Européenne pour l'agriculture non-alimentaire, et une initiative considérable actuellement en cours pour la poursuite du développement en Europe [12]. Les composites à fibres naturelles de chanvre ont été étudiés en utilisant différentes matrices : Les composites chanvre/polypropylène et chanvre/époxy ont été étudiés par Bourmaud et Baley [13] ainsi que par Santuli et Caruso [14] pour l'intérêt du recyclage. Ils ont montré que les composites renforcés par des fibres de chanvre possèdent des propriétés mécaniques très élevées.

On peut également citer les fibres de jute qui présentent actuellement les fibres libériennes avec un volume de production très élevé. Le Bangladesh, l'Inde et la Chine fournissent les meilleures conditions pour la croissance de jute. En tant que fibre végétale, le jute est peu adapté à la production de tissus pour l'habillement, à cause de sa trop forte teneur en lignine, bien que cela soit possible après traitement [15]. Par contre, les composites à fibres naturelles de jute possèdent des caractéristiques mécaniques élevées. Ainsi, ce type de composite est le concurrent principale des composites à fibres synthétiques comme il a été montré dans les travaux de Granato et Lucke [16].

1.2.2. Performances des fibres naturelles

Les performances des composites polymères renforcés par des fibres naturelles dépendent de plusieurs facteurs, tels que le type des fibres, leurs compositions chimiques, les dimensions

des cellules, les propriétés physiques, ainsi que la qualité d'adhésion des fibres avec la matrice [17].

Il y a plusieurs propriétés physiques qui sont importantes à connaître pour chaque fibre naturelle avant que la fibre puisse être utilisée pour atteindre son plus haut potentiel [18]. La qualité des fibres, leurs teneurs en cellulose et les angles d'hélice sont différents d'une fibre à l'autre. En effet, les fibres naturelles possèdent une microstructure très particulière [19]. Elles sont constituées d'un assemblage de différentes couches (cellulose, hémicellulose, lignines et pectines). Cette architecture est présentée dans la figure 1.5. Elle est l'origine des bonnes propriétés spécifiques des fibres végétales.

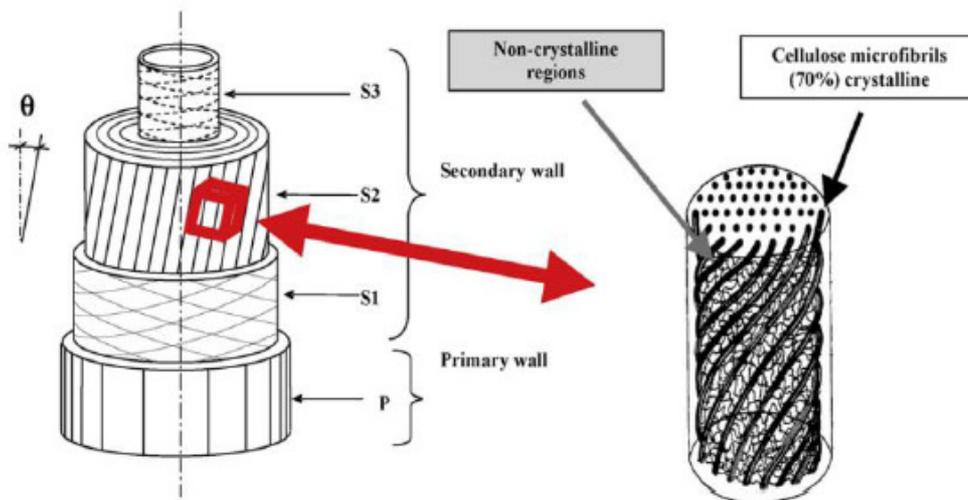


Figure 1-5. Structure d'une fibre naturelle d'après Yan et al. [5].

Faruk et al. [20] proposent une synthèse de la littérature concernant l'utilisation des fibres naturelles dans les composites. Ils ont présenté une comparaison des différentes caractéristiques mécaniques des composites à fibres naturelles étudiées durant ces dernières années (Tab.1.1). Monti [21] a construit un diagramme de choix des matériaux (Fig 1.6) en utilisant le logiciel 'CES'. Ce diagramme présente la rigidité spécifique en fonction de la résistance spécifique en termes de caractéristiques mécaniques relatives à la masse des matériaux. Les résultats donnés dans le tableau 1.1 et la figure 1.6 montrent que les fibres de chanvre et de lin présentent les meilleures caractéristiques mécaniques qui sont très comparables à celles des fibres synthétiques de verre. Etant données que les fibres de lin sont les plus répandues et disponibles en France [22], elles ont été choisies en tant que renfort pour les composites à étudier dans ce travail de thèse.

Tableau 1-1. Caractéristiques mécaniques des composites à fibres naturelles étudiées [8]

Fiber	Tensile strength (MPa)	Young's modulus (GPa)	Elongation at break (%)	Density [g/cm ³]
Abaca	400	12	3-10	1.5
Bagasse	290	17	-	1.25
Bamboo	140-230	11-17	-	0.6-1.1
Flax	345-1035	27.6	2.7-3.2	1.5
Hemp	690	70	1.6	1.48
Jute	393-773	26.5	1.5-1.8	1.3
Kenaf	930	53	1.6	-
Sisal	511-635	9.4-22	2.0-2.5	1.5
Ramie	560	24.5	2.5	1.5
Oil palm	248	3.2	25	0.7-1.55
Pineapple	400-627	1.44	14.5	0.8-1.6
Coir	175	4-6	30	1.2
Curaua	500-1150	11.8	3.7-4.3	1.4

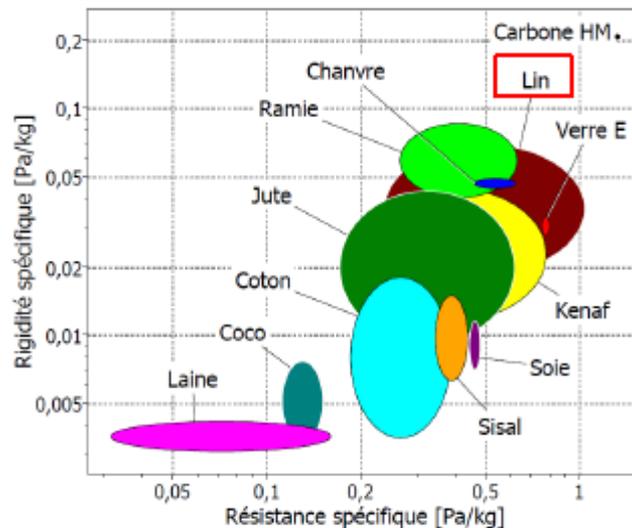


Figure 1-6. Diagramme de choix des matériaux à fibres naturelles [21].

1.2.3. Modifications des fibres naturelles

Les principaux inconvénients des fibres naturelles dans les composites sont la mauvaise compatibilité entre les fibres et la matrice, et la capacité élevée d'absorption de l'humidité de ces composants naturels [23]. Par conséquent, le traitement de ces fibres est considéré comme solution optimale pour la modification des propriétés de surface des fibres et donc une amélioration de l'adhérence fibre/matrice. Plusieurs méthodes physiques et chimiques peuvent être utilisées [20].

1.2.3.1. Méthodes Physiques

Les traitements physiques les plus connus des différentes fibres naturelles sont :

- Le traitement par effet Corona qui a été rapporté dans les travaux de Raghoubi et al. [24], et Pizzi et al. [25]. Il consiste à créer une décharge électrique entraînée par l'ionisation du milieu entourant un conducteur, elle se produit lorsque le potentiel électrique dépasse une valeur critique mais dont les conditions ne permettent pas la formation d'un arc. L'effet

Corona est utilisé à l'aide d'une électrode portée à haute tension, d'une contre-électrode au potentiel zéro et d'un diélectrique faisant office de barrière [24]. Son objectif est d'améliorer la tension ou l'énergie de surface du support traitée pour une meilleure adhésion de surface. Le traitement Corona est une des techniques les mieux appropriées pour l'activation de l'oxydation de surface. Ce processus modifie l'énergie de surface des fibres de cellulose. Il est utilisé pour l'amélioration de la compatibilisation entre des fibres hydrophiles et une matrice hydrophobe.

- Le deuxième traitement physique très utilisé pour les composites à fibres naturelles est le traitement par plasma. Il est similaire à un traitement par effet corona. Son principe consiste à placer les matériaux à traiter dans une chambre sous vide, dans laquelle on injecte un gaz comme l'argon ou l'oxygène, par exemple à une pression comprise entre 0.01 et 1 mbar. Par l'apport d'énergie sous la forme d'un champ électrique dont la fréquence peut varier du continu jusqu'aux fréquences micro-ondes, le gaz se décompose partiellement sous forme d'ions, d'électrons et de divers radicaux qui sont des molécules très réactives. c'est l'état de plasma. Ils peuvent réagir entre eux et aussi avec les surfaces environnantes des celles du matériau à traiter. Il en découle des réactions en surface qui conduisent à une modification fonctionnelle de celle-ci ; ces réactions dépendent bien sûr du gaz de procédé utilisé. Ce traitement a été appliqué sur les fibres de jute par Seki et al. [26] et de sisal par Faruk et al. [20]. L'analyse des résultats des essais mécaniques appliqués à ces matériaux traités ont montré que le traitement par plasma améliore l'adhésion fibre/matrice et par suite augmente les propriétés mécaniques du composite.

1.2.3.2. Méthodes chimiques

Les fibres de cellulose, qui sont fortement polarisées, sont intrinsèquement incompatibles avec des polymères hydrophobes en raison de leur nature hydrophile. Dans de nombreux cas, il est possible d'induire la compatibilité dans deux matières en introduisant un troisième matériau qui a les propriétés intermédiaires des deux autres. Il existe plusieurs mécanismes de couplage dans les matériaux, par exemple, les couches limites faibles, les couches déformables, les couches retenues, la mouillabilité, la liaison chimique, et l'effet de l'acide-base. L'élaboration d'une théorie définitive pour le mécanisme de collage au moyen d'agents de couplage dans les composites est un problème complexe. La théorie principale de la liaison chimique seule est insuffisante. Donc, l'examen d'autres concepts semble être nécessaire. Les modifications chimiques des fibres naturelles visant à l'amélioration de l'adhérence à l'intérieur de la matrice polymère à l'aide des produits chimiques différents ont été utilisés pour des matériaux éco-composites. Ceci afin d'améliorer leurs caractéristiques mécaniques

en améliorant l'adhésion des fibres avec les matrices polymères. Parmi les traitements les plus utilisés est le traitement au Silane. Il a été utilisé par Xu et al. [27] pour des fibres de kenaf et aussi par Jhon et Anndjiwala [11] et Alix et al. [28] pour des fibres de palmiers à huile et des fibres de lin. Le traitement alcalin a été utilisé par Baley et al. [29] pour des composites de sisal/époxy et pour des fibres de la feuille d'ananas avec la matrice PLA. Le traitement enzymatique [20] et l'acétylation [8] sont également des procédés de modification de la surface des fibres naturelles. Ils sont beaucoup utilisés pour rendre les fibres naturelles plus hydrophobes [20]. Les résultats bibliographiques cités précédemment ont montré que les composites renforcés par des fibres naturelles traitées présentent des propriétés mécaniques supérieures à celles des composites renforcés par des fibres non traitées. Les traitements chimiques améliorent les caractéristiques d'adhérence, grâce à une amélioration de la tension et de la rugosité de la surface d'interface. Ainsi, il a été approuvé que la modification de la surface de ces fibres aide de manière significative à améliorer les propriétés interfaciales des bio composites.

1.2.4. Les matrices utilisées pour les éco-composites

Le marché des polymères est dominé par les matières plastiques. Il présente environ 80% de la consommation des matériaux à base de ressources pétrolières non renouvelables. Les gouvernements, les entreprises et les scientifiques sont amenés à trouver une solution avec une matrice alternative à la matrice classique à base de pétrole. Ils mènent aussi des actions de sensibilisation du public à l'environnement, le changement climatique et les ressources en combustibles fossiles limitées. Ainsi, les plastiques d'origine biologique, qui se composent de ressources renouvelables, ont connu une renaissance au cours des dernières années. La figure 1.7 présente les différents types de matrices utilisées dans des composites renforcés par des fibres végétales.

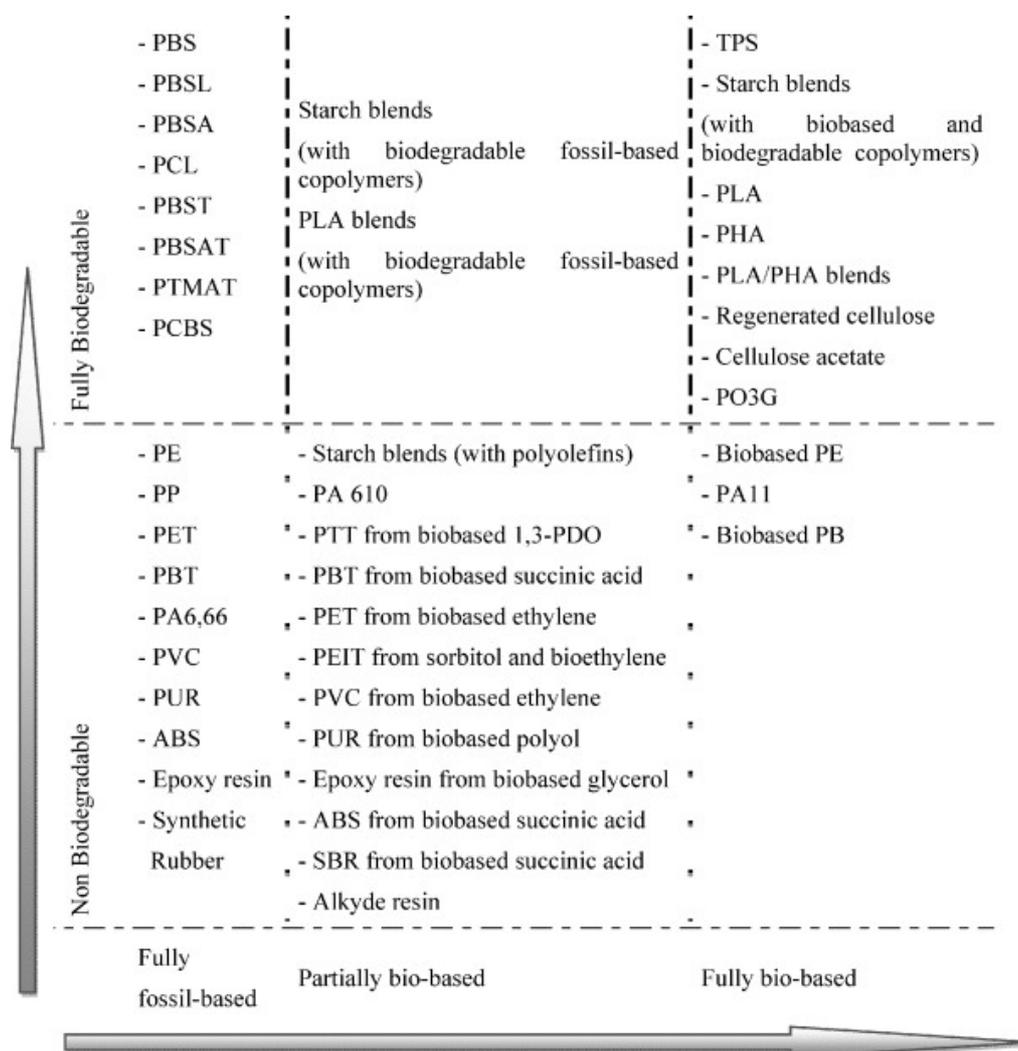


Figure 1-7. Matrices utilisées et leurs biodégradabilités [20]

1.2.5. Les technologies de transformation des éco-composites

Les technologies de transformation des matériaux composites peuvent se présenter sous différents procédés de fabrication, selon le type et l'architecture des fibres utilisées, le type de la résine, ainsi que sur les attentes prévues pour la structure finale. Cette partie présente les procédés les plus utilisés pour les éco-composites. La méthode de fabrication la plus répandue pour les composites à fibres naturelles est le moulage par compression. Son plus grand avantage est sa haute reproductibilité au cours d'un temps de cycle très court. Ce procédé de moulage a été beaucoup utilisé pour les composites jute/polypropylène par Chand et al. [30], où ils ont étudié le comportement à l'usure abrasive, l'adhérence interfaciale et la dégradabilité du matériau. Le moulage par injection permet de produire des composantes géométriques complexes avec des éléments fonctionnels de façon rapide et en grand nombre. Ce procédé assure un certain nombre d'avantages (économies d'échelle, déformation minimale, utilisation

de matériaux recyclés, etc...) en le comparant avec le moulage par compression. Cette technique a été utilisée par Beckermann et Pickering [31] pour des composites en Polypropylène avec des fibres de chanvre.

Le procédé d'extrusion a été largement utilisé par l'industrie des matières plastiques pour la production avec des granules mais aussi pour la production en continu de produits ou de composants semi-finis. Des extrudeuses à vis unique ou à bi-vis peuvent être utilisées pour ce processus. Le moulage par transfert de résine (RTM) est un procédé de transformation des thermodurcissables renforcés par des fibres naturelles [32]. Il est utilisé pour la production de composants en matériaux composites. Des composites de polyester à base des fibres de chanvre et de kenaf sont fabriqués en utilisant le moulage par transfert de résine (RTM) par Rouison et al. [33]. Il a été montré que ce procédé assure un mouillage très bon des fibres, un temps d'injection de résine qui augmente de façon spectaculaire avec des teneurs élevées de fibres, une température de moule constante qui est la clé pour obtenir un durcissement rapide et homogène du matériau. Dans ces travaux, le durcissement de la résine dans le moule a été également discuté.

1.3. *Comportement mécanique des composites*

1.3.1. *Caractérisation des composites en statique*

Le comportement mécanique des matériaux composites peut être étudié et déterminé théoriquement à l'aide de la théorie des stratifiés. Cette théorie est appliquée pour évaluer les caractéristiques mécaniques dans des essais en statique des matériaux composites et a fait l'objet de nombreux recherches : [34], [35] et [36].

Plusieurs essais expérimentaux peuvent être utilisés pour la caractérisation des composites en statique [37]. Les deux types d'essais les plus utilisés pour déterminer le comportement mécanique des matériaux composites sont la traction et la flexion. De nombreux travaux ont été effectués au laboratoire par Bezzazi et al. [38], Idriss et al. [39] et Hammami et al. [40] sur le comportement mécanique en traction et en flexion 3-points (Fig. 1.8) pour des différents composites ayant différentes séquences d'empilement.

Durant ces dernières années, de nombreux travaux sont consacrés à la caractérisation mécanique des composites à base de constituants naturels et plus particulièrement à celle des composites à fibres naturelles.

Les caractéristiques en statique des composites renforcés par des fibres de lin ont été étudiées dans de nombreuses études, on peut citer à titre d'exemple les travaux effectués au laboratoire de Monti et al. [21], et d'autres comme ceux de Poilane et al. [41] et Assarar et al. [42]. Ils ont

montré que ce type de composite possède des propriétés mécaniques relativement importantes grâce à leur faible densité. Leur comportement est non linéaire et très différent de celui des composites à fibres synthétiques. Cette différence est due à la morphologie des fibres naturelles de lin et plus précisément à la géométrie de la fibre unitaire. Une variabilité des caractéristiques mécaniques a été observée au niveau des résultats sur les composites en fibres de lin. Elle est principalement liée aux variations locales des propriétés des fibres naturelles.

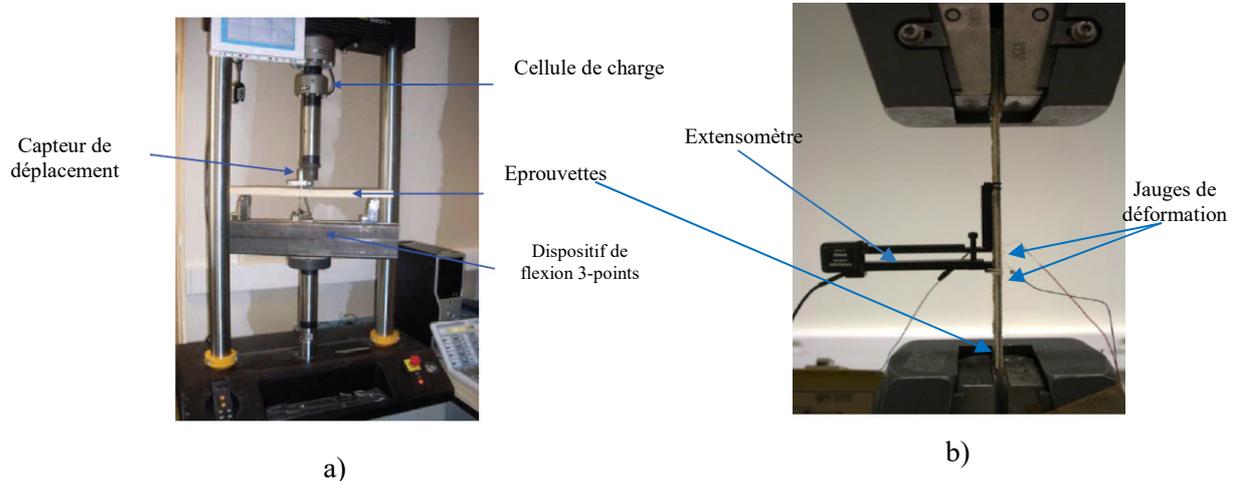


Figure 1-8. Caractérisation expérimentale des poutres composite: a) Essai de flexion 3-points, b) Essai de Traction.

1.3.2. Caractérisation des composites en fatigue

Dans le but de caractériser la durabilité et la durée de vie des matériaux, des essais de fatigue peuvent être effectués. Le phénomène de fatigue des composites est caractérisé par la rupture après un grand nombre de cycles de chargement ayant une amplitude inférieure à la charge à la rupture du composite en statique. En général, ces essais s'effectuent à l'aide d'un chargement sinusoïdal qui peut être réalisé soit par une charge imposée ou par un déplacement imposé.

La fatigue d'un matériau composite se caractérise par un endommagement localisé qui évolue progressivement sous un chargement monotone plus faible que sa résistance à la rupture observée en statique [43]. Les modes d'endommagement par fatigue des matériaux composites sont complexes. Ils se présentent généralement sous la forme d'une combinaison de différents mécanismes d'endommagement, tel que la fissuration matricielle, la rupture des fibres, le délaminage entre les couches, etc. [44]. Ainsi, l'évolution de l'endommagement en fatigue des composites est caractérisée par l'évolution de ses propriétés mécaniques au cours des cycles [45]. Plusieurs études ont été élaborées sur la caractérisation en fatigue des matériaux composites, dont on peut citer, Sliva et al. [46] [47], Dyer et al. [48], Rebiere [49],

Dody et al. [50] et Idriss et al. [35]. Ils ont proposé des études sur la dégradation de la rigidité au cours des cycles. Un exemple typique (Fig 1.9) de l'évolution de la rigidité en fonction du nombre de cycles a été présenté par Reifsnider et al. [51]. Les résultats ont montré que la variation obtenue peut se décomposer en trois zones. Une première zone avec une dégradation très rapide du matériau dès les premiers cycles qui est due à l'apparition de microfissurations. Une deuxième partie plus longue ou une chute progressive de la rigidité apparaît. Elle est associée au développement progressif des microfissures, et une troisième zone dans laquelle la rigidité diminue brusquement. Cette zone correspond à la rupture des fibres et ensuite la rupture totale de l'éprouvette.

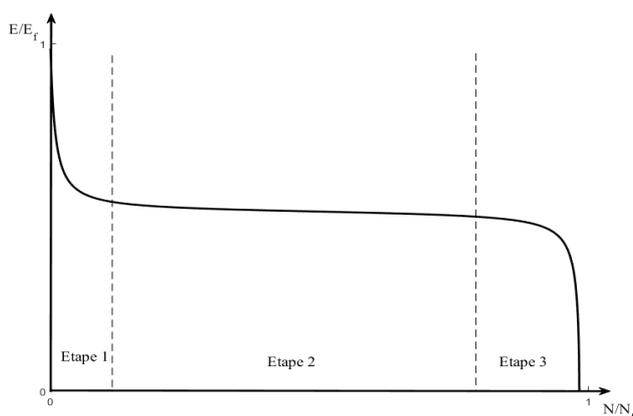


Figure 1-9. Exemple typique de l'évolution de la rigidité pour un matériau composite [51].

Dans les composites stratifiés, le comportement viscoélastique des composants joue un rôle très important au niveau de l'absorption et de la dissipation d'énergie [39]. Cette dissipation est indispensable pour l'analyse du comportement en fatigue cyclique des composites stratifiés. Le phénomène d'hystérésis au cours d'un cycle de fatigue se présente sous l'effet de retard de la réponse du matériau, ce qui évoque un trajet de déchargement différent de celui du chargement, ainsi une formation d'une boucle d'hystérésis. (Fig. 1.10).

L'aire intérieure de la courbe charge/déplacement d'un cycle correspond à l'énergie dissipée E_d . L'aire sous la partie supérieure de la boucle présente l'énergie de déformation E_p . L'amortissement en fatigue de la structure peut être ainsi défini par le rapport des deux énergies et présenté par l'équation 1.1. Les évolutions des énergies et de l'amortissement peuvent être utilisées comme indicateurs de l'évolution de l'endommagement au cours de la fatigue des composites [35], [40].

$$\eta = \frac{E_d}{2\pi E_p} \quad (1.1)$$

Dans le cadre du comportement en fatigue des matériaux composites biosourcés, Monti et al. [21], Yan et al. [52], et Liang et al. [53] ont mené des essais en traction des composites à fibres de lin. Ils ont montré que le comportement en fatigue de ce composite est similaire à celui des composites à fibres synthétiques [53]. En effet, l'évolution de la rigidité se présente également en trois phases ce qui est conforme à ce qui est présenté dans la figure 1.9.

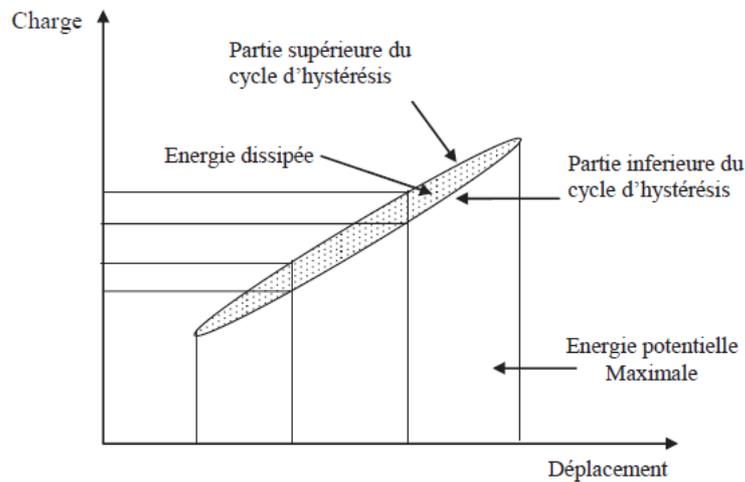


Figure 1-10. Energie dissipée et énergie potentielle maximale au cours du cyclage.

L'endommagement dans les matériaux composites est un processus irréversible. Il est présenté par l'apparition d'un ou plusieurs défauts locaux [54]. Les mécanismes d'endommagement sont toujours les mêmes pour les matériaux composites contrairement aux matériaux métalliques dont l'endommagement dépend du chargement imposé [55].

Dans les composites stratifiés, il n'existe pas de mode d'endommagement unique, mais on trouve différents types de dégradations dont chacun est caractérisé par sa nature et son mode de développement spécifique. Payan [56] a étudié dans ses travaux de thèse les différents modes d'endommagements présents dans les composites stratifiés. La figure 1.11 illustre les mécanismes obtenus lors d'une sollicitation d'un tel matériau, qui à cause de son hétérogénéité, il peut être endommagé au niveau de la matrice, des fibres et encore des interfaces (fibre/matrice ou entre les différentes couche du stratifié). Les principaux mécanismes d'endommagement des composites stratifiés sont la fissuration matricielle, la décohésion fibre/matrice, le délaminage, le flambage des fibres et la rupture des fibres [43], [57].

La fissuration matricielle et la décohésion fibre/matrice sont parmi les modes de dégradation qui apparaissent en premier lors d'un faible niveau de sollicitation, elles sont dues à la faible résistance de la matrice et à la qualité d'adhésion entre les fibres et la matrice. Elles se présentent sous la forme de fissures traversant toute l'épaisseur des couches. Généralement,

dans les structures composites, les contraintes subies dans le plan du stratifié provoquent tout d'abord des fissurations matricielles, pendant lesquelles, une couche se détériore par la contrainte résultante en traction dans une direction perpendiculaire à celle des fibres. Ainsi, une décohésion se produit au niveau de l'interface fibre/matrice.

Le délaminage est un autre type d'endommagement caractérisé par une décohésion ou un décollement qui se produit au niveau de l'interface de deux couches ayant généralement différentes orientations de fibres. Il est provoqué par des contraintes inter laminaires qui sont induites par la discontinuité des propriétés mécaniques entre les différentes couches délaminées [58]. Ce type de dégradation diminue d'une façon significative la stabilité en compression de la structure stratifiée. Ainsi, le matériau sollicité peut subir un flambage entraînant la propagation des délaminages ce qui conduit à sa rupture finale.

La rupture des fibres est le type d'endommagement qui entraîne souvent la rupture totale de l'éprouvette. En effet, les contraintes conduisant à la rupture de fibres sont plus élevées que celles provoquant tous les autres modes de dégradation d'un composite stratifié. Ce mécanisme est généralement provoqué par une rupture en traction, un micro-flambage par compression, ou une combinaison des deux.

Les modes de dégradation décrits ci-dessus apparaissent à différentes échelles microscopique et macroscopique [56]. La figure 1.12 présente le niveau d'apparition de chaque mode de dégradation. En effet, lors d'une sollicitation, la matrice et l'interface entre les fibres et la matrice sont les premiers qui commencent à s'endommager. Ces défauts sont observés à l'échelle microscopique. Par la suite, l'endommagement change d'échelle et devient plus important. Dans cette phase, les micros défauts se rejoignent et peuvent causer des fissurations transverses, des délaminages et aussi des ruptures des fibres. On parle ainsi de défauts visibles à l'échelle macroscopique.

En effet, la présence des différents modes d'endommagements dans la structure dépend du type de la sollicitation, de l'orientation des fibres par rapport à la direction de la sollicitation et aussi de la fraction volumique des fibres dans le matériau [59].

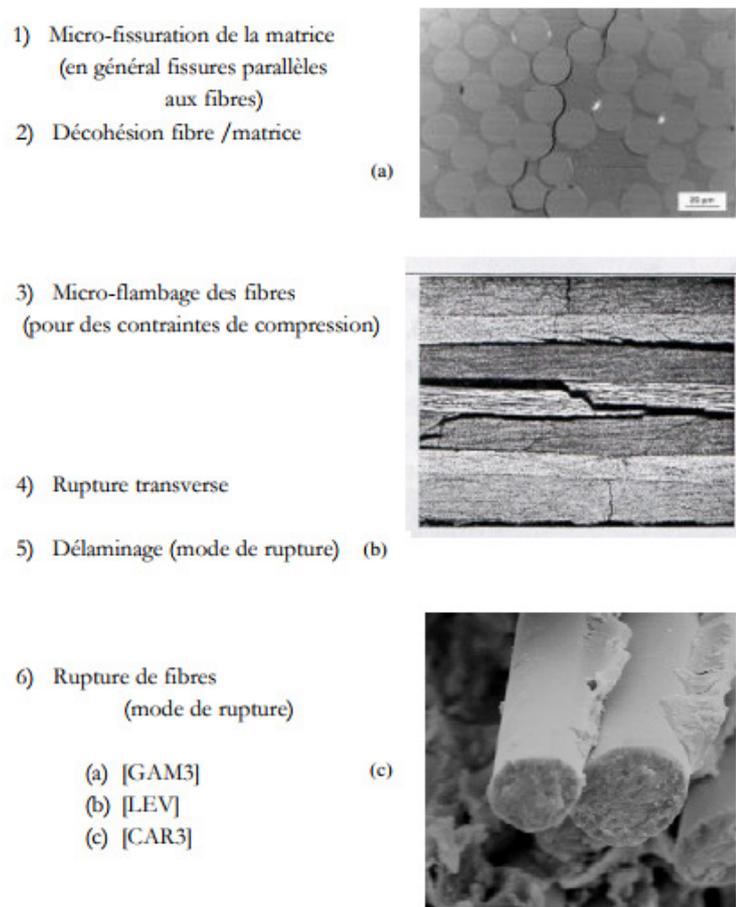


Figure 1-11. Les différents modes d'endommagements présents dans un composite stratifié d'après Payan [56].

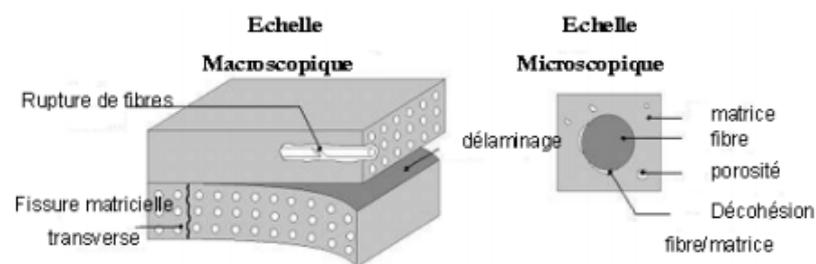


Figure 1-12. Echelles d'apparition des modes d'endommagements d'après Mercier [60].

1.3.3. Analyse de l'endommagement

L'endommagement des matériaux commence dès l'apparition de micro-défauts locaux. Dans les composites, les endommagements détectés se développent lorsque la sollicitation atteint la limite de rupture de l'un des composants ou celle de l'interface pour conduire à la rupture

totale du matériau. La propagation de l'endommagement peut être suivie lors des essais mécaniques par la technique d'Emission Acoustique (EA) [61]. Cette technique est utilisée aussi dans le cadre du Contrôle Non Destructif des matériaux (CND). Elle est basée sur la propagation des ondes dans les matériaux [62]. En effet, lorsque la structure étudiée subit une sollicitation, la matière se déforme, il se crée ainsi des ondes élastiques transitoires [63]. Ces ondes peuvent être créées à partir de différents mécanismes d'endommagements appelés sources d'EA [64]. Ces sources peuvent être des mouvements des dislocations, de la transformation de phase, et aussi de la création et la croissance de fissures [65]. En effet, les ondes recueillies par les capteurs piézoélectriques passent par des préamplificateurs et des filtres et se sont converties en signaux électriques. Cette technique enregistre les différents signaux détectés lors des essais mécaniques, et ignore tous les bruits et les défauts qui n'évoluent pas lors de la sollicitation de la structure [66]. Son principe est présenté sur la figure 1.13.

Les signaux d'EA dépendent de plusieurs paramètres calculés par le système d'acquisition. L'amplitude du signal est mesurée par ce système pendant que les autres paramètres sont déterminés à partir de la forme d'onde du signal et dépendent du seuil de l'amplitude défini par l'opérateur avant l'essai. La dernière étape consiste au post traitement des données d'EA réalisé pour identifier et classer les différents mécanismes d'endommagements. L'analyse et le classement des signaux d'EA sont effectués dans les travaux de Huguet [67]. Il a utilisé l'EA pour suivre l'évolution de l'endommagement des composites verre/epoxy et verre/polyester lors des essais de traction. Pour ceci, il a utilisé une méthode de k-moyenne où il a considéré cinq paramètres : l'amplitude, le temps de montée, la durée, l'énergie et le nombre de coups au pic. Ses travaux ont permis d'identifier quatre types de signaux associés chacun à un mode d'endommagement bien défini. Les principales caractéristiques de chaque signal sont présentées dans le tableau 1.2.

Une autre méthode pour la caractérisation des composites et l'identification des modes d'endommagements est l'observation microscope. Cette méthode consiste à l'étude de la microstructure du matériau. Monti et al. [68] et Hammami et al. [40] ont utilisé cette méthode à l'aide d'un Microscope Electronique à Balayage (MEB) pour la caractérisation de leurs composites. Ils ont étudié des échantillons sains pour se renseigner sur la disposition des fibres et de la matrice, ainsi que sur les défauts résultants de la fabrication tels que la présence de porosité, des défauts d'interfaces, etc. Ils ont également étudiés des faciès de rupture pour la visualisation des différents mécanismes d'endommagement en se basant sur les résultats obtenus de l'émission acoustique.

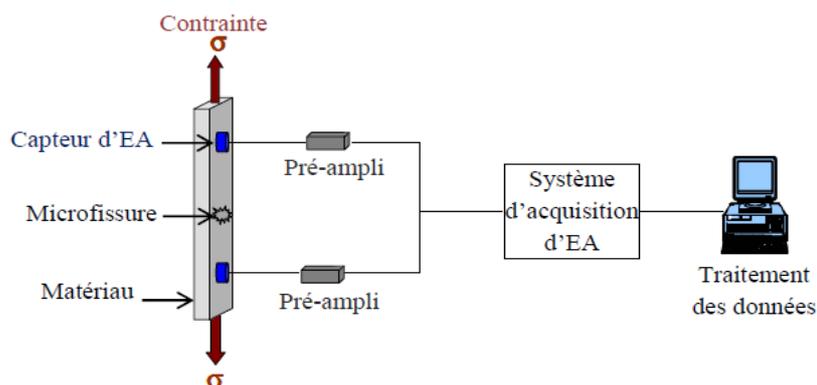


Figure 1-13. Suivi de l'endommagement par émission acoustique [66].

Tableau 1-2. Identification des signaux d'EA d'après Huguet et al. [67].

	Amplitude	Temps de montée	Durée du signal	Décroissance du signal	Type du signal	Forme du signal
Fissuration matricielle (Type A)	~50-70	Moyen	Moyenne	Lente	Résonnant	
Décohésion (Type B)	~55-80	Court	Moyenne	Courte	Impulsionnel	
Rupture de Fibres (Type C)	~70-100	Court	Courte	Courte	Impulsionnel	
Délaminage (Type D)	~55-70	Lent	Très longue	Lente	Résonnant	

1.3.4. Comportement mécanique en vibration

La connaissance des propriétés vibratoires est un facteur essentiel pour la caractérisation du matériau et la détermination de son domaine d'application. Le comportement en vibration des matériaux composites stratifiés peut être étudié en effectuant une analyse analytique, numérique ou expérimentale. Parmi les premières méthodes utilisées pour la détermination des propriétés modales des matériaux, on peut citer la méthode de Raileigh. C'est une méthode d'approximation analytique permettant d'estimer les fréquences propres en utilisant les énergies potentielles et cinétiques maximales, ceci en utilisant les fonctions de la vibration des poutres en tant que fonction de déplacement transverse. Les premières études ont été effectuées par Warbuton et al. [69] sur des plaques isotropes. Ensuite Hearmon et al. [70] ont développé cette méthode pour une étude de vibration transverse de plaques orthotropes. Une

analyse de l'influence d'un chargement en membrane a été aussi réalisée à l'aide de la méthode de Raileigh par Dickmon et al. [71].

Des analyses numériques par éléments finis en utilisant différents logiciels de modélisation numérique peuvent être aussi réalisées dans le but de déterminer les propriétés dynamiques des matériaux. La modélisation par éléments finis est beaucoup utilisée dans le cas des études paramétriques grâce à son temps de calcul très court en le comparant avec celui des études expérimentales. Idriss [35], Assarar [34] et Monti [21] ont utilisé le code de calcul 'Abaqus' pour la caractérisation vibratoire des poutres de leurs composites en une configuration encastré/libre. Hammami et al. [40] ont utilisé le logiciel de calcul 'MSC Nastran' pour une analyse modale d'éprouvettes composites endommagées par délaminage.

Plusieurs essais expérimentaux ont été également utilisés pour la caractérisation du comportement vibratoire des composites en appliquant des excitations par impact, soit à l'aide d'un marteau d'impact ou en utilisant un pot vibrant. La figure 1.14 présente un exemple typique d'un tel dispositif expérimental présenté par Assarar et al. [34]. Dans ce cadre, plusieurs recherches ont été menées afin de caractériser les composites renforcés par des fibres synthétiques de verre et de carbone [34], [72], [73] [74] ou encore par des fibres naturelles de lin, de jute, de chanvre, etc [21], [42], [75].

Parbhakaran et al. [76], Duc et al. [77] et Monti [21] ont évalué les caractéristiques vibratoires et acoustiques des composites renforcés par des fibres naturelles de lin. Ils ont montré que les composites en fibres de lin présentent des propriétés modales très élevées comparées à celles des composites à fibres synthétiques. Il a été aussi montré que les valeurs élevées des caractéristique vibratoires des éco-composites sont induites par les propriétés intrinsèques des fibres naturelles et essentiellement par leur morphologie particulière.

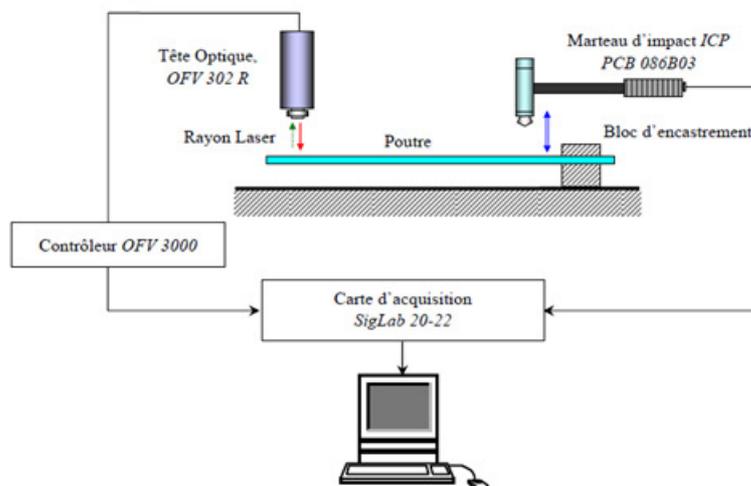


Figure 1-14. Procédure expérimentale de vibration par impact [34].

1.4. Méthodes d'amélioration du comportement vibratoire des stratifiés

Les performances des matériaux stratifiés en vibration peuvent être présentées par les valeurs des fréquences propres et ceux des facteurs d'amortissement correspondants [78], [79], [80]. En effet, connaissant les fréquences propres d'une structure, le concepteur est capable de fixer son choix sur les caractéristiques du stratifié permettant d'éviter les fréquences naturelles de service dans la structure étudiée. D'autre part, les facteurs d'amortissement permettent de déterminer le taux d'amortissement du matériau, et par conséquent de réduire les amplitudes de vibrations. Les vibrations en flexion dans des matériaux stratifiés peuvent être réduites par l'application d'une couche d'un matériau amortissant qui est contraint par une deuxième couche de support. Ce type de matériaux inclut la diminution des assemblages et entraîne une diminution importante de l'amortissement intrinsèque des structures. Tout en utilisant des matériaux légers et rigides, les stratifiés transmettent les vibrations avec un facteur d'amplification élevé. Ainsi, plusieurs travaux s'intéressent à l'augmentation de l'amortissement des structures stratifiés qui peut être amélioré par plusieurs méthodes : actives ou passives.

1.4.1. Méthodes actives

L'amortissement actif est un amortissement créé ou forcé par le concepteur. Il peut être apporté en utilisant des matériaux piézoélectriques. Ce type de matériaux joue le rôle de capteurs pour le contrôle des vibrations. Pour se faire, une couche d'un matériau piézoélectrique peut être collée sur la structure. En effet, lorsque la structure subit une contrainte, la déformation de la couche piézoélectrique produit un signal électrique ou ce signal peut être transmis également à la couche piézoélectrique pour générer une force ou un moment afin de contrôler les vibrations. Cette méthode d'amortissement actif présente l'inconvénient du besoin d'apport extérieur d'énergie.

1.4.2. Méthodes passives

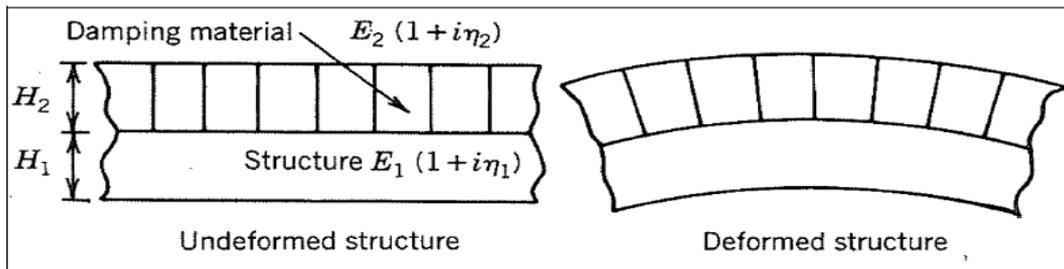
L'amortissement passif ne nécessite pas d'énergie extérieure, il est induit par un matériau qui possède des propriétés dissipatives, comme les matériaux viscoélastiques. Un matériau viscoélastique possède à la fois un caractère visqueux et élastique. En effet, lorsqu'un matériau viscoélastique subit une sollicitation ou une contrainte, il conserve une partie de l'énergie reçue et dissipe le reste sous forme de chaleur. Ensuite, lorsque la contrainte devient nulle, la partie de la déformation subie est restituée par l'énergie déjà emmagasinée. La capacité des matériaux viscoélastiques à dissiper l'énergie fait de ce type de matériau un bon élément d'amortissement dans de nombreux secteurs de l'industrie. En effet, lorsqu'un matériau viscoélastique est collé sur une plaque, il dissipe de l'énergie par traction-compression [81] et [82]. Ainsi, plusieurs travaux

ont été réalisés sur des structures sandwichs, non pas seulement pour avoir un rapport rigidité/masse intéressant, mais surtout pour améliorer l'amortissement de la structure étudiée. L'âme du sandwich dans ce cas est un matériau viscoélastique, qui apporte un amortissement passif grâce à sa déformation en cisaillement. L'amortissement passif induit par l'intégration d'une couche viscoélastique entre deux couches élastiques a été étudié par Kerwin [83]. Cette méthode a été ensuite développée par Nashif et al. [82] qui ont utilisé une couche viscoélastique contrainte par une autre couche rigide (Fig 1.15). Ainsi, il a été montré que l'ajout de la couche contrainte permet d'augmenter la capacité de dissipation d'énergie de la couche viscoélastique. En effet, une plaque collée sur la couche viscoélastique permet de la déformer en cisaillement; et par la suite elle forcera tous les points de cette couche à travailler (Fig 1.15a), et non pas que les zones aux voisinages des faces extérieures (Fig 1.15b).

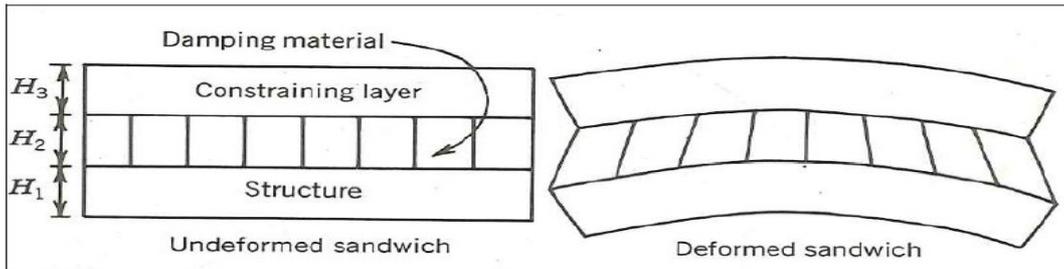
Cai et al. [78] et Granger et Ross [84] ont optimisé la méthode de la couche contrainte via l'utilisation de couches viscoélastiques disposées sur une portion de la plaque à amortir et contraintes par une couche élastique. La figure 1.16 présente le principe d'un amortissement passif local et contraint par des couches élastiques. Ce principe a été récemment utilisé par Fotsing et al. [85], Horel [86] et Piollet et al. [87] afin d'amortir des structures sandwichs par l'insertion d'une couche viscoélastique au niveau des peaux en composites des poutres sandwichs (Fig 1.17). Les résultats ont montré que lors des vibrations des poutres, la couche viscoélastique est sollicitée en cisaillement, et par suite, elle dissipe de l'énergie vibratoire. Le principal intérêt de cette solution est qu'elle permet d'améliorer l'amortissement de la structure par l'ajout d'une faible masse.

Khalfi [88] a utilisé cette méthode en disposant des patches viscoélastiques sur une plaque sandwich. Il a montré l'importance du choix de la disposition de ces patches dans les zones soumises au cisaillement maximal pour aboutir à un meilleur amortissement (Fig 1.18). Yang et al. [89] ont étudié aussi l'amortissement d'une structure sandwich contenant différentes épaisseurs de couche viscoélastique (Fig 1.19)

Certains travaux tels que ceux de Huang et al. [90] et Lam [91] ont combiné entre l'amélioration des propriétés modales des structures par à la fois un amortissement actif et passif, ceci en utilisant une couche viscoélastique qui est contrainte par une couche piézoélectrique. L'ajout d'amortissement à des structures stratifiées est donc en plein développement. L'intégration d'une couche viscoélastique naturelle entre deux peaux composites élastiques sera parmi les objets de cette étude.



a)



b)

Figure 1-15. Déformation de la couche viscoélastique : a) cas de couche non contrainte, b) cas de couche contrainte [82].

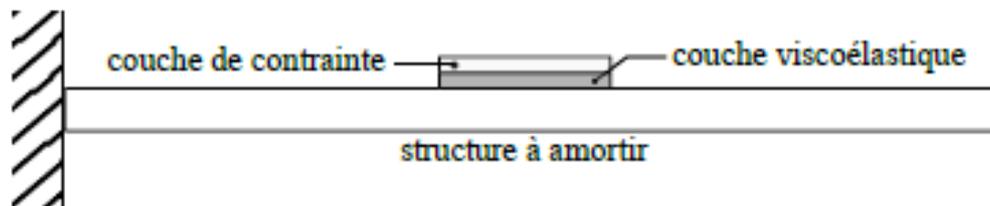


Figure 1-16. Exemple d'un amortissement passif local développé par Cai et al. [78].

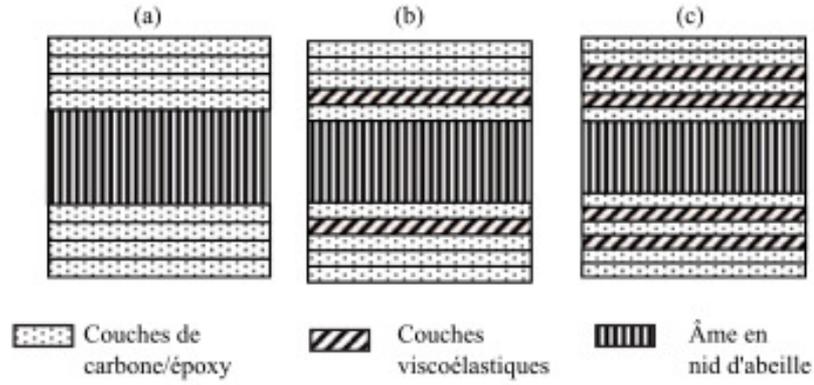


Figure 1-17. Insertion de couches viscoélastiques entre les couches des peaux de poutres sandwichs d’après Fotsing et al. [85].

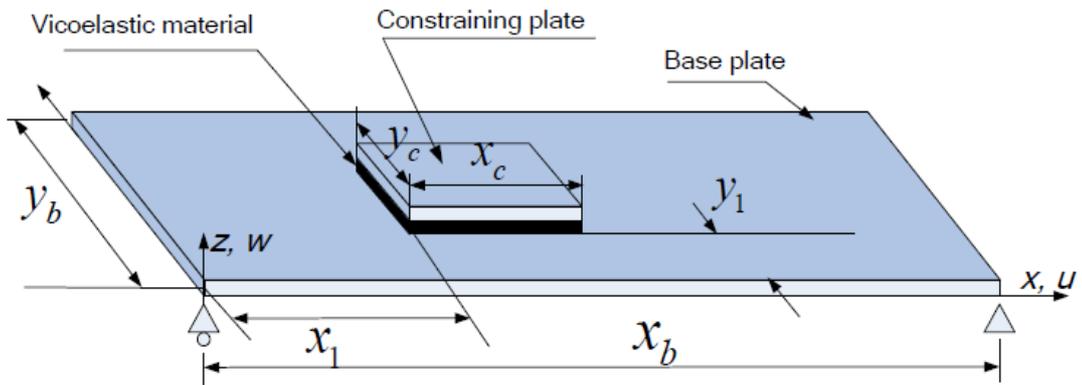


Figure 1-18. Modèle d'une couche viscoélastique contrainte sur une portion d'une plaque sandwich utilisée par Khalfi [88].

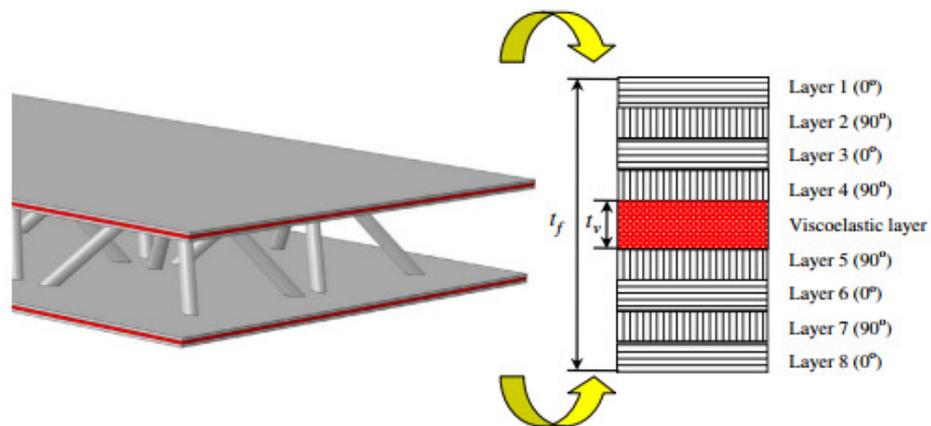


Figure 1-19. Modèle d'une structure sandwich avec une couche viscoélastique insérée au niveau des peaux [89].

1.5. *Conclusion et position du problème*

Pour faire valoir ces atouts et atteindre ces objectifs, l'industrie des matériaux composites doit mieux intégrer dans sa stratégie de croissance la composante environnementale du développement durable. C'est pour cela que les composites à fibres naturelles ont attiré l'attention de plusieurs chercheurs et industriels dans le but de faire des recherches aboutissant à la substitution des fibres synthétiques notamment les fibres de verre.

Ces matériaux innovants se présentent sous forme de plusieurs types dont chacun présente des caractéristiques différentes, nécessite une méthode de fabrication et il peut servir dans des domaines d'application bien spécifiés.

Les nouvelles recherches ont montré que les composites biosourcés présentent de nombreux avantages tels que leur faible densité, leur biodégradabilité et leurs propriétés mécaniques spécifiques relativement élevées. Bien que ces biocomposites ont atteint aujourd'hui un certain niveau de performances mécaniques et surtout vibratoires, de nouveaux travaux dans ce domaine, tendent à l'amélioration et l'optimisation de leurs propriétés modales. En effet, l'intégration d'une couche viscoélastique dans la structure à amortir est une méthode efficace et très utilisée pour améliorer le comportement vibratoire du matériau. Ainsi, cette revue de la littérature montre qu'il existe peu de travaux sur le comportement des composites stratifiés incorporant des matériaux viscoélastiques, et à notre connaissance, pas de travaux sur ceux à constituants naturels avec couche viscoélastique. Ainsi, notre contribution s'intéresse à l'étude du comportement mécanique et vibratoire d'un composite stratifié biosourcé incorporant une couche viscoélastique naturelle. Les matériaux étudiés sont donc des stratifiés élastiques en composite lin/greenpoxy et des stratifiés viscoélastiques composés d'un noyau viscoélastique en caoutchouc naturel confiné entre deux couches en composite lin/greenpoxy. Les deux stratifiés ont été caractérisés expérimentalement en statique, en fatigue et en vibration linéaire et non linéaire.

Dans un premier temps, les stratifiés élastiques et viscoélastiques sont fabriqués par moulage au contact. Différentes orientations de fibres et différentes séquences d'empilement sont étudiées.

Dans un second temps, les différents stratifiés sont testés expérimentalement à l'aide des essais de traction uni-axiale et de flexion trois-points en statique et en fatigue cyclique. Le comportement mécanique et la durée de vie des composites sont analysés et comparés. Les différents essais sont suivis par Emission Acoustique (EA) permettant d'identifier et de suivre

l'évolution des différents mécanismes d'endommagement au cours de la sollicitation des stratifiés.

Ensuite, une analyse modale expérimentale avec excitation par impact, et une analyse numérique en utilisant le code de calcul 'MSC-Nastran', sont effectuées pour étudier les vibrations des différents stratifiés. Ainsi, les fréquences, les rigidités et les facteurs d'amortissement sont évalués et comparés pour les différents stratifiés. L'effet de la couche viscoélastique sur les propriétés modales du composite est ainsi mis en évidence.

Une analyse paramétrique est par la suite effectuée pour les stratifiés viscoélastiques dans le but d'optimiser le comportement vibratoire du composite en fonction des conditions de fonctionnement. Cette étude est réalisée en faisant varier l'orientation des fibres, l'épaisseur, le module d'Young, ainsi que le facteur d'amortissement de la couche viscoélastique.

Finalement, des essais de résonance non linéaires sont réalisés sur les différents stratifiés en utilisant un pot vibrant qui génère une excitation sinusoïdale de fréquence variable et à niveaux d'amplitudes croissants. Les paramètres non linéaires élastiques et dissipatifs sont évalués et leurs sensibilités au comportement viscoélastique des stratifiés élastiques et viscoélastiques sont comparées.

Chapitre 2. Comportement mécanique des composites stratifiés élastiques et viscoélastiques

Résumé

Ce chapitre est consacré à l'analyse du comportement mécanique en statique et en fatigue des composites biosourcés stratifiés et stratifiés viscoélastiques.

Le chapitre présente dans un premier temps une analyse de l'effet de la séquence d'empilement sur le comportement mécanique en traction de ces matériaux. Ensuite des essais de flexion trois-points en statique et en fatigue cyclique ont été réalisés sur des éprouvettes unidirectionnelles. Le comportement mécanique et l'activité acoustique des différents composites étudiés ont été suivis et analysés dans un deuxième temps. L'analyse des signaux d'émission acoustique (EA) et les observations microscopiques ont permis d'identifier les principaux signaux acoustiques des différents modes d'endommagement dans chaque type de composites. Ces résultats ont permis de mettre en évidence l'influence de l'intégration de la couche viscoélastique sur le comportement mécanique des stratifiés. La durabilité des composites stratifiés élastiques et viscoélastiques a été étudiée dans le cas des essais de fatigue en flexion trois-points. Les effets de la couche viscoélastique sur la rigidité, les boucles d'hystérésis, le facteur d'amortissement ainsi que la durée de vie des composites ont été analysés au cours de la fatigue.

2.1. *Introduction*

Les matériaux composites sont de plus en plus utilisés dans divers types de systèmes d'ingénierie. L'intérêt des préoccupations environnementales et écologiques ces dernières années a entraîné le développement de composites biosourcés qui ont des performances mécaniques comparables à celles des composites synthétiques. Plusieurs études sur des fibres naturelles ont été étudiées [20]. Elles ont montré que les composites issus de la biomasse présentent de nombreux avantages tels que leur faible densité, leur biodégradabilité et leurs propriétés mécaniques spécifiques relativement élevées.

Dans toute conception de système dynamique, l'amortissement est un aspect important car il affecte de manière significative la propagation des vibrations. En effet, il a été montré que les couches viscoélastiques ont un niveau de dissipation d'énergie important, elles jouent un rôle d'amortissement et améliorent la réponse dynamique des structures.

Dans ce cadre, l'objectif de ce chapitre est d'étudier le comportement mécanique en statique et en fatigue de deux types de composites biosourcés, un stratifié et un stratifié viscoélastique ou une couche viscoélastique en caoutchouc naturel a été intégrée dans le plan médian du composite stratifié. Le composite viscoélastique obtenu se compose donc d'un noyau viscoélastique confiné entre deux couches de surface en composites élastiques identiques. Différentes séquences d'empilement ont été testées avec un chargement de flexion et de traction uni-axiale jusqu'à la rupture. Le suivi des essais par émission acoustique et par observation microscopique (MEB) a été effectué dans le but d'identifier et de caractériser les mécanismes d'endommagement dans les composites.

2.2. *Mise en œuvre du composite*

2.2.1. *Matériaux utilisés*

Les matériaux considérés dans cette étude sont des matériaux stratifiés et stratifiés viscoélastiques. Le composite stratifié est un composite élastique constitué de fibres naturelles longues de lin avec une résine greenpoxy (résine époxy partiellement biosourcée). Le composite stratifié viscoélastique est celui constitué d'une couche viscoélastique confinée entre deux stratifiés élastiques identiques : deux peaux en composites et une âme viscoélastique en caoutchouc naturel ('Natural Rubber', labélisée NR).

2.2.1.1. Les fibres de lin

Le lin est une plante très cultivée en Europe et plus précisément en France, il est le plus souvent utilisé dans les marchés du textile à plus forte valeur ajoutée. De nos jours, cette

plante est largement utilisée dans le domaine des matériaux composites. Ses propriétés mécaniques en traction sont fonction de leurs diamètres et de leurs emplacements dans les tiges [92]. La large variabilité de ces propriétés est attribuée à la variation de la taille de la fibre le long de son axe longitudinal. Les valeurs les plus élevées des propriétés mécaniques des fibres sont associées à la composition chimique de leurs parois cellulaires. Les matériaux composites étudiés dans ce travail sont renforcés par des fibres longues unidirectionnelles fabriquées par la société LINEO [93] et présentées dans la figure 2.1. Les fibres longues unidirectionnelles de lin sont distribuées sous la forme des rouleaux de fibres traitées par la société avec une masse surfacique de 200 g m^{-2} .

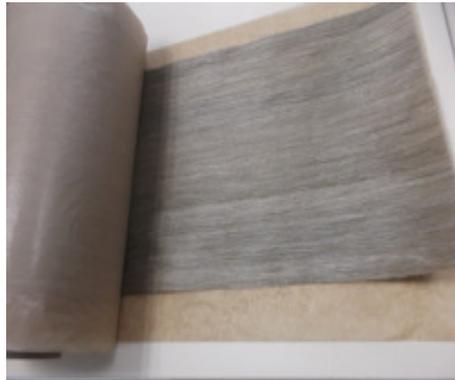


Figure 2-1. Rouleau de fibres de lin « Flaxtape 200 ».

2.2.1.2. La résine greenpoxy

La matrice utilisée dans cette étude est la résine SR GreenPoxy 56 produite par la société Sicomin. C'est une matrice produite avec une teneur élevée en carbone d'origine végétale. Son contenu en carbone biologique certifié par un laboratoire Français en utilisant des mesures au carbone 14 (ASTM D6866 ou XP CEN / TS 16640). Elle est partiellement biosourcée dont 56% de sa structure moléculaire est d'origine végétale. Ce pourcentage est en fonction de l'origine du carbone contenu dans la molécule d'époxy.

2.2.1.3. La couche viscoélastique

Dans le but d'optimiser le comportement vibratoire des composites stratifiés, une couche viscoélastique en caoutchouc naturel (Natural Rubber [NR]) d'épaisseur 1 mm a été intégrée au niveau de la couche médiane du stratifié (fig.2.2). Les caractéristiques mécaniques de cette couche sont présentées dans le tableau 2.1.



Figure 2-2. Couche viscoélastique en caoutchouc naturel.

Tableau 2-1. Caractéristiques de la couche viscoélastique utilisée.

Module d'Young (MPa)	Densité (kg/m ³)	Dureté (Shore A)
2	950	40

2.2.2. Procédé de mise en œuvre du composite

Dans cette étude, différentes plaques de composites stratifiés élastiques et viscoélastiques ont été fabriquées.

Ces plaques composites ont été mises en œuvre par un moulage sous vide connu par la technique dite « du sac ». Les couches ont été stratifiées manuellement à température ambiante (fig 2.3). La procédure consiste à réaliser des stratifiés en déposant, alternativement, des couches de fibres longues de lin et des couches de résine liquide. Différents tissus de démoulage sont interposés de part et d'autre entre le moule et le composite : un tissu d'arrachage suivi d'un film plastique perforé. Ceci permet de faciliter le démoulage du composite, d'assurer l'homogénéité de l'absorption de la résine, ainsi d'obtenir une surface bien plane du composite. La structure obtenue est introduite dans un sac sous vide sous dépression de 0.6 bar pendant au moins 6 heures jusqu'à la polymérisation totale de la résine. Les plaques stratifiées obtenues ont été démoulées après 24 heures. Ensuite, elles sont découpées pour obtenir des éprouvettes d'essais bien dimensionnées pour les différents tests expérimentaux.

Les plaques stratifiées ont été fabriquées avec 8 ou 16 couches de manière à obtenir une épaisseur nominale totale de 4 ou 8 mm pour les composites stratifiés et de 5 ou 9 mm pour les composites stratifiés viscoélastiques. Le plan médian (plan x, y) du composite est toujours un plan de symétrie. La fraction volumique a été estimée entre 38% et 45% pour toutes les

éprouvettes. La porosité (ou le vide) dans le matériau a été calculée en comparant la densité mesurée du composite et sa densité théorique calculée à partir de la fraction volumique des fibres et celle de la matrice. Elle a été estimée entre 3 et 10%.

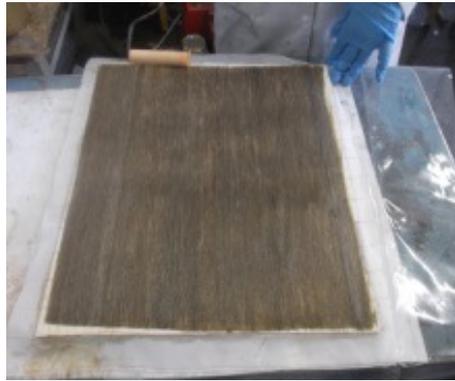


Figure 2-3. Mise en œuvre des composites.

Les modules d'ingénieurs pour le matériau orthotrope ont été mesurés à l'aide des essais de traction sur différents échantillons unidirectionnels de 0 °, 45 ° et 90°. Les valeurs moyennes obtenues avec au moins cinq essais par matériau sont présentées dans le tableau 2.2.

Tableau 2-2. Propriétés du matériau stratifié unidirectionnel Lin / Greenpoxy.

E_L (GPa)	E_T (GPa)	ν_{LT}	G_{LT} (GPa)	ρ (kg/m ³)
22,2	3,2	0,32	1,33	1150

2.3. Caractérisation mécanique en statique du composite

2.3.1. Etude de la microstructure

L'étude de la microstructure d'un composite consiste à réaliser des observations microscopiques sur des sections des stratifiés afin de mettre en évidence la qualité des interfaces fibre/matrice et composite/couche viscoélastique, ainsi que la présence des porosités et des défauts pour différents types d'échantillons.

Dans ce paragraphe, différents échantillons des stratifiés et des stratifiés viscoélastiques de dimensions (20 mm x 20 mm) ont été polis, couverts avec une couche fine d'or puis analysés à l'aide d'un microscope électronique à balayage de type « HITACHI_S-3200N » (fig2.4). Ce microscope utilise la technique du vide poussé, sa puissance est de l'ordre de 15 kV.



Figure 2-4. Microscope électronique à balayage utilisé.

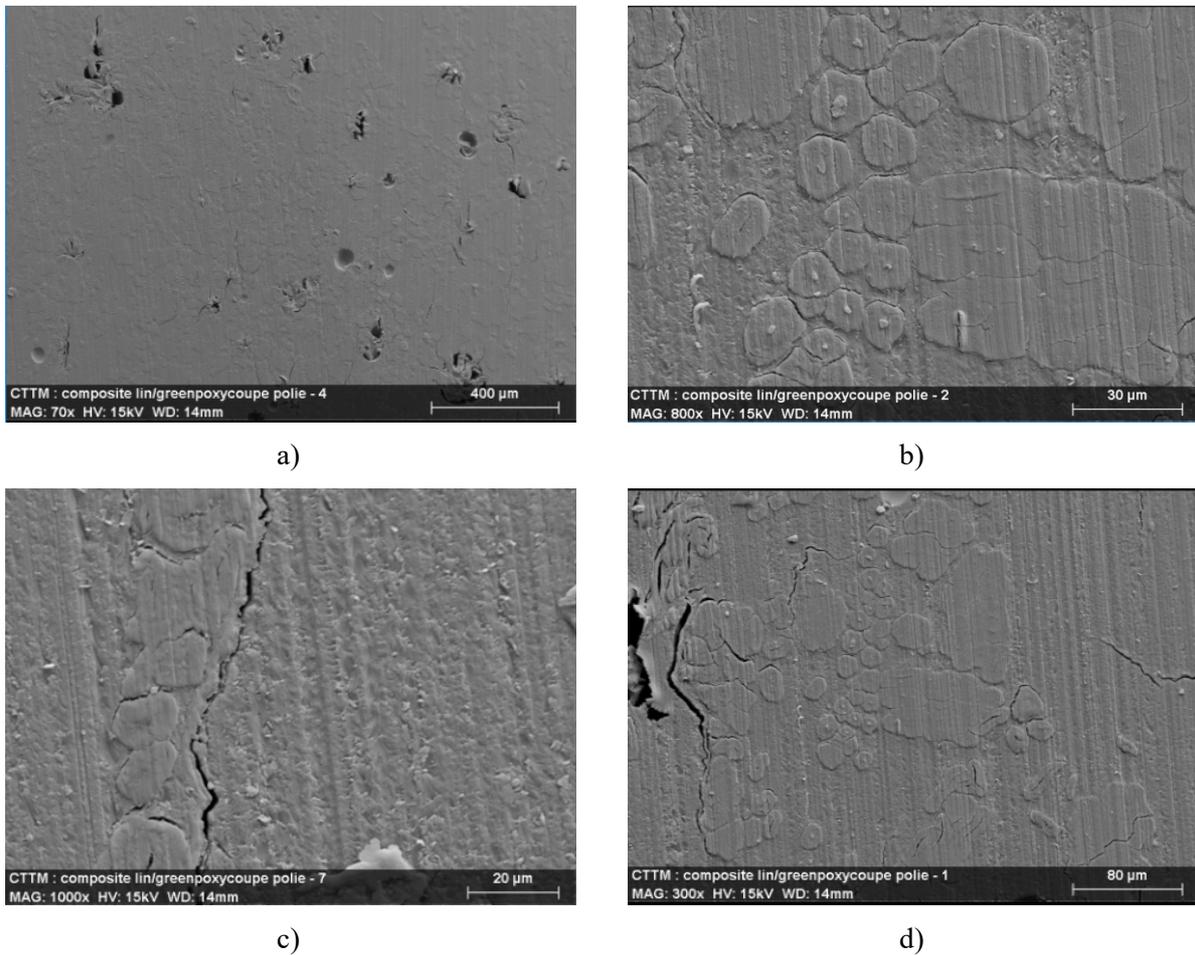


Figure 2-5. Observations microscopiques d'un composite stratifié sain.

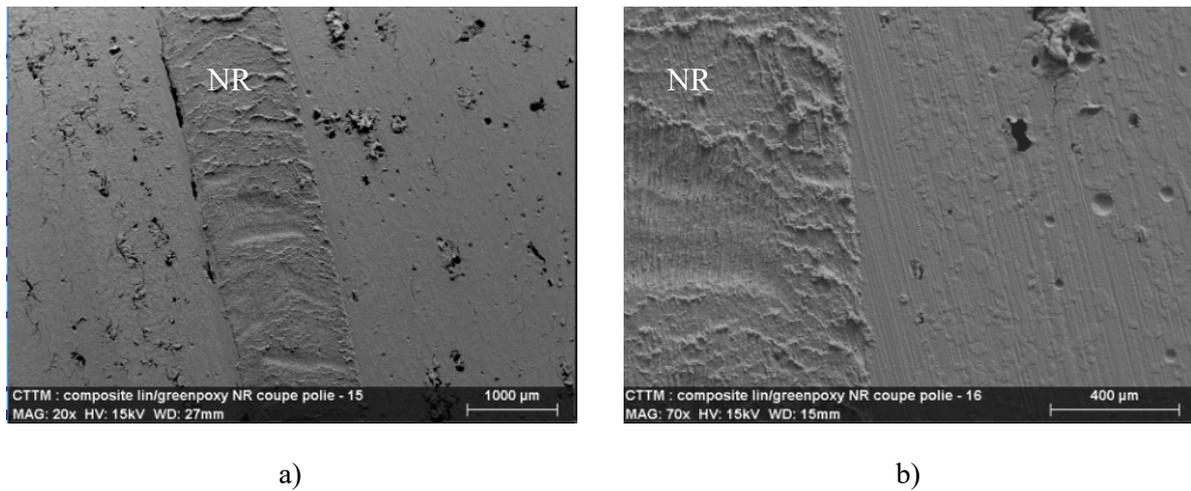


Figure 2-6. Observations microscopiques d'un composite stratifié viscoélastique sain.

Plusieurs observations ont été constatées sur les photographies obtenues à partir des composites sains présentées sur les figures 2.5 et 2.6. Dans un premier temps, l'analyse a été effectuée sur un champ large du stratifié (fig2.5.a). La figure montre une répartition quasi-uniforme des fibres dans la matrice en présence de quelques zones de porosité. Un agrandissement plus important a été réalisé pour mieux analyser la microstructure. On constate dans la figure 2.5.b, la présence de quelques paquets de fibres. Ceci est souvent observé pour les composites en fibres naturelles. Ils sont dus à la mauvaise compatibilité des fibres hydrophiles à une matrice hydrophobe. Néanmoins, il existe quelques fibres élémentaires entourées de résines et bien séparées. En effet, elles adhèrent mieux que celles en paquets à la matrice époxy. Les noyaux des différentes fibres de lin sont également bien visibles ce qui correspond bien à la morphologie des fibres naturelles. On peut remarquer aussi quelques zones de décohésion fibre/matrice et des porosités qui sont bien agrandies dans les figures 2.5.c et 2.5.d. Ce sont des défauts de fabrication existants, mais ils restent néanmoins très rares.

Dans un second temps, l'analyse a été réalisée sur une section d'un stratifié viscoélastique présenté sur la figure 2.6. La figure présente les mêmes observations que précédemment. Une bonne adhésion au niveau de l'interface composite /couche viscoélastique a été également observée.

2.3.2. Essai de Traction

2.3.2.1. Procédure expérimentale

Pour les essais de traction, deux types d'éprouvettes stratifiés et stratifiés viscoélastiques ont été préparés : des éprouvettes unidirectionnelles avec des orientations de fibre de 90° , 45° et

0° par rapport à la direction de la traction. Ils ont été étiquetés $[90]_8$, $[45]_8$ et $[0]_8$ pour les stratifiés et $[90_4/NR]_s$, $[45_4/NR]_s$ et $[0_4/NR]_s$ pour les stratifiés viscoélastiques. Ensuite, l'étude a été étendue à des éprouvettes stratifiées croisées en utilisant des séquences d'empilement différentes. Les stratifiés croisés ont été étiquetés $[0_2/90_2]_s$, $[+45_2/-45_2]_s$, et ceux croisés viscoélastiques ont été étiquetés $[0_2/90_2/NR]_s$, $[45_2/-45_2/NR]_s$. Ces éprouvettes ont été choisies pour analyser les mécanismes d'endommagements dans des configurations particulières. Les dimensions utilisées pour les éprouvettes de test de traction uni-axiale sont présentées dans le tableau 2.3.

Tableau 2-3. Dimensions des éprouvettes pour les tests de traction.

$[90]_8$	$[45]_8$	$[0]_8$	$[0_2/90_2]_s$	$[45_2/-45_2]_s$
$250 \times 25 \times 4 \text{ mm}^3$				
$[90_4/NR]_s$	$[45_4/NR]_s$	$[0_4/NR]_s$	$[0_2/90_2/NR]_s$	$[45_2/-45_2/NR]_s$
$250 \times 25 \times 5 \text{ mm}^3$				

Des essais expérimentaux ont été effectués sur une machine de traction hydraulique standard MTS de capacité de $\pm 100 \text{ KN}$. La machine est reliée à un ordinateur dédié pour le contrôle et l'acquisition de données.

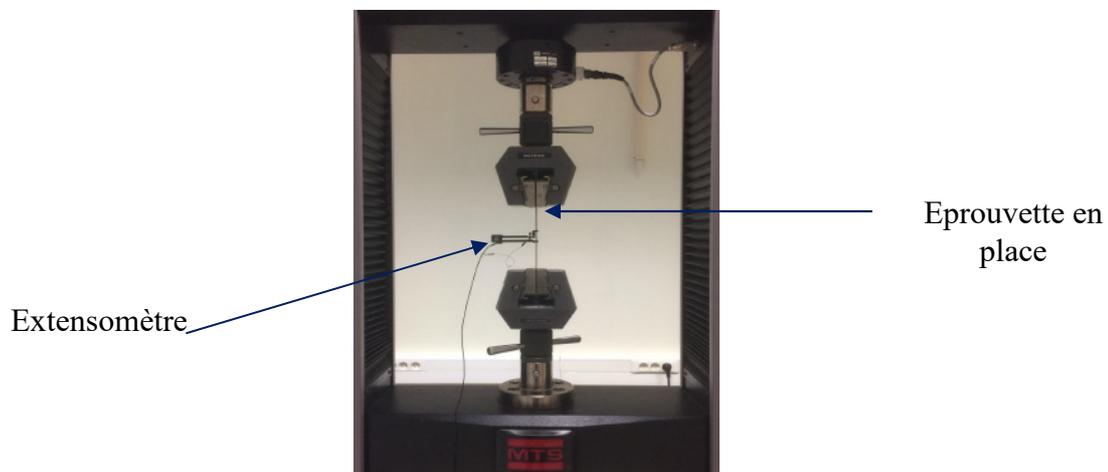


Figure 2-7. Machine de traction utilisée.

2.3.2.2. Analyse du comportement en traction du composite

Pour les essais de traction sur les éprouvettes en composites, cinq échantillons rectangulaires (fig 2.8) de chaque type de composites (stratifié et stratifié viscoélastique) ont été testés sous charge uni axiale, selon la norme d'essai standard ASTM D3039 / D3039M. Les contraintes dans la direction de la traction ont été mesurées au moyen d'une cellule de charge. Les

déformations dans la direction de la traction ont été mesurées au moyen d'un extensomètre avec une longueur utile de 25 mm (figure 2.7). Les déformations dans la direction transversale ont été mesurées avec des jauges de déformations collées sur les éprouvettes et reliées à un pont d'extensométrie. Les tests ont été effectués à température ambiante avec une vitesse de déplacement de $1 \text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$.

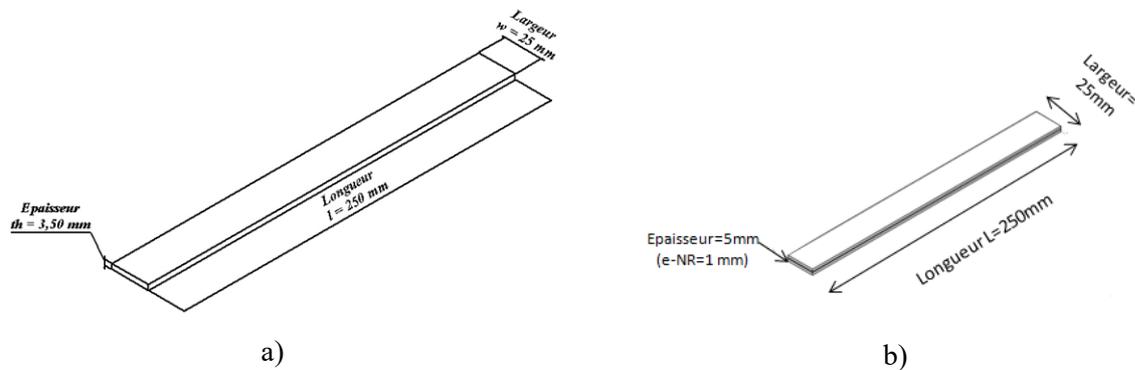


Figure 2-8. Exemple d'éprouvette pour un essai de traction : a) Eprouvette startifiée élastique, b) Eprouvette startifiée viscoélastique.

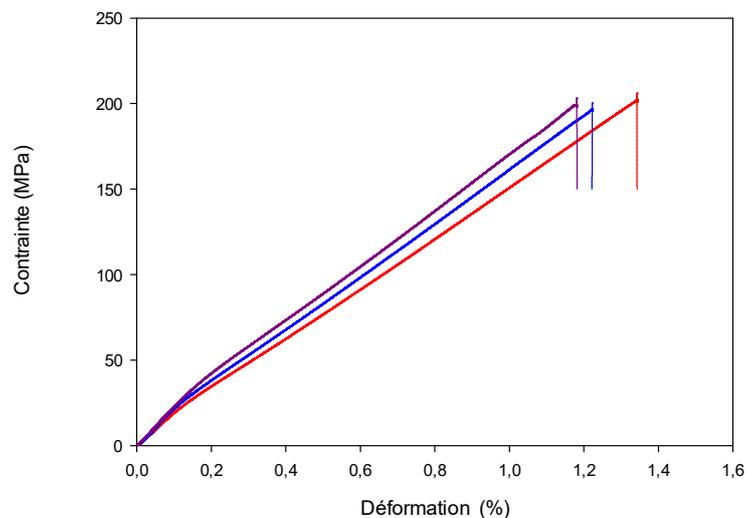


Figure 2-9. Courbe contrainte/déformation d'un composite $[0]_8$.

La figure 2.9 présente les résultats de la courbe contrainte/déformation pour un composite $[0]_8$. Les résultats obtenus montrent que l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation se déroule en deux phases séparées par un coude caractérisé par une déformation très faible de l'ordre de 0.1%. La première zone linéaire permettant d'évaluer les caractéristiques élastiques du matériau à la fin de la quelle une diminution importante de la rigidité est constatée. Ensuite commence une deuxième zone quasi linéaire jusqu'à la rupture

qui est de type fragile. Ainsi, la non-linéarité observable à l'échelle du composite pourrait correspondre à celle mentionnée à l'échelle de la fibre. Il est constaté aussi une bonne répétabilité des essais de la première zone et une légère dispersion dans la deuxième. Dans le but d'une analyse plus approfondie du comportement mécanique de nos composites, une étude comparative a été effectuée pour des composites élastiques et viscoélastiques des stratifiés unidirectionnels et croisés.

La figure 2.10 présente des courbes typiques de contrainte/déformation obtenues pour chaque type d'échantillon. Dans cette figure, les éprouvettes $[0]_8$ et $[0_2/90_2]_s$ constitués de fibres unidirectionnelles présentent deux zones comme il a été décrit précédemment. Ce comportement a été observé dans l'étude effectuée au laboratoire par Monti et al. [68] pour des composites Lin/Hélium. Un point d'inflexion « coude » bien visible sur les courbes contraintes/déformations se produit pour un niveau de déformation très faible et entraîne une importante perte de rigidité. Ce point se situe à un niveau de déformation d'environ 0,10%. Le même comportement a été observé par plusieurs analyses mécaniques effectuées sur des fibres unitaires de lin. En effet, ceci peut être attribué au comportement intrinsèque de la fibre naturelle de lin et plus précisément au comportement de la lignine et de la cellulose amorphe de la fibre à cause des contraintes de cisaillement dans les parois cellulaires [94]. Les résultats obtenus dans le cas des composites unidirectionnels $[90]_8$, $[45]_8$ et croisé $[45_2/-45_2]_s$ montrent que les courbes contrainte/déformation présentent une seule phase non linéaire jusqu'à la rupture totale des échantillons. Ce comportement de type ductile est induit par le comportement viscoélastique de la résine.

L'effet de l'insertion de la couche naturelle sur le comportement en traction du composite est illustré dans la figure 2.11. Dans cette figure est reportée l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation des stratifiés viscoélastiques unidirectionnels et croisés. L'analyse des courbes contrainte/déformation des composites élastiques (Fig.2.10) et viscoélastiques (Fig. 2.11) permet d'observer que les différentes caractéristiques mécaniques tels que la rigidité, la résistance et le déplacement à la rupture du stratifié viscoélastique sont inférieures aux valeurs obtenues dans le cas de celui élastique. Une diminution d'environ 50% des contraintes à la rupture et 40 % pour les déformations sont observées pour les différentes séquences d'empilement étudiées.

Les deux composites unidirectionnels $[0]_8$ et $[0_4/NR]_s$ présentent des caractéristiques élastiques et à la rupture plus élevées que les autres. En effet, les éprouvettes de ces matériaux sont sollicitées suivant la direction des fibres, et comme il a été mentionné auparavant, les caractéristiques mécaniques diminuent avec l'augmentation de l'orientation des fibres par

rapport à la direction de la sollicitation en traction. Les composites $[90]_8$ et $[90_4/NR]_s$ présentent les caractéristiques les plus faibles où seule la résine est sollicitée en traction, dans ce cas, les fibres participent peu au comportement du matériau.

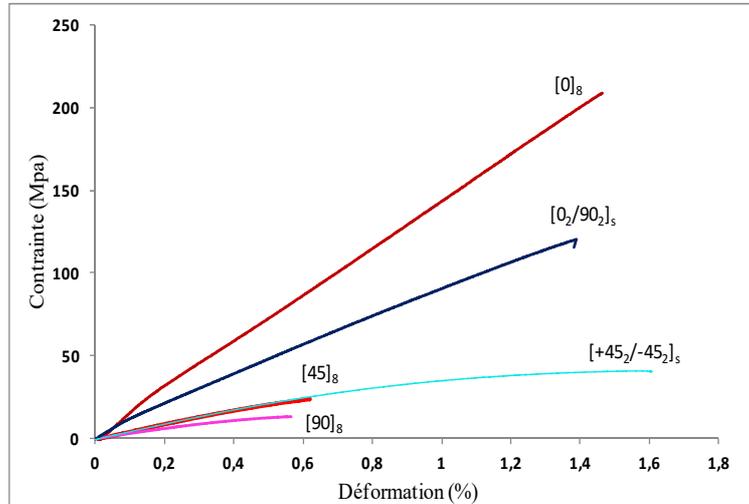


Figure 2-10. Courbe contrainte/déformation des composites stratifiés élastiques.

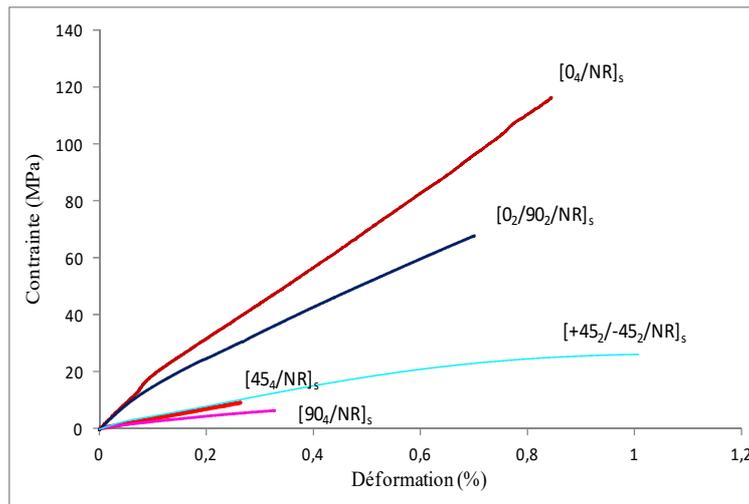


Figure 2-11. Courbe contrainte/déformation des composites stratifiés viscoélastiques.

2.3.2.3. Analyse des mécanismes d'endommagement du composite

Afin de mettre en évidence les mécanismes d'endommagement qui apparaissent lors des essais de traction, les différents tests décrits précédemment ont été répétés, et le suivi de l'endommagement a été réalisé par émission acoustique (Fig 2.12).

Les différents types de séquences d'empilement ont été choisis pour privilégier des mécanismes d'endommagement particuliers et ceci dans le but de faciliter leurs identifications parmi les différentes données d'émission acoustique. Les données ont été traitées et classées avec le logiciel NOESIS [95]. Cinq paramètres temporels des signaux acoustiques ont été

choisis pour effectuer la classification de l'ensemble des données : l'amplitude, le temps, la durée, l'énergie absolue et le nombre de coups cumulés (Fig 2.13). L'algorithme de 'K-means' a été utilisé pour la reconnaissance du modèle non supervisé [96]. Cet algorithme vise à séparer un ensemble de n événements en un nombre optimal de k grappes dans lesquelles chaque événement appartient à une classe bien déterminée en utilisant la moyenne la plus proche. Après plusieurs essais, ces paramètres permettent une bonne répétabilité du regroupement de données.

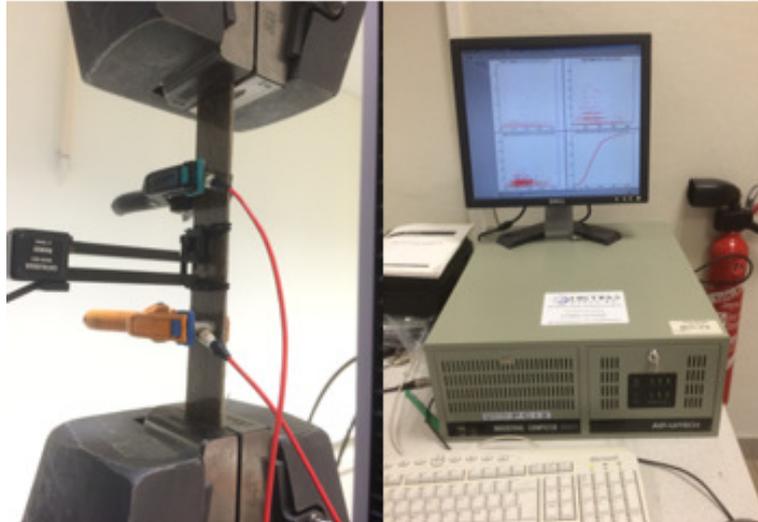


Figure 2-12. Procédure expérimentale.

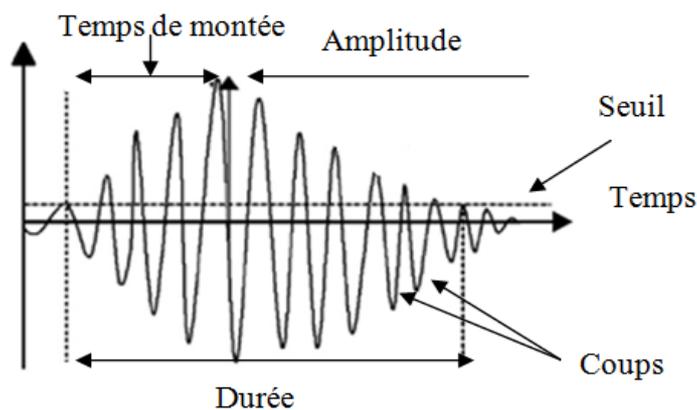


Figure 2-13. Forme d'onde typique et paramètres calculés par le système d'acquisition pour chaque événement d'émission acoustique.

Dans un premier temps, tous les paramètres des données d'émission acoustique ont été normés pour pouvoir être comparés. Pour ce faire, la transformation suivante (Eq. 2.1) a été appliquée à l'ensemble des signaux :

$$\forall i \in \Omega_p, p \in \Delta : Z_i = \frac{x_i - m_{xp}}{\sigma_{xp}} \quad (2.1)$$

Avec : x_i correspond au signal de l'événement i , Δ est l'ensemble des classificateurs, Ω est l'ensemble des données, m est la moyenne et σ correspond à l'écart type.

Ensuite, un algorithme K -moyens peut être appliqué. Il consiste à une première classification aléatoire en utilisant une distance euclidienne bien choisie [95] [96].

Dans un deuxième temps, l'algorithme doit être appliqué plusieurs fois avec des séquences de 1000 itérations tout en faisant varier le nombre de classes de 2 à 7. A chaque itération, le coefficient de Davies et Bouldin [97] est calculé par :

$$R_{ij}(D \& B) = \sum_{k=1}^n \max_i \left(\frac{d_i + d_j}{d_{ij}} \right) \quad (2.2)$$

Avec k est le nombre de classes imposé, d_i et d_j sont respectivement les distances moyennes dans les classes i et j et d_{ij} est la distance moyenne entre les classes i et j .

Finalement, le nombre de classe final est celui aboutissant à la valeur minimale du coefficient $R_{ij}(D \& B)$.

Cette méthodologie de classification a été appliquée pour aboutir à 3, 4 ou 5 classes selon la configuration et la séquence d'empilement utilisées. Dans le cas des composites biosourcés à fibres naturelles, plusieurs analyses ont été menées dans le but d'identifier les différentes classes selon leurs propriétés acoustiques [98] et [21]. Le tableau 2.4 résume les caractéristiques acoustiques des principaux mécanismes d'endommagements dans les composites à fibres naturelles de lin. Dans le cas des études récentes effectuées au laboratoire, Monti et al. [21] ont présenté une distributions des propriétés des différentes classes d'EA selon les amplitudes des signaux acoustiques et la séquence d'empilement des éprouvettes testées sur des composites constitués d'une résine Eluim de la société Arkéma renforcée par des fibres de lin. L'identification des principaux mécanismes d'endommagement est représentée par la figure 2.14.

Tableau 2-4 Propriétés acoustiques des principaux mécanismes d'endommagements pour les composites à fibres naturelles de lin.

Mécanisme d'endommagement	Matériau	Amplitude (dB)	Référence
Fissuration matricielle	Lin/LPET	40-50	[99]
	Lin/Epoxy	42-60	[100]
	Lin/Elium	40-55	[101]
Frottement matrice/matrice	Lin/LPET	40-55	[99]
Décohésion fibre/matrice	Lin/LPET	45-60	[99]
	Lin/Epoxy	60-70	[100]
	Lin/Elium	40-70	[101]
Frottement fibre/matrice	Lin/LPET	55-85	[99]
Déchaussement des fibres	Lin/LPET	60-80	[99]
	Lin/Elium	50-85	[101]
Délaminage	Lin/Elium	45-75	[101]
Rupture des fibres	Lin/LPET	80-96	[99]
	Lin/Epoxy	70-100	[100]
	Lin/Elium	70-100	[101]

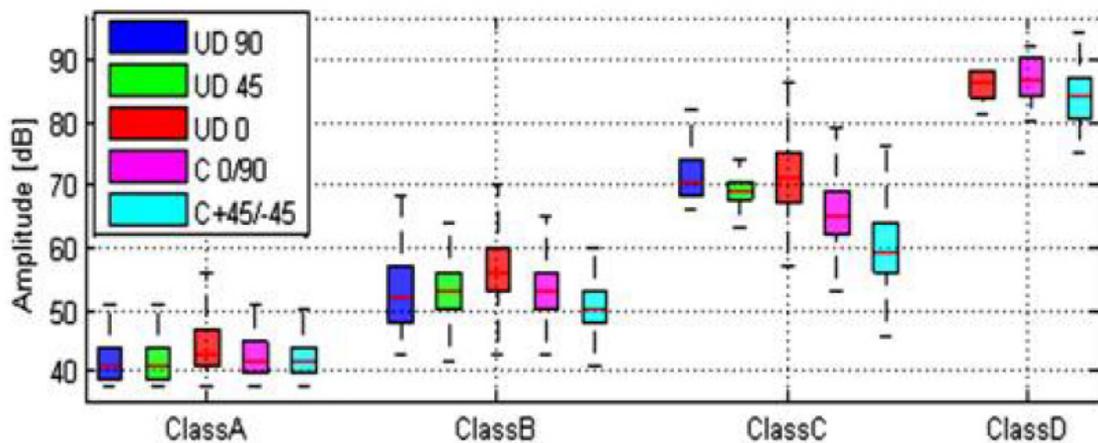


Figure 2-14. Distributions des propriétés des classes d'EA selon les amplitudes des signaux acoustiques [101].

2.3.2.4. *Analyse par émission acoustique des composites stratifiés*

Les classes d'EA ont été obtenues par un algorithme de reconnaissance de modèle non supervisé, ce qui signifie qu'ils constituent la meilleure séparation des données concernant les considérations mathématiques, sans tenir compte de la physique. L'endommagement des composites de fibres naturelles et leur accumulation dépendent de nombreux facteurs tels que la fraction volumique des fibres, l'interface fibre/matrice, la séquence d'empilement et le niveau de contrainte appliquée. Dans le paragraphe suivant, les résultats trouvés ont été décrits en analysant la superposition des amplitudes des classes d'EA en fonction du temps avec l'évolution de la charge appliquée. Puis, la chronologie et l'apparition des événements des différentes classes ont été étudiées en suivant le nombre de coups cumulés en fonction du temps. Enfin, et pour mettre en évidence la séparation ou le chevauchement entre les différentes classes, les signaux acoustiques ont été projetés dans le plan de deux composantes principales (ACP).

Afin de pouvoir associer chaque classe obtenue en sortie de l'algorithme de classification aux mécanismes d'endommagement du matériau différentes configurations d'éprouvettes ont été analysées. Les éprouvettes de types $[0]_8$ constituées avec des fibres unidirectionnelles favorisent des endommagements par rupture des fibres. L'absence de fibres dans la direction de sollicitation pour les éprouvettes $[90]_8$ et $[45]_8$ met en évidence les mécanismes de décohésion d'interface et de la fissuration matricielle. Les éprouvettes $[45_2/-45_2]_s$ ont été testées dans le but de mettre en évidence le phénomène de délaminage. Les éprouvettes constituées de plis croisés du type $[0_2/90_2]_s$ permettent d'observer l'ensemble des mécanismes d'endommagement cités précédemment.

Dans un premier temps, l'analyse a été effectuée sur des éprouvettes à fibres unidirectionnelles. La figure 2.15 présente les résultats de la classification pour une éprouvette du type $[0]_8$, quatre classes (A, B, C et D) ont été obtenues. Les classes A, B et C apparaissent simultanément au cours de l'essai. Leurs apparitions coïncident avec le début de la deuxième phase (quasi-élastique) de la courbe de contrainte/temps, alors que les événements de la classe D apparaissent plus tard. Les classes A et B, qui possèdent des faibles amplitudes comprises entre 40 et 60 dB peuvent être attribuées respectivement à la fissuration matricielle et à la décohésion fibre/matrice. Les amplitudes de la classe C varient entre 55 et 75 dB. En s'appuyant sur les références bibliographiques présentées dans le tableau 2.4 cette classe correspond soit à un délaminage soit au déchaussement des fibres. La rupture de l'éprouvette a eu lieu après l'apparition des événements de la classe D. Ces événements

présentent des amplitudes plus élevées que les trois autres classes qui varient entre 70 et 95 dB. Ainsi la classe D pourrait être attribuée à la rupture des fibres.

Ensuite, la figure 2.16 présente les résultats obtenus de la classification dans les éprouvettes $[45]_8$ et $[90]_8$. Pour ces deux types d'orientations, la distribution des amplitudes des événements en fonction du temps montre des petites zones de chevauchement entre les différentes classes. La classe A apparaît plus tôt au cours de l'essai et possède le nombre d'évènements acoustiques le plus élevé. Quelques signaux de cette classe ont été détectés dès le début de l'essai dans la première zone élastique de la courbe contrainte/temps. Cette classe correspond à la fissuration matricielle. Ensuite, les évènements de la classe B ont été détectés avec des valeurs d'amplitudes plus élevées de l'ordre de 55 dB. L'apparition de cette classe coïncide avec la deuxième zone non linéaire de la courbe de contrainte/déformation de la figure 2.10. Elle pourrait correspondre à la décohésion fibre/matrice. Finalement, la classe D apparaît à la fin de l'essai avec des amplitudes élevées. Elle correspond à la rupture des fibres.

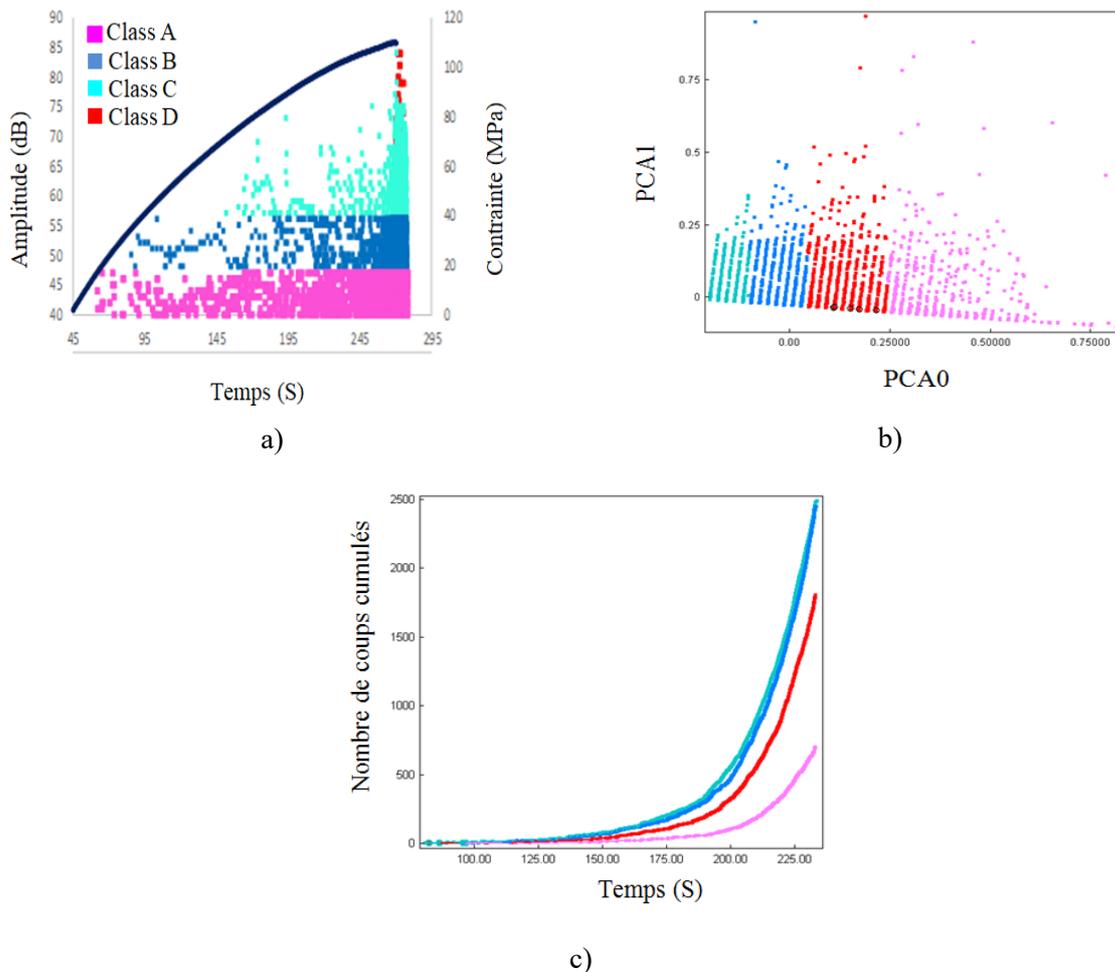


Figure 2-15. Analyse des données d'émission acoustique pour une éprouvette $[0]_8$: a) Amplitude/temps, b) Analyse en Composantes Principales et c) Chronologie d'apparition de différentes classes.

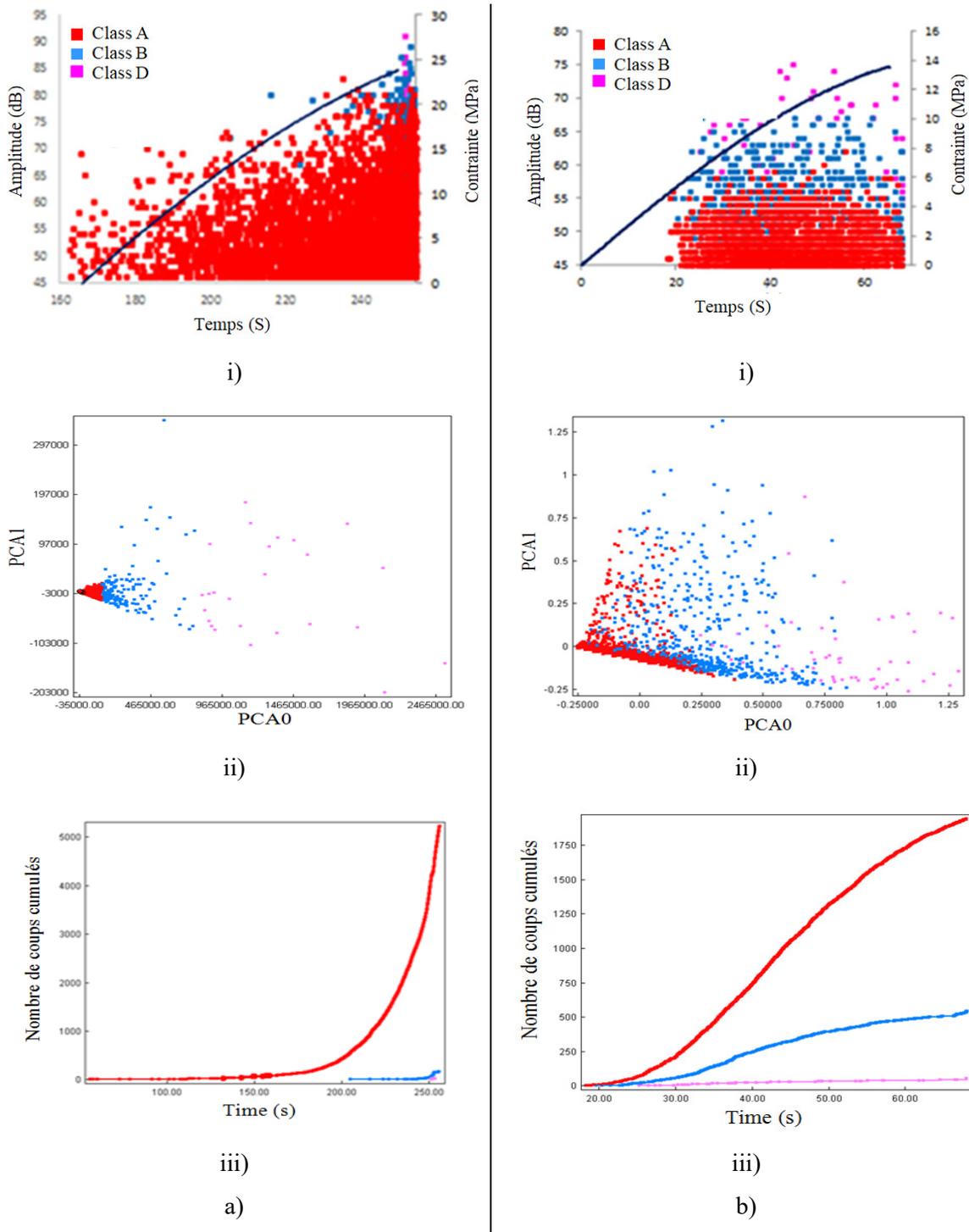


Figure 2-16. Analyse des données d'émission acoustique: i) Amplitude/temps,ii) Analyse en Composantes Principales et iii) Chronologie d'apparition des différentes classes des composites : a) $[45]_8$ et b) $[90]_8$.

Dans un second temps, l'analyse a été effectuée sur une configuration particulière équilibrée du type $[45_2/-45_2]_s$. La figure 2.17 présente les résultats de la classification de cette séquence d'empilement équilibrée. La distribution des amplitudes des évènements en fonction du temps montre l'existence de quatre classes bien séparées. Les classes A et B apparaissent

simultanément au début de la deuxième phase non linéaire de la courbe contrainte/temps. Ensuite, les événements de la classe C apparaissent juste après, avec des amplitudes plus importantes comprises entre 55 et 65 dB. Les événements de la classe D ont été détectés à la fin de l'essai avec des valeurs d'amplitude très élevées supérieures à 70 dB. Les événements de cette classe coïncident avec la diminution de la contrainte au cours de l'essai, ce qui a entraîné la rupture totale de l'éprouvette. Ainsi la classe D peut être associée à la rupture des fibres, la classe C au délaminage, et finalement les classes B et A, qui possèdent des amplitudes faibles, peuvent être attribuées comme précédemment à la décohésion fibre/matrice et à la fissuration matricielle.

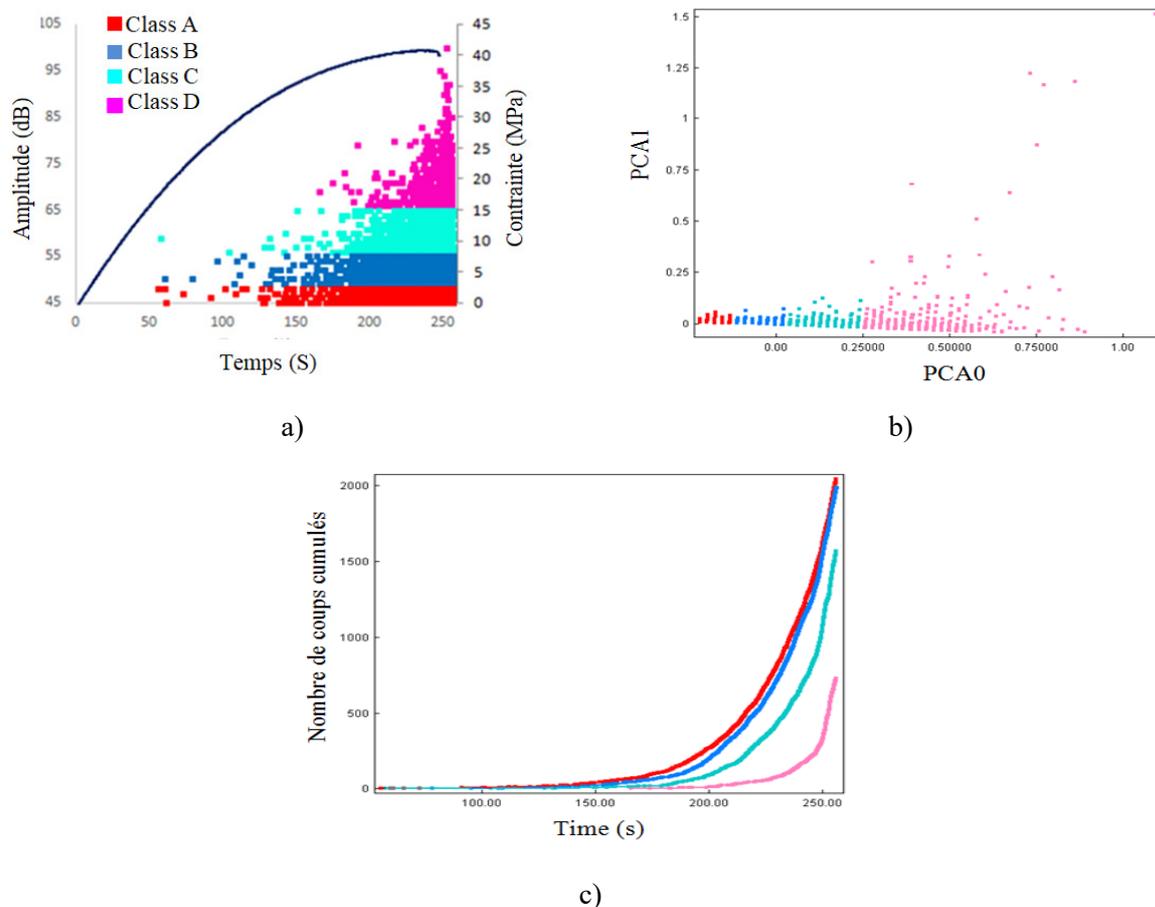


Figure 2-17. Analyse des données d'émission acoustique d'un composite croisé $[45_2/-45_2]$: a) Amplitude/temps, b) Analyse en Composantes Principales et c) Chronologie d'apparition de différentes classes.

Pour compléter cette étude, l'analyse a été effectuée dans une séquence d'empilement plus complexe du type $[0_2/90_2]_s$ permettant d'observer l'ensemble des mécanismes d'endommagement obtenus précédemment. La figures 2.18 présente les résultats obtenus de la classification pour une éprouvette en composite stratifié croisé $[0_2/90_2]_s$. On constate

l'existence de quatre classes. Les signaux de la classe A apparaissent très tôt. Leurs apparitions coïncident avec l'apparition du coude de la courbe contrainte/temps indiquant la fin de la première partie élastique. Elle possède les amplitudes les plus faibles, comprises entre 45 et 50 dB. Cette classe correspond donc à la fissuration matricielle. Les classes B et C apparaissent simultanément au cours de l'essai. Leur apparition a été détectée au début de la deuxième phase (quasi-élastique) de la courbe contrainte/temps. Les amplitudes des signaux de la classe B sont comprises entre 50 et 60 dB alors que celles de la classe C sont comprises entre 55 et 70 dB. D'après nos analyses des études effectuées précédemment, la classe B correspond à la décohésion fibre/matrice et la classe C correspond soit à un délaminage soit au déchaussement des fibres. Les événements de la classe D apparaissent à la fin d'essai. Les amplitudes des signaux de cette classe possèdent les valeurs les plus élevées, comprises entre 70 et 95 dB. Ainsi cette classe est associée à la rupture des fibres.

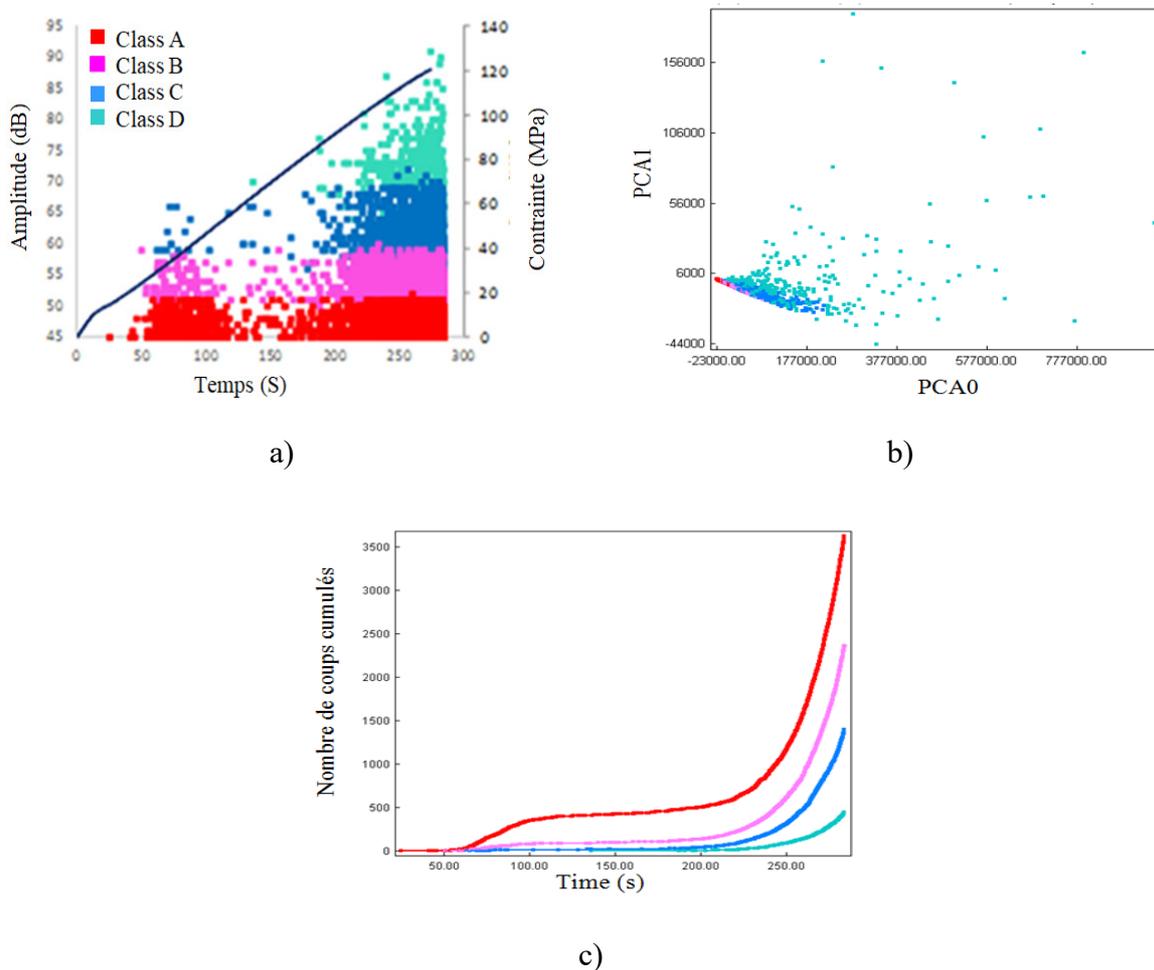


Figure 2-18. Analyse des données d'émission acoustique d'un composite croisé $[0_2/90_2]_s$: a) Amplitude/temps, b) Analyse en Composantes Principales et c) Chronologie d'apparition de différentes classes.

2.3.2.5. Analyse par émission acoustique des composites stratifiés viscoélastiques

Ce paragraphe décrit et analyse l'effet de la couche viscoélastique sur les événements d'émission acoustique des éprouvettes composites. Les séquences d'empilement étudiées précédemment ont été analysées dans le cas des stratifiés viscoélastiques. La superposition des amplitudes des classes d'EA en fonction du temps avec l'évolution de la courbe contrainte/temps a été analysée. Puis, la chronologie et l'apparition des événements des différentes classes ont été étudiées en suivant le nombre de coups cumulés en fonction du temps. Pour mettre en évidence la séparation ou le chevauchement entre les différentes classes, les signaux acoustiques ont été projetés dans le plan de deux composantes principales (ACP). Dans le but de faciliter l'identification et d'associer chaque classe à un mécanisme d'endommagement correspondant, la démarche présentée précédemment a été appliquée aux stratifiés viscoélastiques.

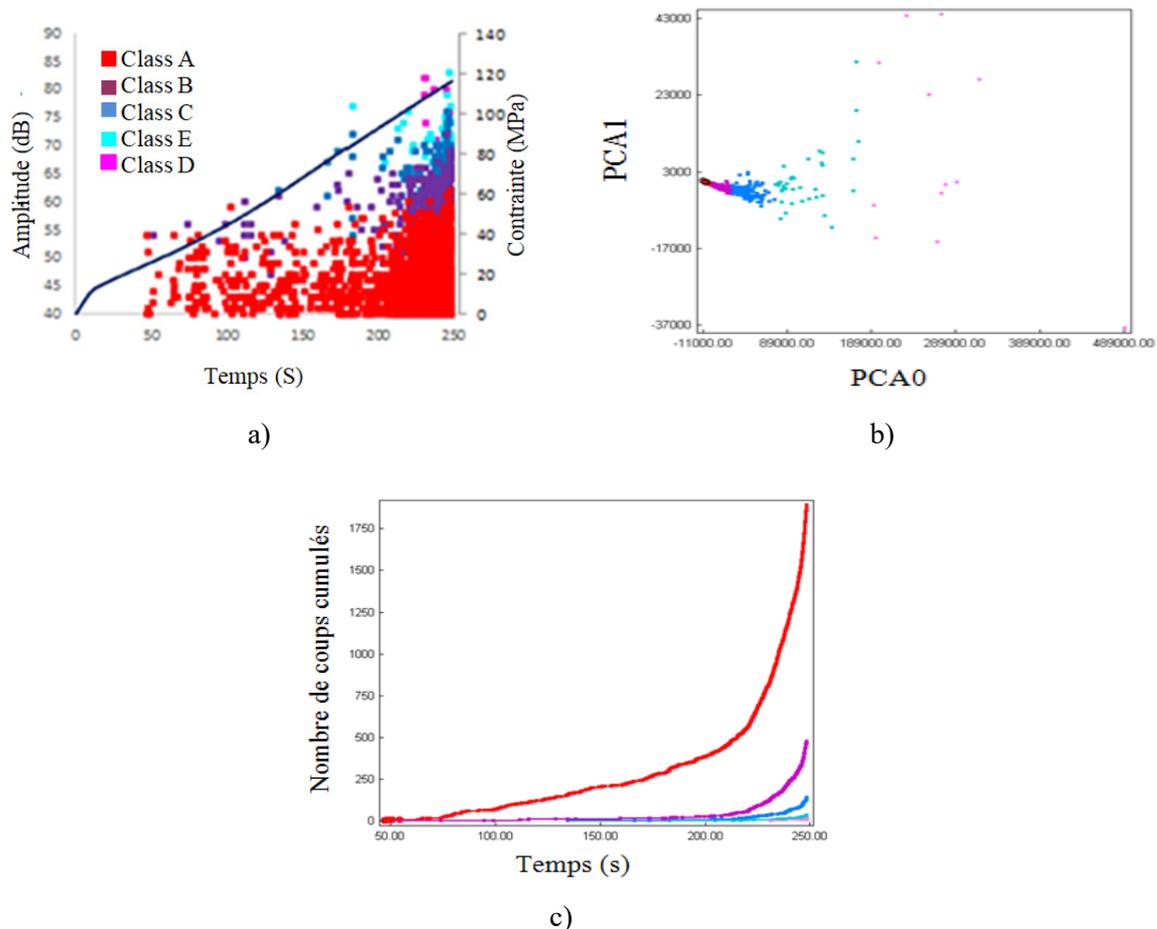


Figure 2-19. Analyse des données d'émission acoustique d'un composite viscoélastique unidirectionnel [0₄/NR]_s: a) Amplitude/temps, b) Analyse en Composantes Principales et c) Chronologie d'apparition de différentes classes.

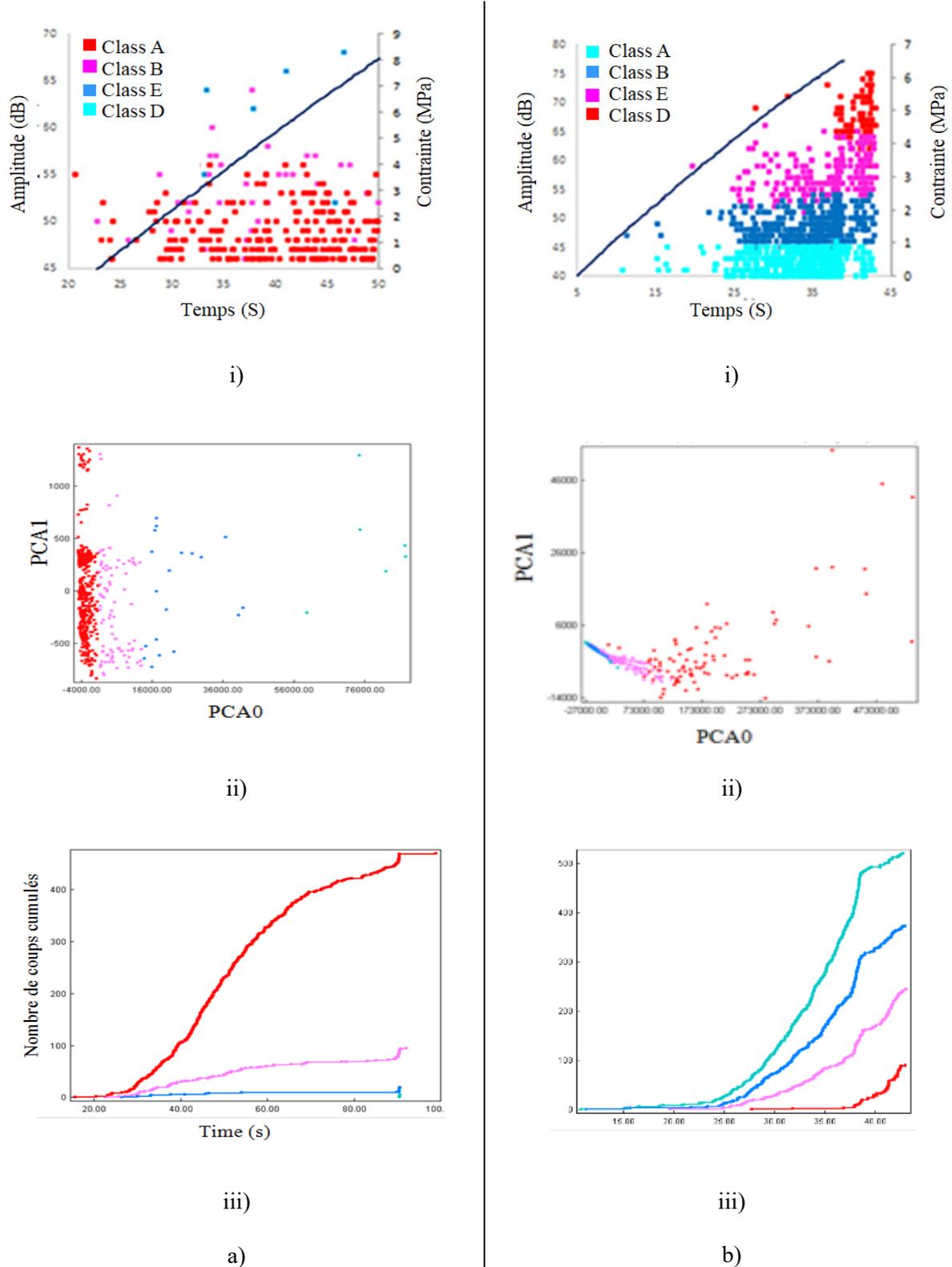


Figure 2-20. Analyse des données d'émission acoustique: i) Amplitude/temps,ii) Analyse en Composantes Principales et iii) Chronologie d'apparition des différentes classes des composites : a) [45₄/NR]_s et b) [90₄/NR]_s

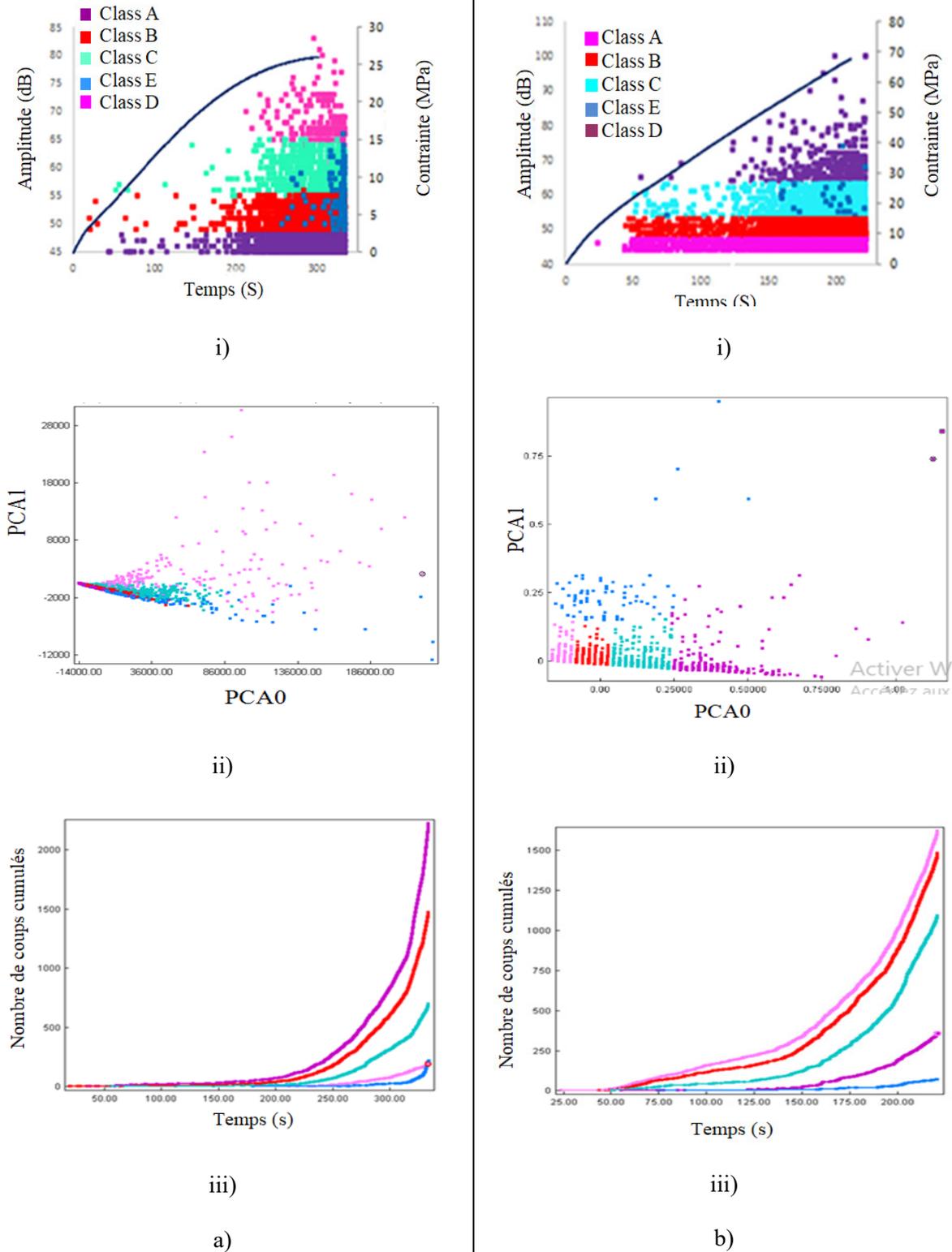


Figure 2-21. Analyse des données d'émission acoustique: i) Amplitude/temps,ii) Analyse en Composantes Principales et iii) Chronologie d'apparition des différentes classes des composites : a) $[+45_2/-45_2NR]_s$ et b) $[0_2/90_2/NR]_s$.

Les figures 2.19 à 2.21 présentent les résultats de la classification obtenus pour les différentes séquences d'empilement des stratifiés viscoélastiques. Quatre classes ont été obtenues dans les éprouvettes des composites $[90_4/NR]_s$ et $[45_4/NR]_s$ alors que cinq classes ont été observées pour les éprouvettes $[0_4/NR]_s$, $[45_2/-45_2/NR]_s$ et $[0_2/90_2/NR]_s$. Les résultats ont présenté une classe supplémentaire pour les stratifiés viscoélastiques et ceci pour toutes les séquences d'empilement. Cette classe pourrait concerner un mécanisme d'endommagement lié à la couche viscoélastique. Dans ce cadre, l'analyse de l'endommagement par EA a été accompagnée par des observations microscopiques en utilisant le microscope électronique à balayage MEB décrit dans le paragraphe 2.3.1.

Les résultats des observations sont présentés dans la figure 2.22. Cette analyse a été réalisée afin d'associer les signaux acoustiques aux différents mécanismes d'endommagement. Elle permet aussi de comparer et de suivre l'évolution de ces différents mécanismes dans les matériaux élastiques et viscoélastiques au cours des essais mécaniques. Ainsi, dans cette étude, les mécanismes d'endommagement obtenus ont été déduits des résultats de l'analyse des signaux d'EA accompagnés de ceux obtenus par observation microscopique (figure 2.22). Finalement, on a pu identifier les mécanismes suivants :

- Classe A (étiquette 1) correspond à la fissuration matricielle.
- Classe B (étiquette 2) correspond à la décohésion interfaciale fibre/matrice.
- Classe C, correspond au délaminage (Étiquette 4) pour les composites de type $[45_2/-45_2]$, et correspond au déchaussement des fibres (Étiquette 3) pour les autres séquences d'empilement.
- Classe D (étiquette 5) correspond à la rupture des fibres.
- Classe E (étiquette 6) correspond à la décohésion composite/couche viscoélastique.

Les formes d'ondes typiques des cinq mécanismes collectés sont données dans le tableau 2.

La signature acoustique du signal de classe A qui correspond à la fissuration matricielle se caractérise par un temps de montée lent, une faible amplitude et une faible énergie. Pour les signaux de classe B décohésion interfaciale fibre/matrice, la forme d'onde se caractérise par un temps de montée plus court, une amplitude plus élevée et une énergie plus élevée. Le signal acoustique de la classe C se caractérise par une durée très longue, un temps de montée lent et une énergie plus élevée. Les signaux pour la classe D correspondant à la rupture des fibres ont un temps très court, une amplitude et une énergie élevées. Finalement, pour les signaux décohésion composite/couche viscoélastique (classe E), les formes d'onde se

caractérisent par une durée très longue, un temps de montée lent, une amplitude et une énergie très élevées.

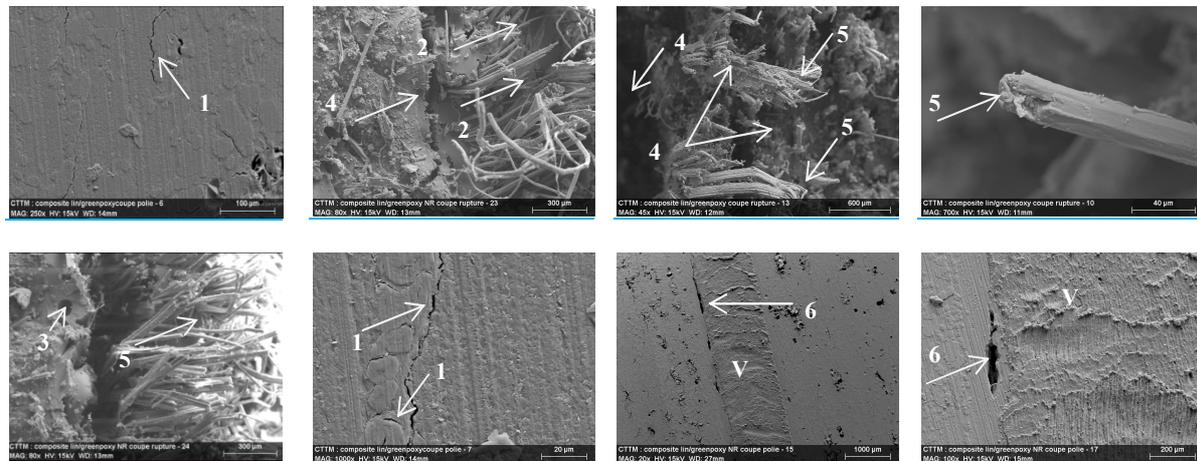


Figure 2-22. Observations microscopiques des modes d'endommagement des composites stratifiés élastiques et viscoélastiques.

Tableau 2-5. Formes d'onde typiques des cinq mécanismes d'endommagement.

Classe A	fissuration matricielle	
Classe B	décohésion interfaciale fibre/matrice	
Classe C	<ul style="list-style-type: none"> • Délaminage • Déchaussement des fibres 	
Classe D	rupture des fibres	
Classe E	décohésion composite/couche viscoélastique	

2.3.3. Comportement statique en flexion trois-points

2.3.3.1. Procédure expérimentale

Les essais de flexion trois-points ont été réalisés sur deux types de stratifiés élastiques et viscoélastiques. Les éprouvettes unidirectionnelles avec des directions de fibres de 0° (étiquetés $[0]_{16}$) sans couche viscoélastique et les éprouvettes $[0_8/NR]_s$ avec couche viscoélastique. Les dimensions utilisées pour les éprouvettes testées sont présentées dans le tableau 2.6. La distance entre appuis a été choisie de manière à garder le même élançement (l/e) entre les stratifiés élastiques et les stratifiés viscoélastiques. Les essais expérimentaux de flexion trois-points ont été effectués sur une machine hydraulique standard INSTRON (fig.2.23) reliée à un ordinateur dédié pour le contrôle et l'acquisition de données.

Tableau 2-6. Dimensions des éprouvettes pour les essais de flexion.

Type de stratifié	Dimensions des éprouvettes	Distance entre appuis
$[0]_{16}$ élastique	200x15x8 mm ³	130 mm
$[0_8/NR]_s$ viscoélastique	200x15x9 mm ³	150 mm

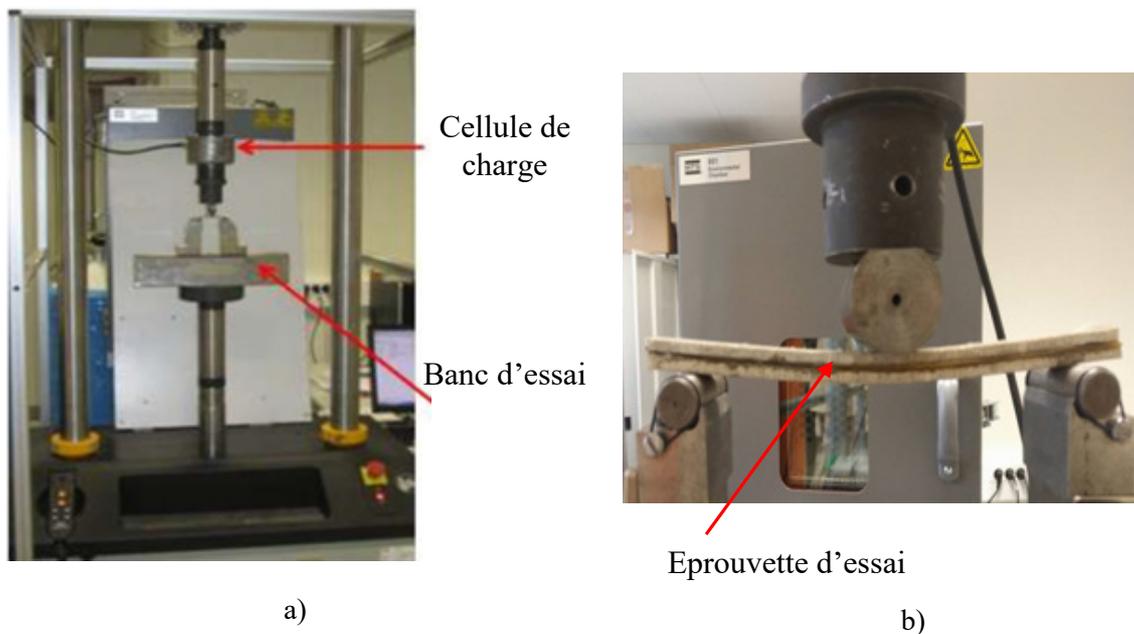


Figure 2-23. Procédure expérimentale.

Des échantillons rectangulaires (Fig 2.24) de chaque type de composites (stratifié et stratifié viscoélastique) ont été sollicités en statique en flexion trois points. Les essais ont été réalisés conformément à la norme ASTM D790-86 [102] avec une vitesse de déplacement constante de $2 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$. La force est mesurée par une cellule de charge de 10 kN et le déplacement est relevé par un capteur de déplacement linéaire (LVDT).

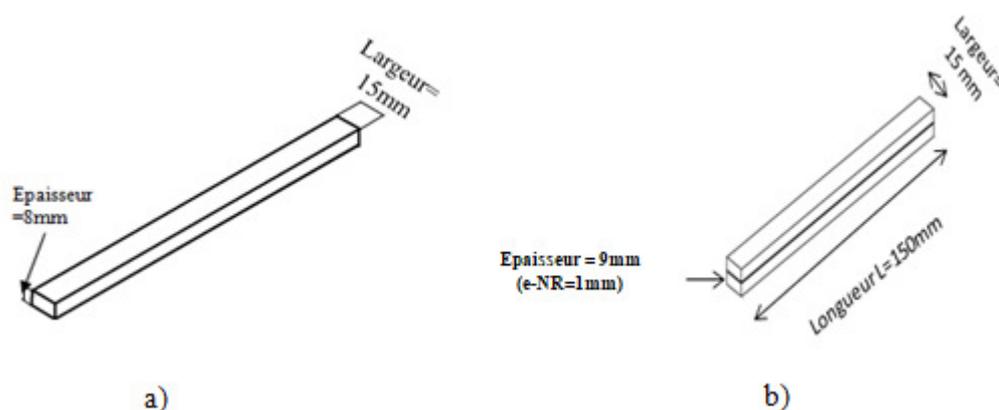
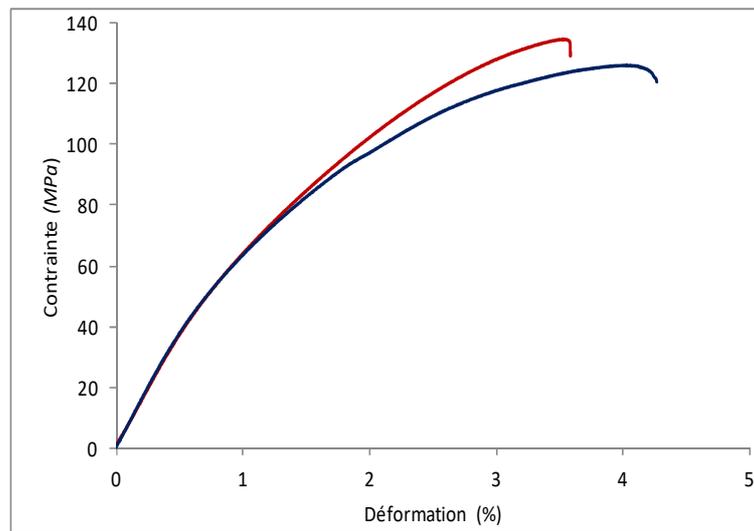


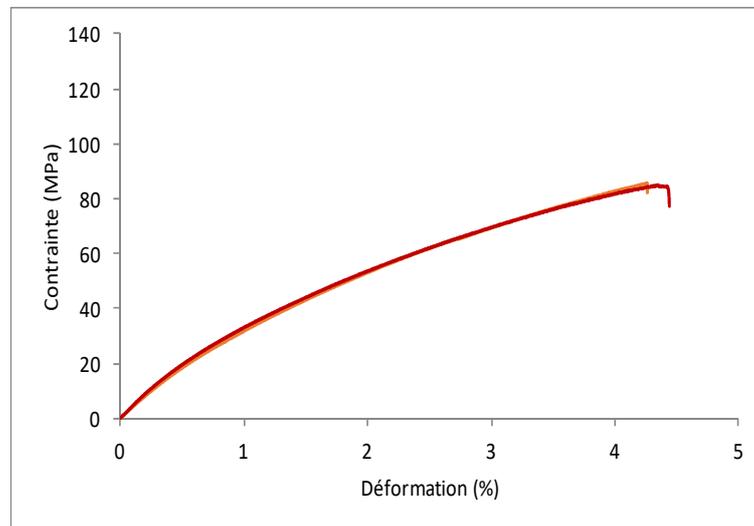
Figure 2-24. Eprouvettes pour un essai de flexion : a) éprouvette stratifiée élastique, b) éprouvette stratifiée viscoélastique

2.3.3.2. Analyse du comportement mécanique en flexion

Des courbes typiques du comportement des composites stratifiés et stratifiés viscoélastiques sont présentées dans la Fig. 2.25. Ces figures présentent l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation des éprouvettes. Les résultats des stratifiés élastiques et viscoélastique présentent un comportement linéaire suivi d'un comportement non linéaire jusqu'à la rupture totale de l'échantillon qui est du type ductile. L'évolution de la contrainte en fonction de la déformation s'est déroulée en trois étapes : une augmentation linéaire très courte pour de faibles contraintes au début de l'essai suivie d'un comportement non linéaire dans la deuxième étape jusqu'à un chargement maximal, ensuite la charge diminue lorsque la déformation augmente jusqu'à la rupture totale de l'éprouvette. Ce comportement est induit par le comportement non linéaire de la fibre unitaire de lin et celui viscoélastique de la résine greenpoxy et de la couche viscoélastique.



a)



b)

Figure 2-25 Courbes typiques de contrainte/déformation des composites lin/greenpoxy : a) stratifié élastique b) stratifié viscoélastique.

Dans le but de mettre en évidence l'effet de l'insertion de la couche viscoélastique sur le comportement en flexion en statique des composites lin/greenpoxy, les courbes contrainte/déformation des deux composites stratifiés et stratifiés viscoélastiques ont été superposées dans la figure 2.26. Il a été noté à partir de ces résultats que la rigidité et la charge maximale du stratifié viscoélastique sont inférieures aux valeurs obtenues dans le cas du composite stratifié. Les caractéristiques élastiques et à la rupture de flexion des deux types de composites sont résumées dans le tableau 2.7. La valeur de la contrainte à la rupture pour le composite viscoélastique a diminué d'environ 40% par rapport à celle du composite stratifié,

alors que la déformation à la rupture a augmenté de 10%. Cette variation est due au comportement viscoélastique du caoutchouc qui diminue la rigidité de la structure mais augmente son allongement à la rupture.

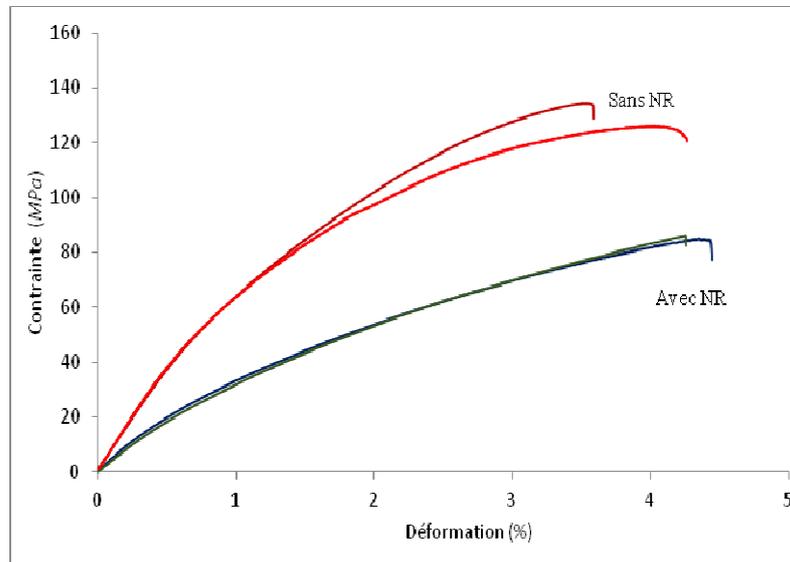


Figure 2-26. Effet de l'insertion de la couche viscoélastique sur le comportement en flexion trois points des composites.

Tableau 2-7. Les caractéristiques à la rupture des deux types de composites.

Type d'éprouvette	Module de Young (GPa)	Contrainte à la rupture (MPa)	Déformation à la rupture (%)
Stratifié	15.4	135	3.9
Stratifié viscoélastique	9.8	75	4.5

2.3.3.3. Analyse de l'endommagement du composite

Comme dans le cas des tests de traction, un suivi des mécanismes d'endommagement par émission acoustique a été réalisé. Une classification des événements acoustiques par la méthode de K-moyenne a été ainsi effectuée permettant d'identifier et de suivre les différents modes d'endommagement au cours des tests de flexion. La figure 2.27_a) présente les résultats obtenus de la classification dans le composite unidirectionnel $[0]_{16}$. Trois classes ont été retenues. Les événements de la classe A correspondent à la fissuration matricielle, ils apparaissent dès le début de l'essai et présentent des amplitudes faibles qui varient entre 40 et 55 dB. Les signaux de cette classe sont détectés tout au long de l'essai. Après un certain temps et dès le début de la deuxième phase non linéaire de la courbe des

contraintes/déformations, les évènements de la classe B (décohésion fibre/matrice) ont été détectés. Enfin, La classe D qui correspond à la rupture des fibres apparaît en fin d'essai et coïncide avec la diminution brutale de la courbe de la charge. Les figures 2.27_a) ii) et iii) présentent respectivement l'Analyse en Composante Principale (ACP) et le nombre de coups cumulés pour chaque classe en fonction du temps. Ces paramètres représentent une bonne indication de la chronologie et de l'évolution des événements acoustiques. Ainsi, on peut remarquer que le nombre de coups dans les classes A, B et D augmente progressivement jusqu'à la rupture de l'échantillon.

La figure 2.27_b) présente les résultats de classification obtenus pour le stratifié viscoélastique sur une éprouvette $[0_8/NR]_s$. Quatre classes ont été obtenues. En effet, ce stratifié présente une classe supplémentaire par rapport au composite élastique. Cette classe supplémentaire notée E correspond à la décohésion interfaciale de la couche viscoélastique et du composite. Le même résultat a été observé dans le cas des essais de traction. Cette classe apparaît au cours de la deuxième phase non linéaire de la courbe de charge/temps. Elle présente des amplitudes relativement élevées qui varient entre 65 et 85 dB. Cette classe est suivie par la classe D qui correspond à la rupture des fibres. En effet, la rupture de l'éprouvette a eu lieu juste après l'apparition de quelques évènements de la classe D.

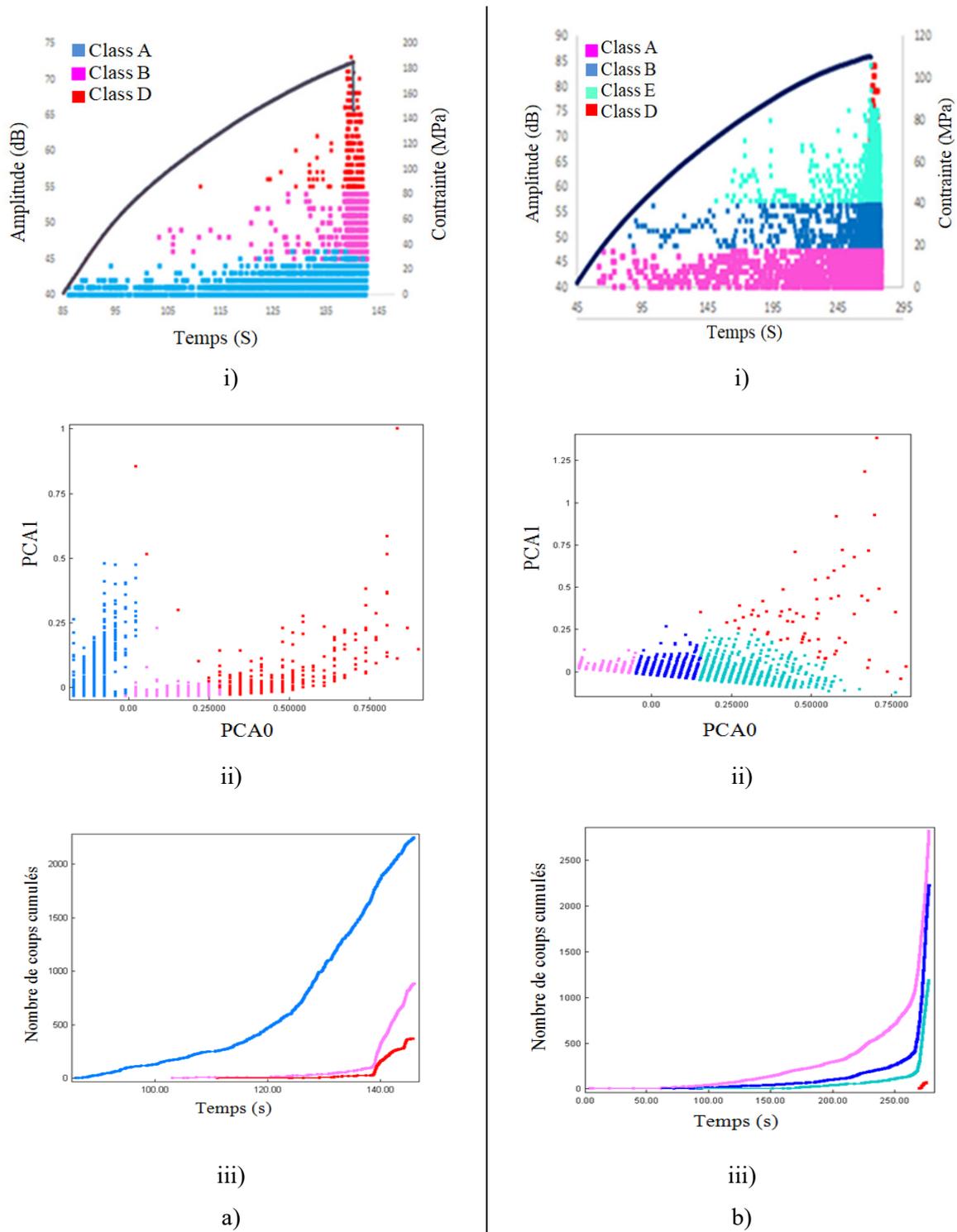


Figure 2-27. Analyse des données d'émission acoustique: i) Amplitude/temps,ii) Analyse en Composantes Principales et iii) Chronologie d'apparition des différentes classes des composites : a) $[0]_{16}$ et b) $[0_8/NR]_s$.

2.4. *Fatigue cyclique en flexion des composites*

2.4.1. *Procédure expérimentale*

Les deux composites stratifié et stratifié viscoélastique ont été sollicités en fatigue cyclique en flexion 3-points selon le protocole présenté dans le paragraphe 2.3 des essais statiques. Les essais ont été effectués à température ambiante en contrôlant le déplacement. La forme d'onde du signal est sinusoïdale (fig 2.28) avec une fréquence constante de 5 Hz.

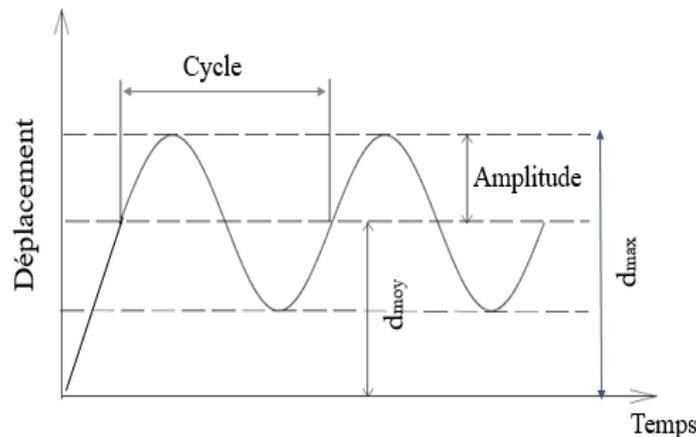


Figure 2-28. Exemple typique d'une forme d'onde sinusoïdale pour un essai de fatigue.

2.4.2. *Analyse du comportement mécanique en fatigue cyclique du composite*

Dans le but d'étudier le comportement en fatigue du composite lin/greenpoxy, les essais ont été menés en choisissant un déplacement moyen constant égale à 40% du déplacement à la rupture en statique (d_{moy}/d_{rup}) et un niveau de chargement r (d_{max}/d_{rup}) égale à 50%. Au cours de cet essai, le déplacement et la charge ont été enregistrés jusqu'à 1 million de cycles.

2.4.2.1.1. *Rigidité*

La rigidité du composite caractérisée par le rapport de la charge maximale F_{max} rapportée à celle obtenue dans le premier cycle F_{0max} (F_{max}/F_{0max}) est donnée dans la figure 2.29 pendant la fatigue. On constate que l'évolution se déroule en deux phases: Dans un premier temps, une diminution brutale de près de 30% dès les premiers cycles a été observée. Cette diminution devient ensuite très lente dans la deuxième phase, correspondant à la quasi-totalité de la durée de l'essai. Les deux phases de la courbe peuvent être associées d'abord à la déformation élastique des parois cellulaires des fibres et à l'initiation et la multiplication de l'endommagement de la matrice et des fibres pour la première phase. Ensuite à la propagation stable de l'endommagement durant la deuxième phase.

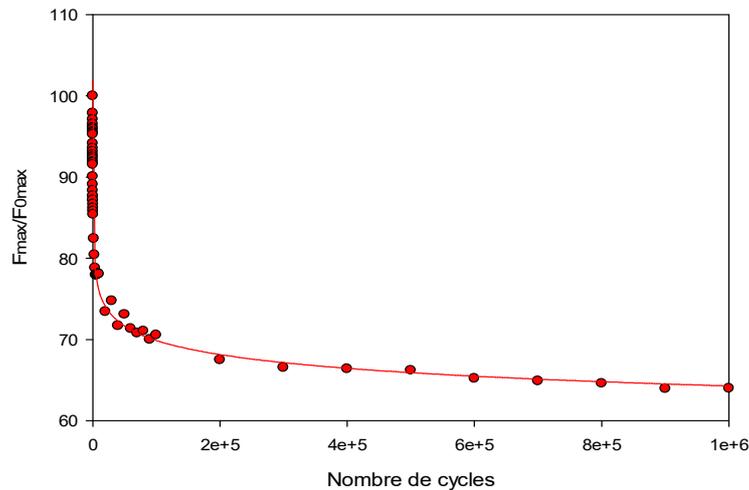


Figure 2-29. Evolution de la charge maximale en fonction du nombre de cycles d'un composite $[0]_{16}$.

2.4.2.1.2. Cycles d'hystérésis

Au cours des essais de fatigue, 200 points expérimentaux sont enregistrés 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. La figure 2.30 présente l'évolution des cycles hystérésis au cours de la fatigue. Pour la clarté de la présentation des figures, ces courbes ont été translatées suivant l'axe des abscisses pour chaque cycle. La charge maximale représentée par le pic de la courbe force-déplacement diminue lorsque le nombre de cycles augmente, alors que l'aire intérieure du cycle d'hystérésis croît avec l'augmentation du nombre de cycles. Ces variations sont la conséquence du développement de l'endommagement régié par la dégradation au cours de la fatigue du stratifié.

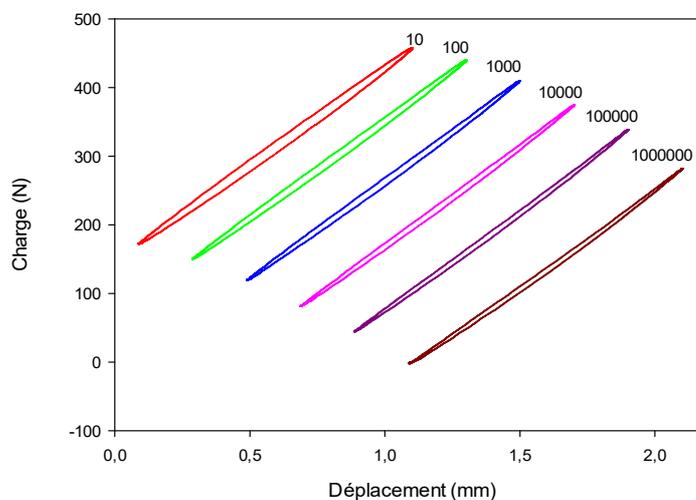


Figure 2-30. Boucles d'hystérésis pour des essais de fatigue cyclique en flexion trois points.

2.4.2.1.3. Energies

L'énergie dissipée est une donnée utile pour l'étude du comportement en fatigue des composites. Cette énergie est dissipée par le matériau lorsqu'il subit une sollicitation. Dans cette étude, les éprouvettes sont sollicitées en flexion, puis soumises à la fatigue cyclique. Lorsque la charge est suffisamment grande, la déformation plastique et les endommagements sont induits et la courbe de la charge en fonction du déplacement a la forme d'une boucle due à l'hystérésis c'est-à-dire à la perte de l'énergie. L'aire intérieure engendrée par ces courbes représente l'énergie dissipée au cours du cyclage, tandis que l'aire sous la partie supérieure (partie de chargement) du cycle d'hystérésis représente l'énergie potentielle maximale au cours de cyclage. L'énergie potentielle maximale E_p et l'énergie dissipée E_d sont calculées numériquement en utilisant une simple sommation de l'aire à l'aide de la formule de trapèze [35]. La figure 2.31 présente l'évolution de l'énergie dissipée en fonction du nombre de cycles. L'énergie dissipée diminue lorsque le nombre de cycles augmente. Cette diminution est beaucoup plus marquée dans les premiers cycles et devient pratiquement constante pour un nombre de cycles élevé. Au début du cyclage, la déformation et le redressement des fibres de lin se fait de manière réversible, ensuite le stratifié commence à s'endommager. Au bout de quelques centaines de cycles, l'énergie dissipée est devenue pratiquement constante.

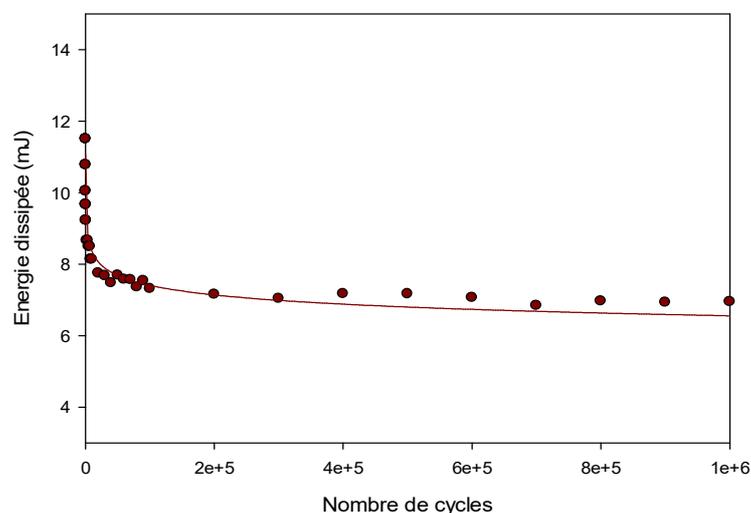


Figure 2-31. Evolution de l'énergie dissipée E_d en fonction du nombre de cycles.

2.4.2.1.4. Amortissement

La dissipation d'énergie dans les matériaux composites est induite par différents mécanismes, tels que le comportement viscoélastique des fibres et de la matrice, l'amortissement à l'interface fibre/matrice et l'amortissement du aux endommagements. Dans les essais de fatigue cyclique, le facteur d'amortissement par cycle est donné par le rapport entre l'énergie

dissipée (E_d) et l'énergie potentielle maximale emmagasinée (E_p) par cycle. Ainsi le facteur d'amortissement est donné par l'expression suivante :

$$\eta = \frac{E_d}{2\pi E_p} \quad (2.1)$$

La figure 2.32 illustre l'évolution du coefficient d'amortissement en fonction du nombre de cycles. Ce résultat montre une légère augmentation de l'amortissement avec l'augmentation du nombre de cycles qui est de l'ordre de 0.2%.

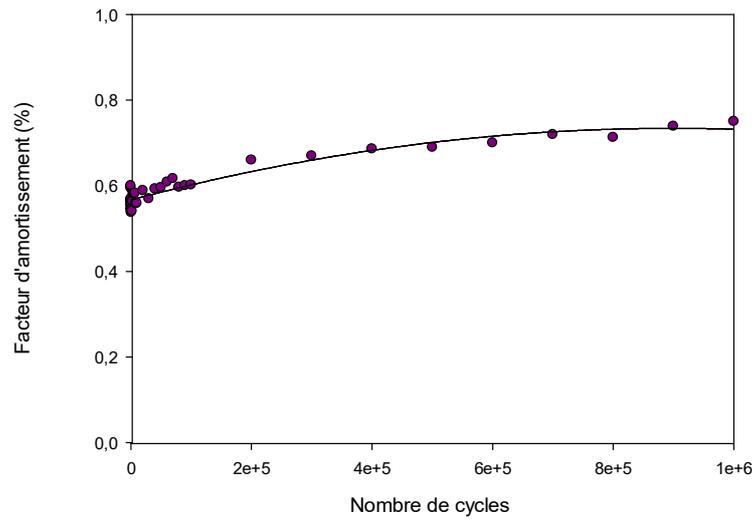


Figure 2-32. . L'évolution du facteur d'amortissement en fonction du nombre de cycles.

2.4.3. Effet de l'insertion de la couche viscoélastique sur le comportement en fatigue du stratifié

Dans le but de mettre en évidence l'effet de la couche viscoélastique sur les caractéristiques en fatigue du composite lin/greenpoxy, des essais de fatigue cyclique ont été réalisés pour des composites stratifiés et stratifiés viscoélastiques. Il a été observé des résultats obtenus précédemment qu'à partir de 10^4 cycles, les valeurs des différentes caractéristiques mécaniques sont pratiquement constantes même au delà du million de cycles. Ainsi, tous les essais de fatigue menés sur les composites élastiques et viscoélastique vont être limités à 10^4 cycles. Ces essais sont effectués avec un niveau de chargement moyen de 50% ($d_{moy}/d_{rup} = 50\%$) et une amplitude de déplacement de 1mm.

2.4.3.1. Rigidité

La figure 2.33 présente l'évolution de la rigidité (caractérisée par le rapport de la charge maximale rapportée à celle obtenue au premier cycle) des deux stratifiés en fonction du nombre de cycles avec une échelle semi-logarithmique (Fig. 2.33.a) et linéaire (Fig. 2.33.b).

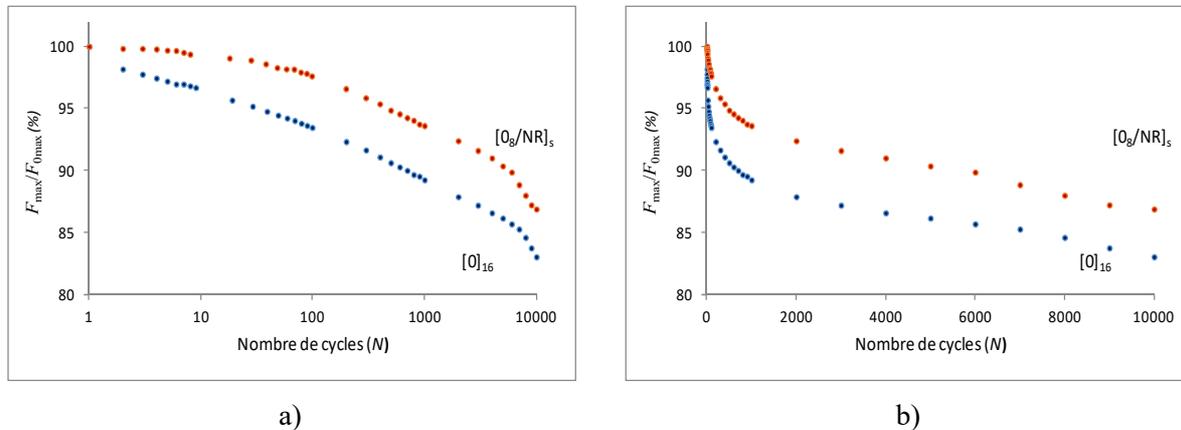


Figure 2-33. Evolution de la rigidité en fonction du nombre de cycles : a) Echelle logarithmique, b) Echelle linéaire.

Pour les deux stratifiés, la perte de rigidité se déroule en deux phases : la première phase est caractérisée par une diminution significative dès les premiers cycles. Cette perte est d'environ 35% pour le stratifié élastique et 20% pour le stratifié viscoélastique. La seconde phase, qui correspond à la propagation stable des fissures, se caractérise par une diminution très lente. Cette variation résulte du comportement viscoélastique de la couche confinée entre deux composites stratifiés. En effet, l'insertion de la couche viscoélastique réduit la rigidité du composite en statique, mais diminue sa réduction en fatigue.

2.4.3.2. Cycles d'hystérésis

La figure 2.34 présente, à titre d'exemple, l'évolution des boucles d'hystérésis obtenues pour différents nombres de cycles (10 , 10^2 , 10^3 , 3.10^3 , 5.10^3 , 7.10^3 , 9.10^3 et 10^4) des stratifiés élastique et viscoélastique. Les courbes ont été translattées le long de l'axe de déplacement pour plus de clarté.

Pour les deux types de stratifiés, la charge maximale diminue et la surface des cycles d'hystérésis s'élargie avec l'augmentation du nombre de cycles. Pour le stratifié viscoélastique, on constate une distorsion des courbes d'hystérésis et une augmentation beaucoup plus importante des surfaces des boucles d'hystérésis (Fig. 2.34.b) en les comparant avec celles des stratifiés élastiques (Fig. 2.34.a).

On constate également que la distorsion des boucles s'amplifie avec l'augmentation du nombre de cycles. Cette distorsion est beaucoup plus marquée dans le cas des stratifiés

viscoélastiques. La réponse dynamique de chargement et déchargement des deux stratifiés est différente et elle est la conséquence du comportement non linéaire de la couche viscoélastique.

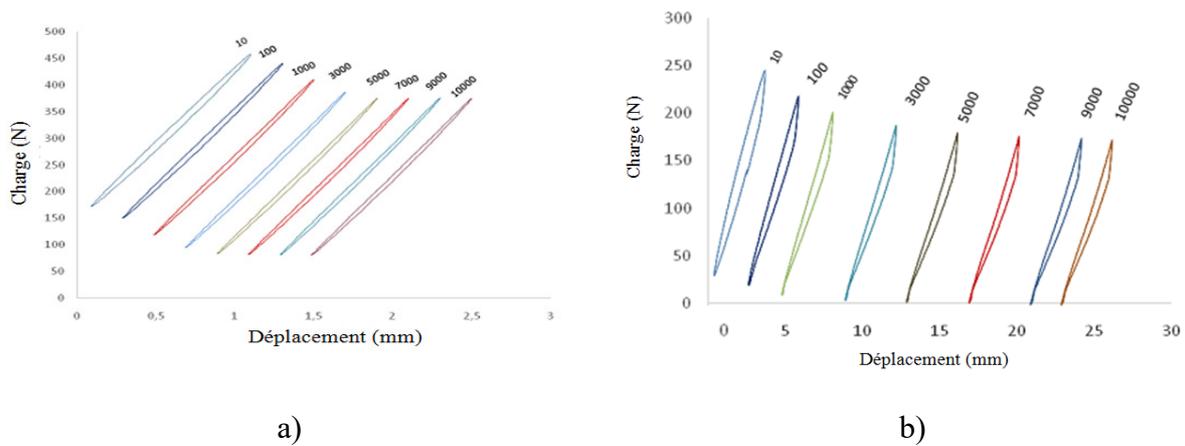


Figure 2-34. Evolution des cycles d'hystérésis des stratifiés : a) élastique (sans NR) et b) viscoélastique (avec NR).

2.4.3.3. Energies

A partir des cycles d'hystérésis, les différentes quantités d'énergies ont été calculées. La figure 2.35 présente l'évolution de l'énergie dissipée E_d en fonction du nombre de cycles pour les deux stratifiés. Les résultats montrent que l'énergie dissipée diminue lorsque le nombre de cycles augmente. On constate également que l'insertion de la couche viscoélastique dans un composite augmente sa capacité de dissipation d'énergie. En effet, l'énergie dissipée est deux fois plus élevée dans le stratifié viscoélastique que celui élastique.

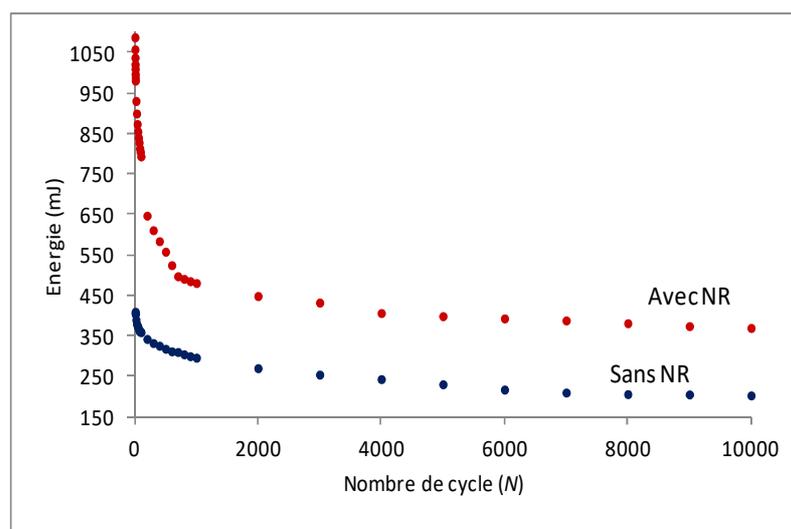


Figure 2-35. Evolution de l'énergie dissipée en fonction du nombre de cycles dans les composites élastiques (sans NR) et viscoélastiques (avec NR).

2.4.3.4. Facteur d'amortissement

L'évolution des facteurs d'amortissement dans les composites a été également évaluée et analysée au cours de la fatigue. La figure 2.36 présente la variation du facteur d'amortissement en fonction du nombre de cycles pour les deux stratifiés. Les courbes présentent une diminution de l'amortissement dans les premiers cycles pour devenir presque constant après quelques centaines de cycles. Le stratifié viscoélastique présente des valeurs très élevées, qui sont 3 à 4 fois plus élevées que celles obtenues dans le stratifié élastique. Ceci met en évidence le fait que la couche du caoutchouc possède un niveau de dissipation d'énergie élevé. Elle joue un rôle d'amortissement très important et améliore de manière significative les propriétés d'amortissement de la structure.

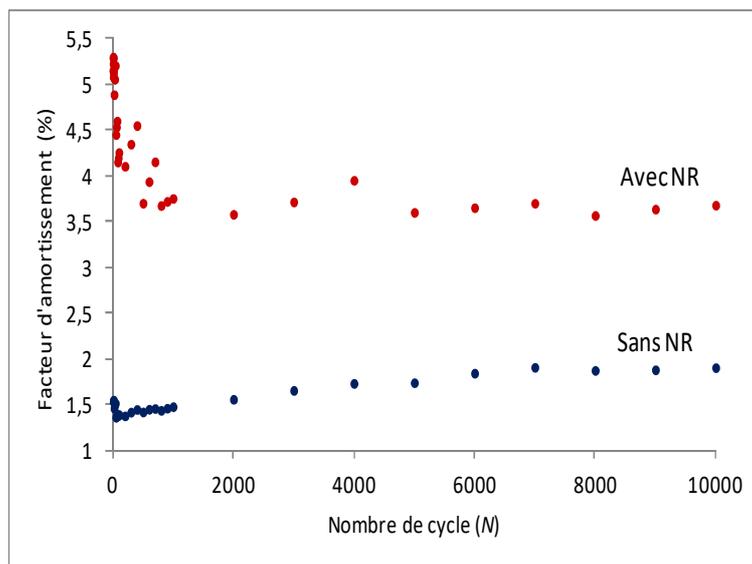
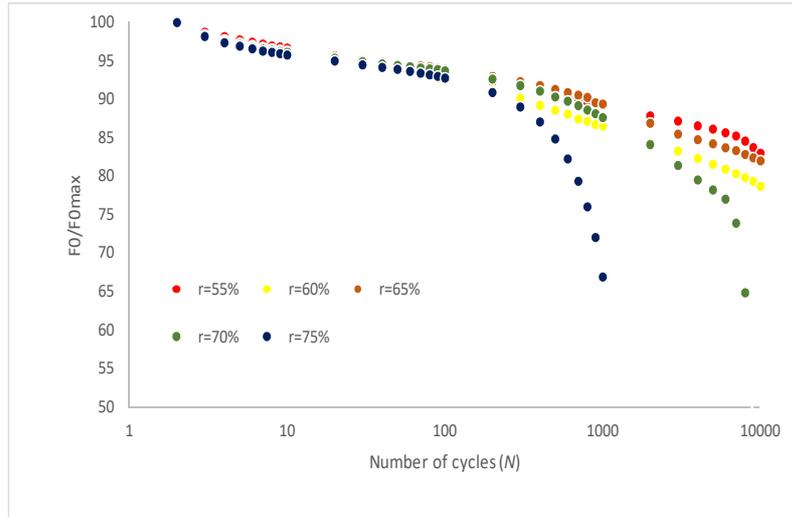


Figure 2-36. Evolution du facteur d'amortissement en fonction du nombre de cycle pour des composites élastique (sans NR) et viscoélastique (avec NR).

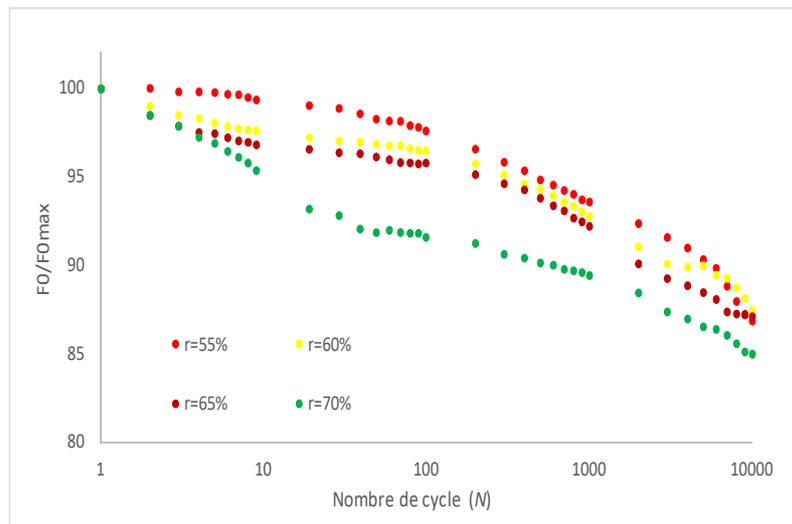
2.4.4. Durabilité

Dans cette partie, la durabilité et les durées de vie des composites stratifié et stratifié viscoélastique ont été étudiées. En effet, les variations des charges appliquées pour un déplacement donné ont été évaluées en fonction du nombre de cycles pour les deux stratifiés. Pour les différents niveaux de chargement, un déplacement moyen égale à 50% le déplacement à la rupture ($d_{\text{moy}}=50\% d_{\text{rup}}$) a été fixé au cours des essais en faisant varier le rapport de chargement r ($r= d_{\text{max}}/d_{\text{rup}}$). A titre d'exemple, nous avons reporté sur la figure 2.37 (avec une échelle semi-logarithmique) l'évolution de la force maximale rapportée à celle obtenue dans le premier cycle ($F_{\text{max}}/F_{0\text{max}}$) en fonction du nombre de cycles. On constate que

la perte de charge s'amplifie avec l'augmentation du niveau de chargement. En effet, elle est maximale pour un niveau de chargement r de 70% pour le stratifié élastique et 75% pour le stratifié viscoélastique. On constate également que le stratifié élastique perd une quantité importante de sa rigidité au cours des 10^4 cycles, qui atteint les 40 à 45 % pour des niveaux de chargements 70 et 75%. Pendant que le stratifié viscoélastique, perd une quantité moins élevée d'environ 15% pour un même niveau de chargement. Ce résultat confirme ce qui a été trouvé précédemment dans le paragraphe 2.4.3 que l'insertion de la couche viscoélastique réduit la perte de rigidité du composite en fatigue.



a)



b)

Figure 2-37. Evolution de la rigidité en fonction du nombre de cycles pour différents niveaux de chargement : a) stratifié élastique et b) stratifié viscoélastique.

Pour les essais de fatigue en flexion à déplacement imposé, la rupture totale des éprouvettes n'est pas toujours atteinte. Ainsi, un critère de durée de vie a été défini pour les deux stratifiés pour la construction des courbes de Wöhler noté N_{10} . Il s'agit de déterminer le nombre de cycles nécessaires pour atteindre une diminution de la rigidité de 10% par rapport à sa valeur initiale.

La figure 2.38 présente l'évolution des contraintes appliquées en fonction du nombre de cycles N_{10} . On constate que les stratifiés viscoélastiques présentent des contraintes beaucoup moins élevées que les stratifiés élastiques. Pour une même contrainte appliquée, le stratifié viscoélastique présente une durée de vie plus élevée que le stratifié élastique. En effet, la couche viscoélastique réduit la résistance du composite par contre elle augmente sa durée de vie.

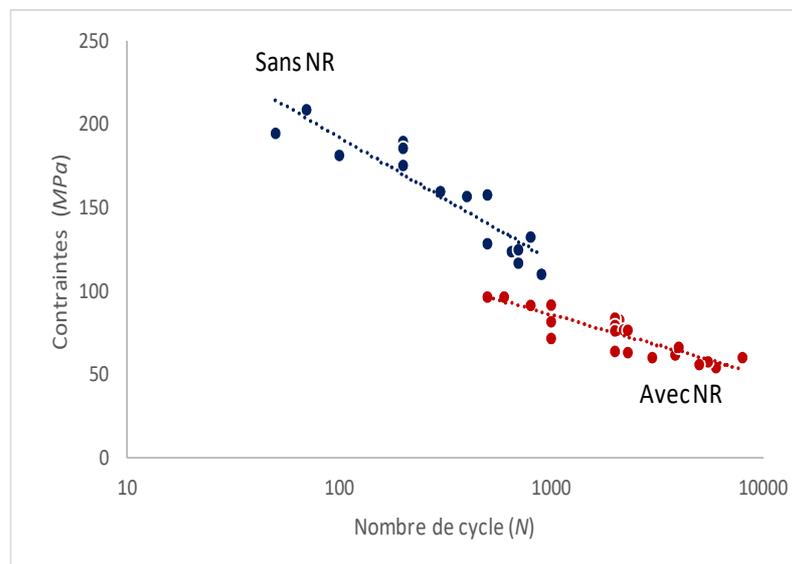


Figure 2-38. Courbe de Wöhler des composites élastique et visocélastique.

2.4.4.1. Analyse de l'endommagement par émission acoustique

Comme dans le cas des essais en statique, une analyse et un suivi de l'endommagement par émission acoustique ont été réalisés. La classification des différents modes d'endommagement dans les essais de fatigue a été réalisé sur des éprouvettes unidirectionnelles stratifié $[0]_{16}$ et stratifié viscoélastique $[0_8/NR]_s$. La figure 2.39 a) et b) présente les résultats de classification des données d'émission acoustique. L'activité acoustique au cours des essais de fatigue est divisée en trois phases (Fig. 2.39.a) pour les éprouvettes $[0]_{16}$, et en quatre phases (Fig. 2.39.b) pour les éprouvettes $[0_8/NR]_s$. Une classe supplémentaire a été observée dans le stratifié viscoélastique.

Pour le stratifié élastique, on observe peu de chevauchement des amplitudes des différentes classes qui sont bien distinctes dès le début et jusqu'à la fin de l'essai. Ces classes peuvent être associées à des mécanismes d'endommagement en se basant sur les résultats de l'analyse effectuée dans le cas des essais en statique. Cette discrimination des mécanismes d'endommagement peut être ainsi justifiée à partir des résultats des travaux effectués au laboratoire par El Mahi et al. [101], [99] et dans plusieurs travaux de la littérature comme par exemple ceux de Bravo et al. [103], et Aslan et al. [104] sur les caractéristiques acoustiques des principaux mécanismes d'endommagements pour les composites à fibres naturelles de lin. Ainsi, les mécanismes d'endommagement considérés selon les signaux EA collectés sont les suivants : fissuration matricielle « classe A », décohésion interfaciale fibre/matrice, « classe B » et Délaminage « classe C ».

Pour les stratifiés viscoélastiques, le mécanisme de décohésion entre le composite et la couche viscoélastique a été également observé. Des petites zones de chevauchement entre les amplitudes ont été constatées. L'identification des différents mécanismes d'endommagement a abouti aux résultats suivants : fissuration matricielle « classe A », décohésion interfaciale fibre/matrice, « classe B », et Délaminage « classe C » et décohésion interfaciale composite/couche viscoélastique « classe E ».

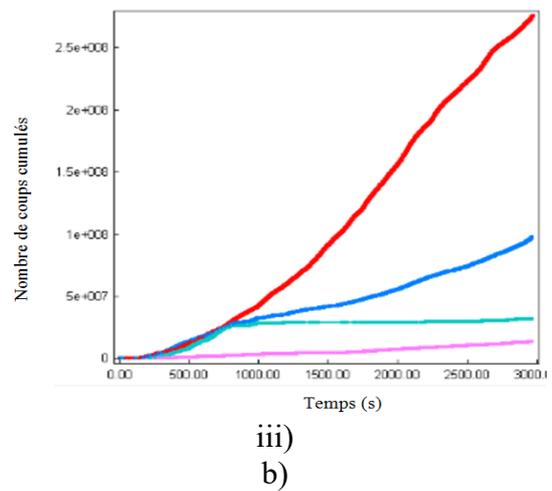
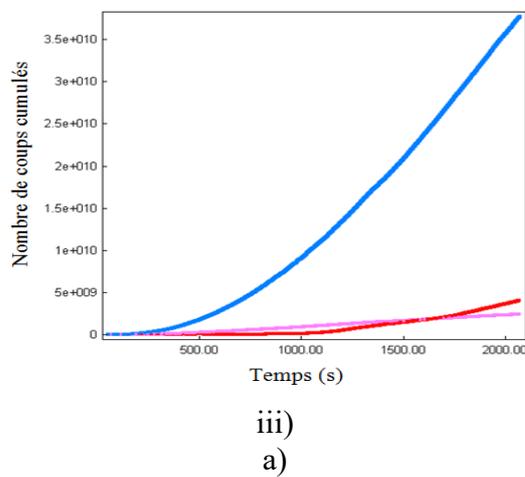
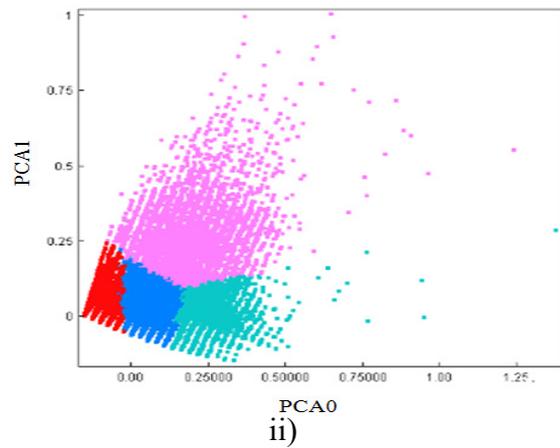
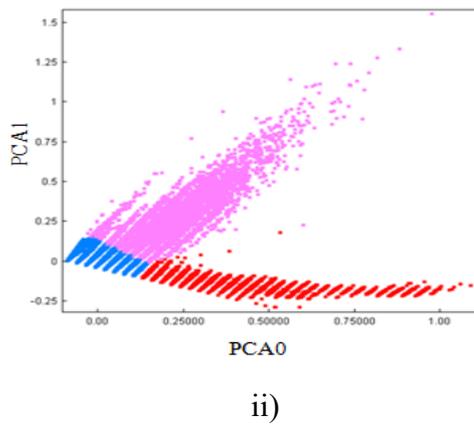
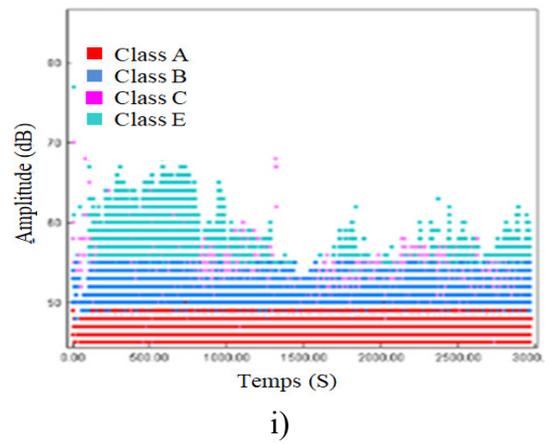
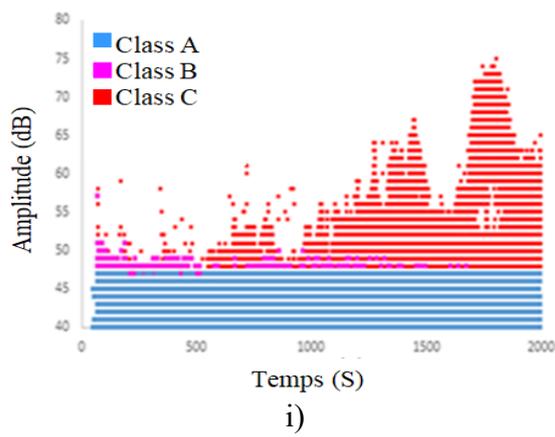


Figure 2-39. Analyse des données d'émission acoustique: i) Amplitude/temps,ii) Analyse en Composantes Principales et iii) Chronologie d'apparition des différentes classes des composites : a) $[0]_{16}$ et b) $[0_8/NR]_{16}$.

2.5. *Conclusion*

Le comportement mécanique en statique et en fatigue des composite lin/greenpoxy élastique et viscoélastique a été étudié. Des essais de traction uni-axiale en statique ont été effectués sur des éprouvettes ayant différentes séquences d'empilement et des essais de flexion 3-points en statique et fatigue cyclique ont été effectués sur des éprouvettes unidirectionnelles suivant la direction 0°. Les différents essais ont été suivis par émission acoustique (EA) pour identifier et suivre l'évolution des différents mécanismes d'endommagement. Une approche de classification par la méthode des "k-moyens" a été utilisée. Des analyses microscopiques, associées à cette approche, ont permis de mettre en évidence les différents mécanismes d'endommagement au cours des essais. Il a été observé trois ou quatre classes d'endommagement (fissuration matricielle, décohésion interfaciale fibre/matrice, délaminage, et rupture des fibres) selon la séquence d'empilement pour les stratifiés élastiques et quatre ou cinq classes pour ceux viscoélastiques. Une classe supplémentaire « décohésion composite/couche viscoélastique » a été obtenue dans le cas du stratifié viscoélastique et pour tous les essais réalisés en statique et en fatigue cyclique. Enfin, l'analyse des essais de fatigue et de la durabilité a montré que le stratifié viscoélastique présente des contraintes moins élevées que le stratifié élastique mais présente une durée de vie plus élevée.

Ces stratifiés peuvent être utilisés en remplacement ou en complément dans le cas des applications utilisant des composites classiques renforcés par des fibres synthétiques comme les fibres de verre. Ils peuvent être aussi utilisés dans la conception ou la recherche de matériaux améliorant la réponse dynamique des structures par un niveau de dissipation d'énergie important.

Chapitre 3. Comportement vibratoire des composites stratifiés élastiques et viscoélastiques

Résumé

Ce chapitre présente une analyse expérimentale du comportement vibratoire des composites stratifiés élastiques et viscoélastiques. Une analyse modale expérimentale de vibrations en flexion avec excitation à l'aide d'un marteau d'impact est réalisée sur des échantillons de stratifiés constitués de plis unidirectionnels et de plis croisés. Tout d'abord, une analyse des propriétés mécaniques et des amortissements modaux de différentes poutres composites en fonction de la fréquence est effectuée. Ensuite, l'influence de la séquence d'empilement et de l'orientation des fibres sur le comportement vibratoire est discutée. Enfin, une attention particulière est portée sur l'analyse de l'évolution des propriétés mécaniques et des amortissements modaux en fonction de la fréquence des diverses séquences d'empilement du composite viscoélastique. La comparaison des résultats, en termes de dissipation d'énergie, montre que l'amortissement du stratifié viscoélastique est plus important que celui du stratifié élastique. L'intégration d'une couche viscoélastique dans le composite stratifié améliore de façon importante ses propriétés modales.

3.1. *Introduction*

Les problèmes relatifs à la vibration de structures en matériaux composites interviennent dans divers domaines, et la maîtrise de l'amortissement des vibrations est un facteur essentiel dans de nombreuses applications structurales.

De nos jours, les technologies modernes sont à la recherche de nouvelles techniques pour améliorer les propriétés dynamiques des matériaux composites sans ajouter de masse. Ceci peut être effectué soit en utilisant des matériaux viscoélastiques qui dissipent beaucoup plus d'énergie vibratoire, soit des capteurs ou actionneurs piézoélectriques capables de rigidifier la structure localement en modifiant et réduisant les problèmes de résonance.

L'objectif de ce chapitre est d'étudier l'effet de l'insertion d'une couche viscoélastique en caoutchouc naturel sur le comportement vibratoire d'un composite bio-sourcé. On propose, dans un premier temps d'évaluer les propriétés dynamiques du stratifié élastique lin/greenpoxy pour différentes séquences d'empilement et dans un deuxième temps, d'étudier le comportement vibratoire de l'ensemble de la structure stratifiée viscoélastique constituée de composite élastique lin /greenpoxy avec une couche viscoélastique en caoutchouc naturel.

3.2. *Etude modale expérimentale*

3.2.1. *Différentes méthodes d'analyse modale*

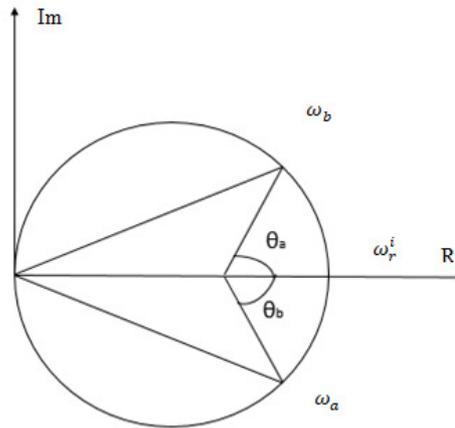
Les mesures des fréquences propres en flexion des poutres composites peuvent être effectuées soit en balayant une plage de fréquences à l'aide d'un pot vibrant soit en imposant une excitation de type impact à l'aide d'un marteau de choc. Par la suite, la réponse de la structure peut être détectée soit à l'aide d'un accéléromètre soit à l'aide d'un vibromètre laser mono-point.

Les propriétés dynamiques de l'éprouvette peuvent être ensuite mesurées à l'aide d'une réponse temporelle, ou à l'aide de la fonction de réponse en fréquence obtenue (*FRF*). Cette fonction présente la réponse mesurée (déplacement, vitesse ou accélération) en fonction de la fréquence. Elle peut être représentée sous plusieurs formes dont les plus connues sont les diagrammes de Bode (présentant l'évolution du module et de la phase en fonction de la fréquence) et les diagrammes de Nyquist (présentant l'évolution de la partie imaginaire du signal complexe en fonction de sa partie réelle). Dans le diagramme de Bode, les modes propres correspondent aux pics et peuvent être déterminés à partir du diagramme amplitude/fréquence. Dans le plan de Nyquist, la *FRF* se présente sous la forme d'un cercle au voisinage des résonances. Les propriétés modales peuvent être mesurées à partir de la *FRF*

en utilisant différentes méthodes, comme par exemple la méthode de «Circle Fitting» et la méthode de «la bande passante».

La méthode de «Circle Fitting» [105] consiste à projeter la *FRF* obtenue dans le plan de Nyquist. Dans cette méthode, chaque mode doit être considéré séparément. La procédure consiste de trouver les caractéristiques du cercle interpolant au mieux les points expérimentaux de la *FRF*. Cette interpolation peut être optimisée au moyen de différents algorithmes. Ainsi, la pulsation de résonance ω_r peut être mesurée directement à partir des propriétés du cercle (Fig 3.1). Par la suite le facteur d'amortissement est calculé par la formule suivante :

$$\eta = \frac{\omega_a^2 - \omega_b^2}{\omega_r^i (\omega_a \tan \frac{\theta_a}{2} + \omega_b \tan \frac{\theta_b}{2})} \quad (3.1)$$



3Figure 3-1. Exemple typique d'un cercle d'interpolation pour la méthode de Circle-Fitting.

La méthode de la bande passante est connue sous la dénomination de la méthode à (-3 dB) [105]. Cette méthode est couramment utilisée pour sa simplicité d'utilisation. Elle consiste à isoler chaque pic de résonance de la *FRF* représentant l'amplitude en fonction de la fréquence. Par la suite, chaque pic de résonance permet de déterminer la fréquence de résonance propre f_n du mode n et de calculer son coefficient d'amortissement correspondant η_n . La méthode consiste à définir une bande passante mesurée à (-3 dB) par rapport à la valeur maximale d'amplitude. La largeur de cette bande Δf_n est calculée par la différence des fréquences d'intersection f_1 et f_2 représentées dans la figure 3.2. Ainsi le facteur d'amortissement η_n est calculé pour chaque mode n en utilisant l'équation 3.2

$$\eta_n = \frac{\Delta f_n}{f_n} = \frac{f_2 - f_1}{f_n} \quad (3.2)$$

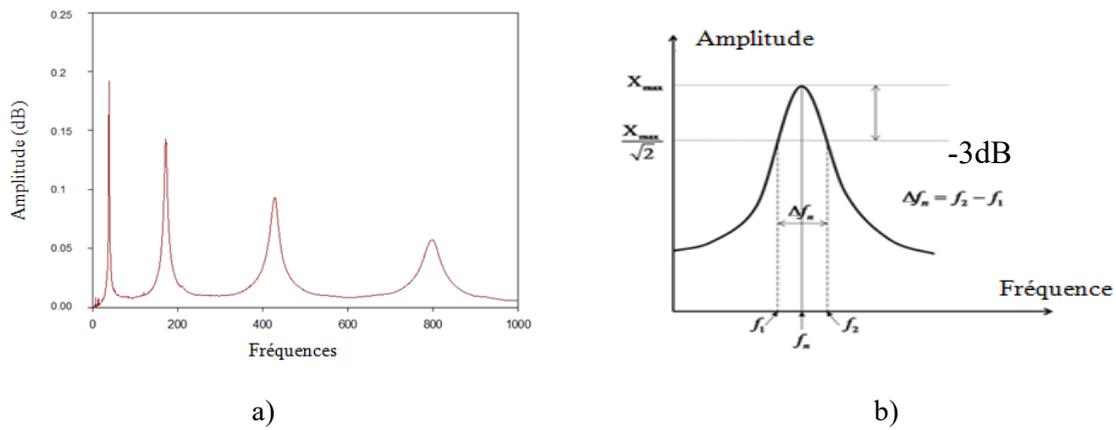


Figure 3-2. Méthode de la bande passante : a) Exemple typique d'une FRF, b) Mesure à (-3 dB).

3.2.2. Protocol expérimental

Dans ce chapitre, une analyse expérimentale dans le cas d'une excitation par impact a été réalisée sur une éprouvette dans une configuration encastree/libre. Les essais ont été réalisés selon la norme ASTM-E756. Cette analyse est très simple à mettre en œuvre. Le dispositif expérimental utilisé est présenté dans la figure 3.3.

L'éprouvette est maintenue horizontalement, encastree d'un côté dans un bloc d'encastrement et libre de l'autre côté (figure 3.3.b). Un marteau d'impact (PCB 086B03, modèle SN5909) est utilisé pour induire l'excitation des vibrations de flexion de la poutre à proximité du bloc d'encastrement. La réponse est détectée à l'autre extrémité à l'aide d'un accéléromètre (PCB 352C23, modèle SN109866). Les signaux obtenus sont ensuite numérisés et traités par un analyseur de signaux dynamiques de la société 'Siglab'. Cet analyseur est constitué d'une carte d'acquisition et de traitement, associée à un logiciel de contrôle et de traitement des signaux. Les signaux et les traitements associés sont ensuite sauvegardés pour les post-traitements. Les propriétés modales ont été ainsi déterminées en utilisant la méthode de la bande passante décrite dans la section 3.2.1.



Figure 3-3. Analyse expérimentale: a) Dispositif expérimental, b) Eprouvette encastree/libre.

3.3. *Comportement vibratoire des poutres composites*

Les essais d'analyse modale ont été réalisés sur différentes configurations d'éprouvettes selon la norme ASTM-E756. Tout d'abord, l'analyse a été effectuée sur des composites à fibres unidirectionnelles. Par la suite, des séquences d'empilement plus complexes, notamment des composites stratifiés croisés ont été testés. Afin d'étudier l'influence de l'orientation des fibres sur l'amortissement des composites, différentes éprouvettes ont été découpées suivant différentes directions, imposant ainsi des orientations des fibres allant de 0° jusqu'à 90° avec un pas de 15° (figure 3.4).

Dans ce cas, les composites considérés sont des stratifiés croisés du type $[\theta/90+\theta]_s$ avec l'angle θ varie de 0° à 90° avec un pas de 15° . Ces composites stratifiés sont désignés par Cr- θ (stratifié croisé d'angle θ et $90+\theta$). L'analyse modale de ces différentes séquences d'empilements a été effectuée sur des éprouvettes de largeur 25 mm, d'épaisseur nominale de 4 mm et pour des longueurs égales à 150, 200 et 250 mm.

Par la suite, des éprouvettes composites viscoélastiques ont été testées également en vibration dans les mêmes conditions que les composites élastiques. Dans ce cas aussi, l'analyse modale des différentes séquences d'empilement des stratifiés a été effectuée sur des éprouvettes de largeur 25 mm, d'épaisseur nominale de 5 mm et pour des longueurs égales à 150, 200 et 250 mm.

Pour les différents matériaux considérés, trois éprouvettes au moins de chaque séquence d'empilement ont été testées dans le but de tenir compte de la variabilité des propriétés des composites renforcés par des fibres naturelles. De plus, chaque essai a été répété au moins cinq fois. Les trois meilleures acquisitions ont été moyennées pour tracer la fonction de réponse en fréquence finale (*FRF*). Pour chaque poutre composite testée, la *FRF* a été analysée à l'aide d'un algorithme développé sous MATLAB.

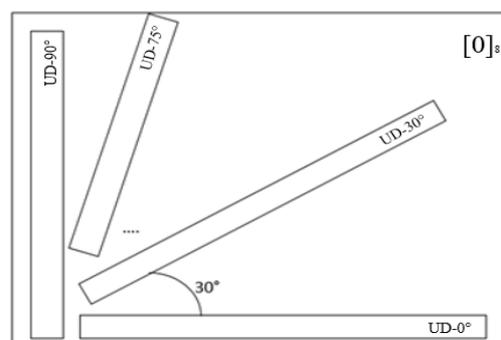


Figure 3-4. Découpe des éprouvettes unidirectionnelles avec différentes orientations des fibres.

3.3.1. Comportement vibratoire des poutres composites unidirectionnels

Cette section présente l'analyse du comportement vibratoire des composites unidirectionnels élastiques et viscoélastiques. Ces éprouvettes sont composées de huit plis, tous orientés suivant la même direction $[\theta]_8$ ou $[\theta_4/NR]_s$.

3.3.1.1. Comportement vibratoire des composites stratifiés élastiques

Les mesures des quatre premiers modes de flexion ont été réalisées pour chaque échantillon $[\theta]_8$ (désigné par UD- θ) avec trois longueurs différentes ($L = 150, 200$ et 250 mm) et des orientations de fibres allant de 0° jusqu'à 90° avec un pas de 15° . Les valeurs expérimentales ont été obtenues en moyennant les résultats d'au moins cinq essais pour chaque type d'éprouvette. La figure 3.5 présente l'évolution des fréquences propres en fonction de l'orientation des fibres des quatre premiers modes de vibration en flexion pour des éprouvettes de longueur $L=250$ mm.

Les fréquences diminuent lorsque l'orientation des fibres augmente. En effet, la fréquence propre est proportionnelle à la rigidité du matériau qui diminue avec l'augmentation de l'orientation des fibres. A titre d'exemple, une diminution de 30 Hz de la fréquence propre du premier mode est constatée entre un stratifié orienté à 0° et celui orienté à 90° alors que dans le cas du quatrième mode cette diminution dépasse les 1000 Hz.

La figure 3.6 présente l'évolution du module d'Young en fonction de la fréquence pour les différentes orientations (0° à 90°). Pour tous les cas, les valeurs des modules d'Young présentent une légère augmentation avec la fréquence. Les valeurs du module à basses fréquences (1er et 2ème mode) correspondent bien à celles mesurées lors des essais de traction uni-axiale. On constate aussi que les valeurs des modules diminuent lorsque l'orientation des fibres augmente. A titre d'exemple, le module d'Young est de l'ordre de 20 GPa pour un composite dont les fibres sont orientées à 0° ($[0]_8$), alors, qu'il est de l'ordre de 3 GPa pour le composite avec des fibres orientées à 90° ($[90]_8$). En effet, lorsque la poutre est soumise à la flexion, alors ses faces sont sollicitées en traction et compression suivant la direction des fibres pour un stratifié $[0]_8$ et suivant la direction perpendiculaire aux fibres pour un stratifié $[90]_8$.

Pour un mode de vibration donné, le module de Young longitudinal est proportionnel à la fréquence de vibration qui diminue avec l'augmentation de l'orientation des fibres.

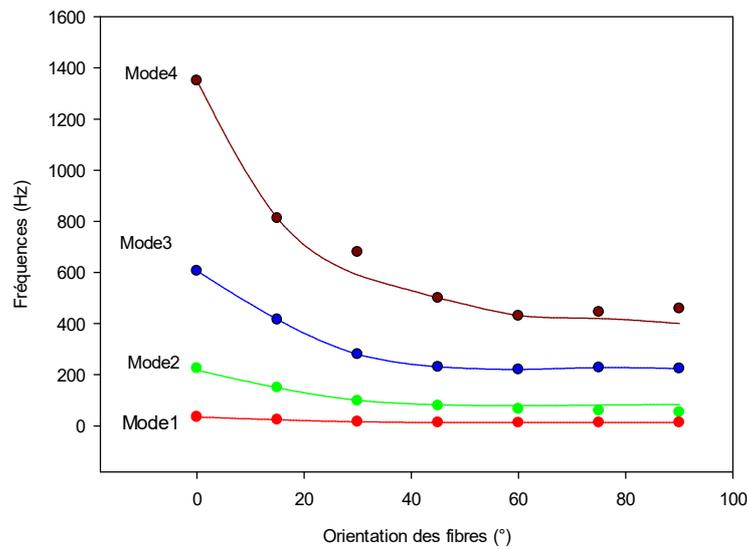


Figure 3-5. Evolution de la fréquence en fonction de l'orientation des fibres pour les quatre premiers modes de vibration.

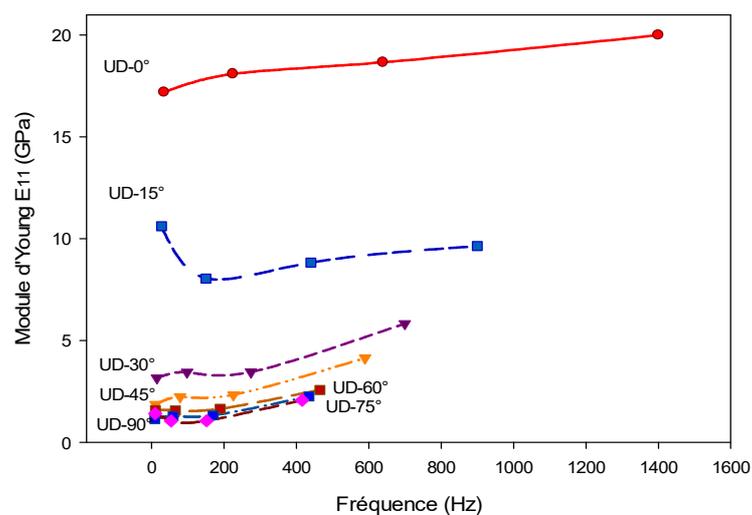


Figure 3-6. Evolution du module de Young longitudinal en fonction de la fréquence pour différentes orientations des fibres.

L'amortissement des matériaux a été mesuré en flexion de poutres, conformément à l'analyse expérimentale présentée au paragraphe 3.2.2, sur des éprouvettes de largeur égale à 25 mm et pour des longueurs égales à 150, 200 et 250 mm. Différentes orientations des fibres ont été étudiées : 0°, 15°, 30°, 45°, 60°, 75° et 90°. Les résultats obtenus de l'évolution des facteurs d'amortissements en fonction des fréquences sont présentés sur la figure 3.7.

Les valeurs des facteurs d'amortissement diminuent lorsque la fréquence augmente. On constate que pour toutes les orientations des fibres, l'amortissement est initialement élevé (4 à 5%) puis décroît assez rapidement avec l'augmentation des fréquences pour atteindre une valeur quasi constante pour des valeurs de fréquences élevées. Cette diminution est de l'ordre de 70% pour toutes les orientations et peut atteindre les 85% pour une orientation de fibres de 90°. Pour des fréquences élevées, les valeurs de ces facteurs se stabilisent entre 0,5 et 1%. Les composites à fibres naturelles de lin possèdent de bonnes propriétés d'amortissement qui sont plus observées pour les basses fréquences. Les valeurs élevées des amortissements modales peuvent être attribuées, d'une part à la forte friction interne induite par la morphologie des fibres de lin et plus précisément par le frottement entre la cellulose et les hémicelluloses, et d'autre part au comportement viscoélastique de la résine greenpoxy.

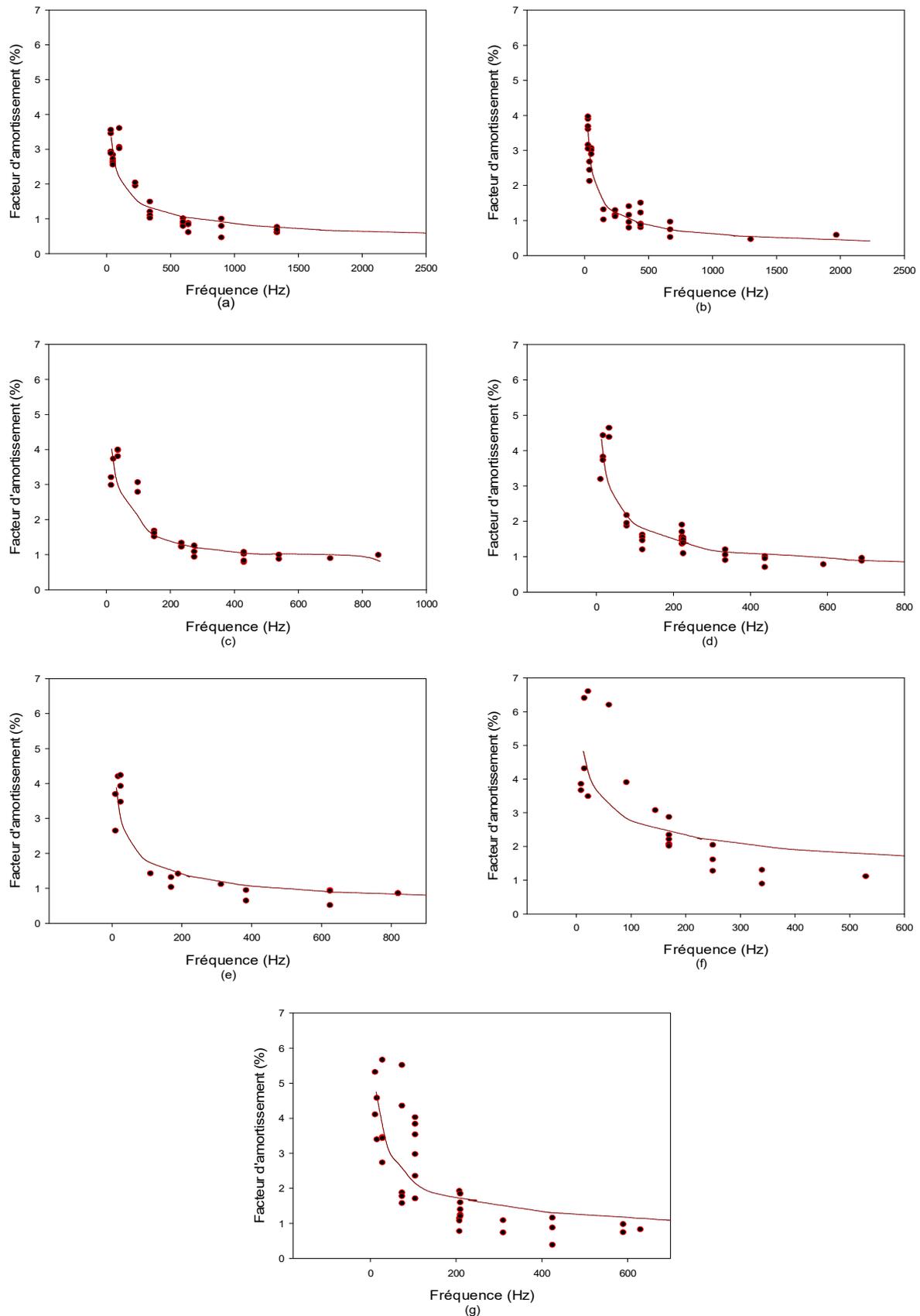


Figure 3-7. Variation des facteurs d'amortissement en fonction des fréquences pour différentes orientations de fibres : a) 0° , b) 15° , c) 30° , d) 45° , e) 60° , f) 75° et g) 90° .

L'effet des orientations des fibres sur les propriétés modales du composite est illustré sur la figure 3.8. Cette figure présente la variation du facteur d'amortissement en fonction des orientations des fibres pour six fréquences 20,50, 200, 500 et 1000 Hz.

Les valeurs des facteurs d'amortissement ne présentent pas une large variation entre les différentes orientations de fibres. Néanmoins, toutes les courbes présentent un pic indiquant un maximum d'amortissement au voisinage d'une orientation de fibres de 75°.

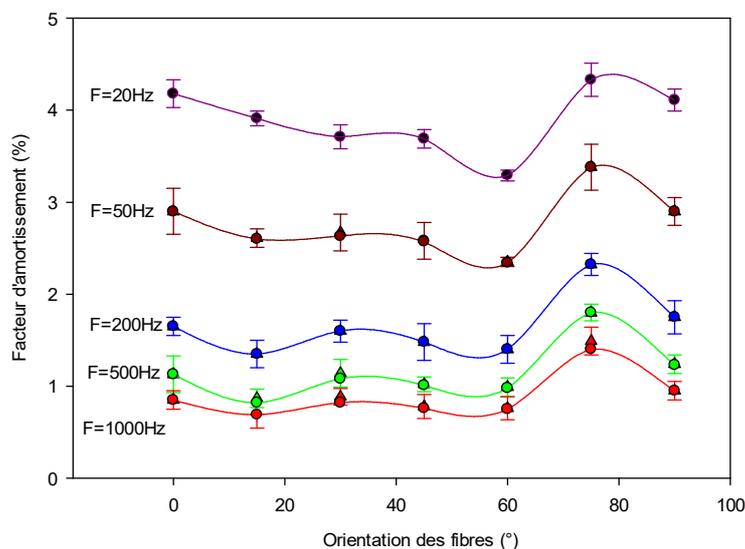


Figure 3-8. Variation du facteur d'amortissement en fonction de l'orientation des fibres pour différentes fréquences.

3.3.1.2. Comportement vibratoire de la couche viscoélastique

Afin d'améliorer les propriétés modales du bio-composite lin/greenpoxy, une couche viscoélastique en caoutchouc naturel (NR) a été intégrée dans le plan médian du composite stratifié.

Dans un premier temps, les propriétés dynamiques de cette couche ont été évaluées. Pour cela, elle a été collée entre deux supports en aluminium à l'aide de la résine greenpoxy. Les sandwichs obtenus ont été testés expérimentalement à l'aide d'un marteau d'impact dans une configuration encastree/libre. Ceci en utilisant la même procédure décrite précédemment dans le paragraphe 3.2.2. Connaissant les qualités de résonance de l'aluminium, l'amortissement des supports en aluminium a été négligé et l'amortissement de la couche viscoélastique est supposé celui de la poutre sandwich. L'évolution du facteur d'amortissement en fonction de la fréquence de vibration est présentée dans la Figure 3.9. Les valeurs du facteur d'amortissement diminuent lorsque la fréquence augmente. Cette diminution est beaucoup plus rapide pour une zone de fréquences relativement faibles (jusqu'à une valeur de 500 Hz)

et l'amortissement devient pratiquement constant (de l'ordre de 0,5%) pour des valeurs de fréquences élevées.

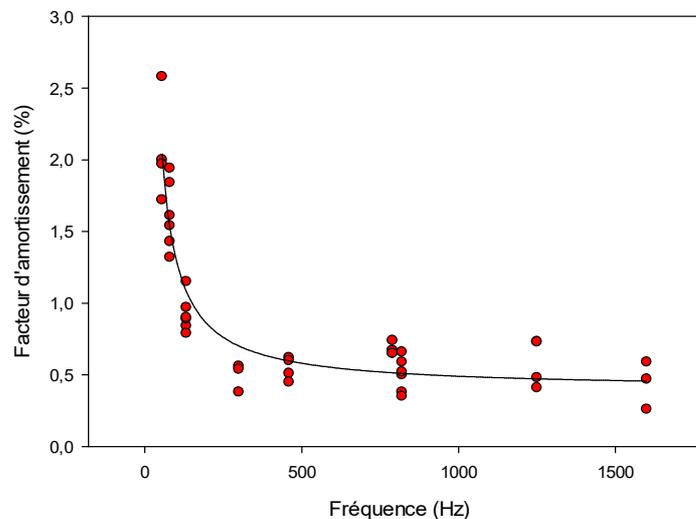


Figure 3-9. Variation du facteur d'amortissement en fonction de la fréquence pour la couche viscoélastique en caoutchouc naturel (NR).

3.3.1.3. Comportement vibratoire des composites stratifiés viscoélastiques

Ce paragraphe présente l'analyse modale expérimentale des composites unidirectionnels viscoélastiques. Les mesures ont été réalisées sur les quatre premiers modes de flexion, conformément à l'analyse expérimentale présentée auparavant, sur des poutres de largeur égale à 25 mm, une épaisseur nominale de 5 mm et pour des longueurs égales à 150, 200 et 250 mm. Différentes orientations des fibres ont été étudiées : 0°, 15°, 30°, 45°, 60°, 75° et 90°. Dans ce cas, les échantillons sont du type $[\theta_4/\text{NR}]_s$, où NR désigne la couche viscoélastique de caoutchouc naturel insérée dans le composite. L'analyse a été effectuée en flexion de poutres, en configuration encastée/libre.

L'effet de l'insertion de la couche viscoélastique sur la rigidité du composite est illustré par la figure 3.10. Sur cette figure a été reportée la variation du module d'Young longitudinal E du composite en fonction de l'orientation des fibres pour les quatre premiers modes de flexion des composites stratifiés élastiques et viscoélastiques. Les résultats obtenus montrent que le module diminue lorsque l'orientation des fibres augmente pour les deux stratifiés. En effet, comme il a été mentionné dans le paragraphe précédent, la rigidité diminue avec l'augmentation de l'orientation des fibres. On constate que pour les orientations des fibres de 0° et 15°, les valeurs du module des composites viscoélastiques sont inférieures à celles des composites élastiques.

Au delà d'une orientation de 30° , le module longitudinal des stratifiés viscoélastiques devient supérieur à celui de ceux élastiques. En effet, l'effet de la couche viscoélastique sur le module d'Young du composite diminue avec la diminution de la rigidité du composite.

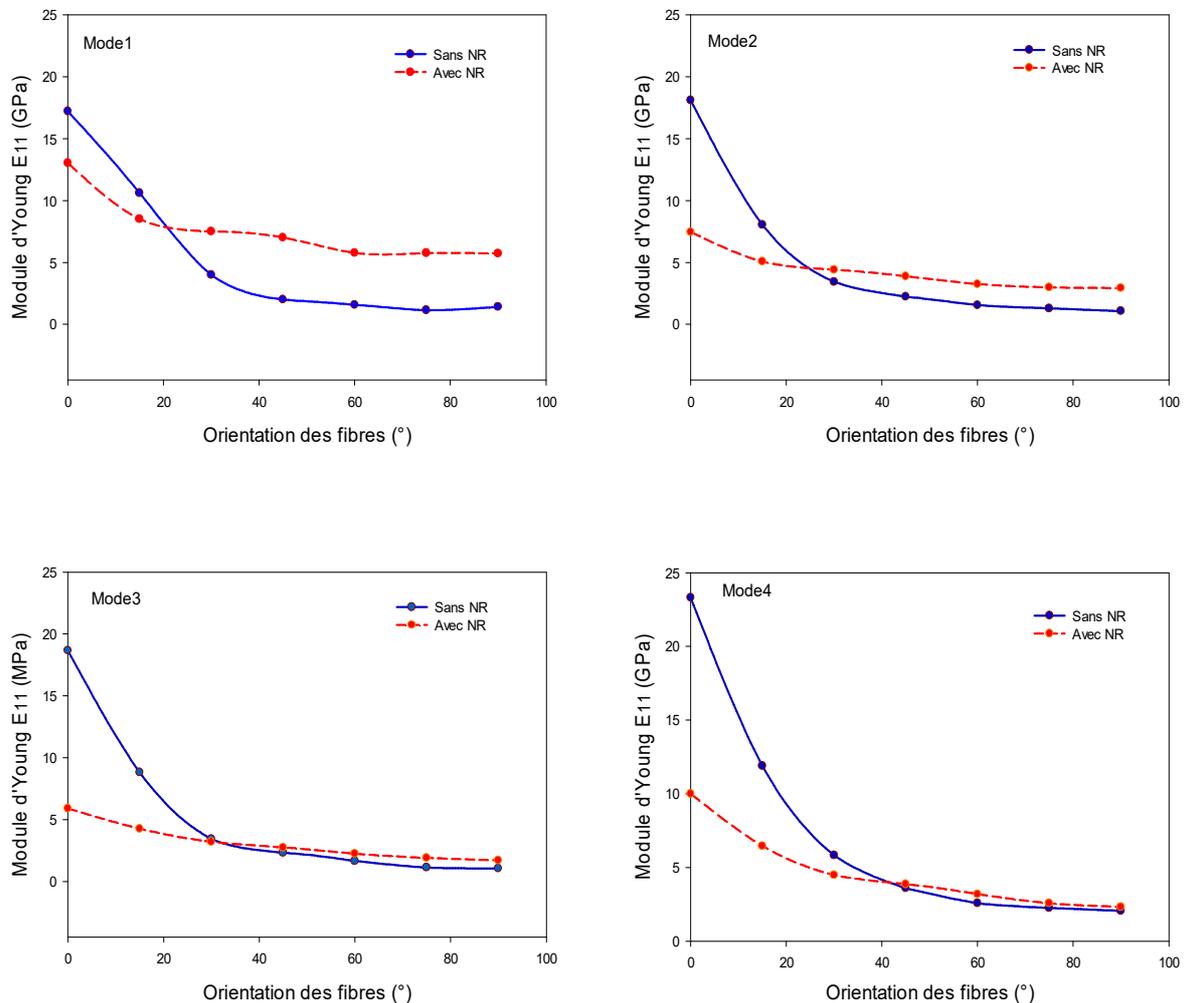


Figure 3-10. Evolution du module d'Young longitudinal en fonction de l'orientation des fibres des stratifiés élastique (sans NR) et viscoélastique (avec NR) pour les quatre premiers modes de vibration.

Une comparaison a été effectuée sur les amortissements modaux des composites stratifiés élastiques et viscoélastiques afin de mettre en évidence l'effet de l'insertion de la couche sur le comportement vibratoire des composites.

La figure 3.11 présente l'évolution des facteurs d'amortissements en fonction des fréquences pour les stratifiés élastiques et viscoélastiques et pour différentes orientations des fibres. Pour une orientation donnée, les valeurs des facteurs d'amortissements pour les composites viscoélastiques présentent une augmentation significative par rapport à celles obtenues dans

les composites élastiques. Cette augmentation est plus observée pour les hautes fréquences. En effet, elle est de l'ordre 15% pour des fréquences faibles inférieures à 100 Hz et peut atteindre les 75% pour les fréquences élevées.

Les valeurs de ces facteurs d'amortissement se stabilisent entre 4 et 6% et présentent un maximum de 7% au voisinage d'une orientation des fibres de 75°.

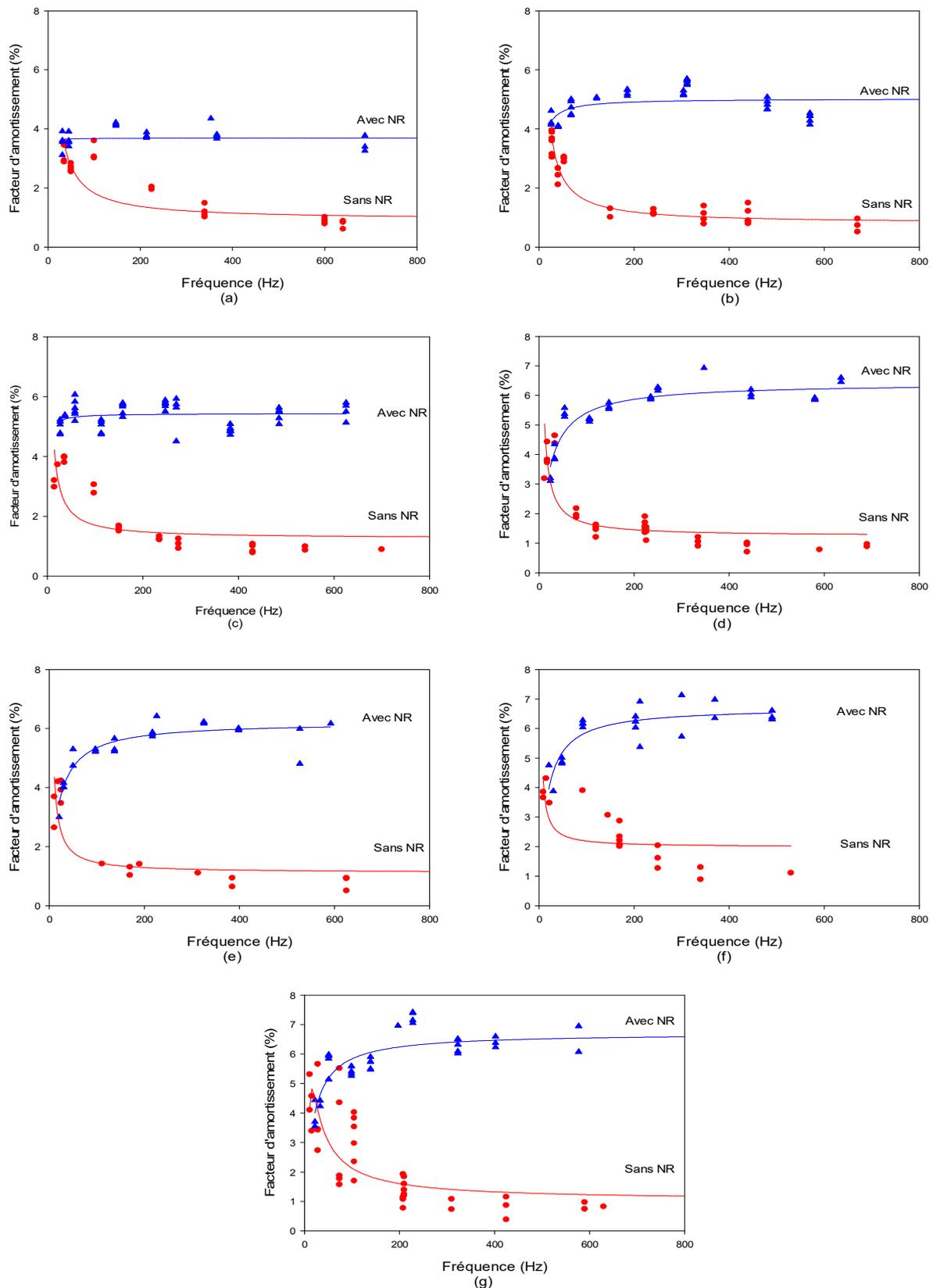


Figure 3-11. Variation du facteur d'amortissement en fonction de la fréquence pour les composites élastiques et viscoélastiques et pour différentes orientations des fibres : a) 0°, b) 15°, c) 30°, d) 45°, e) 60°, f) 75° et g) 90°.

3.3.2. Comportement vibratoire des composites stratifiés croisés

Dans la partie précédente, les propriétés modales des composites unidirectionnels avec différentes orientations ont été évaluées pour caractériser le comportement vibratoire des composites à fibres naturelles de lin. L'utilisation des composites dans des applications industrielles nécessite, par exemple, des stratifiés avec des séquences d'empilement de type $[0/90]$. Ainsi, nous proposons dans la présente étude de réaliser des plaques stratifiées à renfort de fibres de lin du type $[0_2/90_2]_s$. Ces stratifiés sont constitués de huit plis de fibres de lin et d'une résine greenpoxy. La mise en œuvre a été effectuée par voie humide, de manière identique à la fabrication des stratifiés à fibres unidirectionnelles. Des éprouvettes de ces composites ont été découpées suivant différentes directions de manière à disposer de composites avec des séquences d'empilement du type $[\theta_2/(90+\theta)_2]_s$ avec différentes orientations des fibres par rapport à la direction longitudinale (Fig. 3.12.). Ces stratifiés sont labélisés par Cr- θ (où Cr désigne croisé et θ représente l'orientation des fibres par rapport à la direction longitudinale de l'éprouvette). De la même manière que l'étude précédente, une couche viscoélastique est insérée dans la masse permettant d'étudier son effet sur le comportement vibratoire des composites.

L'analyse modale a été réalisée sur les quatre premiers modes de flexion, conformément à l'analyse expérimentale présentée auparavant, sur des éprouvettes de largeur égale à 25 mm, une épaisseur nominale de 4 mm (pour les stratifiés) et 5 mm (pour les stratifiés viscoélastiques) et pour des longueurs égales à 150, 200 et 250 mm. Différentes orientations des fibres ont été étudiées : 0° , 15° , 30° , 45° , 60° , 75° et 90° . L'analyse a été effectuée en flexion des poutres, en configuration encastree/libre.

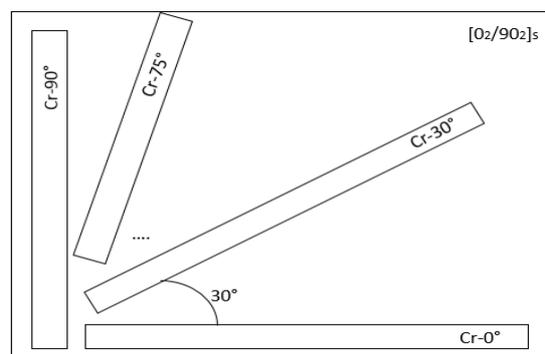


Figure 3-12. Eprouvettes en composites stratifiées croisées Cr- θ .

3.3.2.1. Comportement vibratoire des stratifiés croisés

Dans cette partie, une analyse du comportement vibratoire des composites stratifiés croisés à huit plis a été effectuée. L'effet des orientations des fibres sur les propriétés modales du composite a été aussi étudié. L'analyse des courbes de réponse en fréquences permet d'obtenir les valeurs des fréquences propres et du coefficient d'amortissement modal. L'évolution des quatre premières fréquences propres et des modules d'Young est présentée en fonction des orientations des fibres sur les figures 3.13 et 3.14.

On constate que pour les quatre modes de vibration, les fréquences diminuent lorsque la direction des fibres augmente jusqu'à une valeur limite correspondant à une séquence d'empilement du type $[(60_2/30_2)_s]$. A partir de cette orientation, les valeurs des fréquences présentent une légère augmentation.

Le même résultat est observé pour les modules, où la séquence d'empilement $[60_2/30_2)_s]$ est la moins rigide en la comparant aux autres configurations des stratifiés croisés étudiés. Ce résultat correspond bien à ce qui a été trouvé dans la section 3.3.1 pour les composites unidirectionnelles. En effet les fréquences propres sont proportionnelles à la rigidité des matériaux composites stratifiés.

L'évolution du module d'Young en fonction des fréquences est illustrée sur la figure 3.15. On constate que le module varie légèrement avec l'augmentation de fréquence pour toutes les orientations.

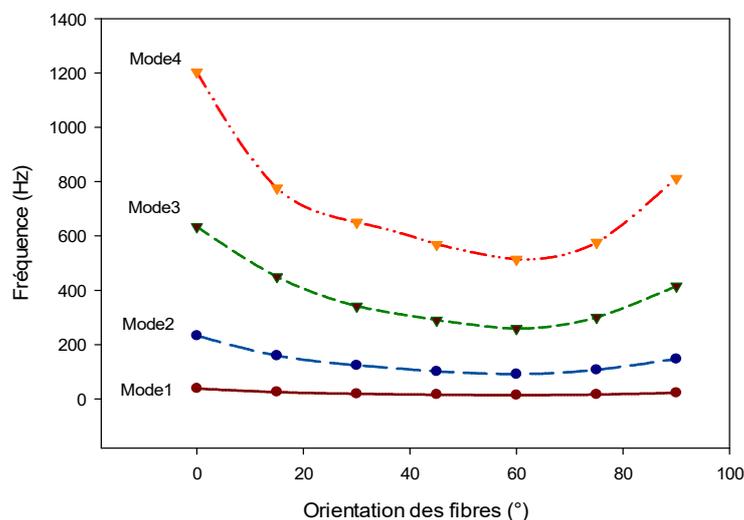


Figure 3-13. Effet de l'orientation des fibres sur les fréquences propres des composites stratifiés élastiques.

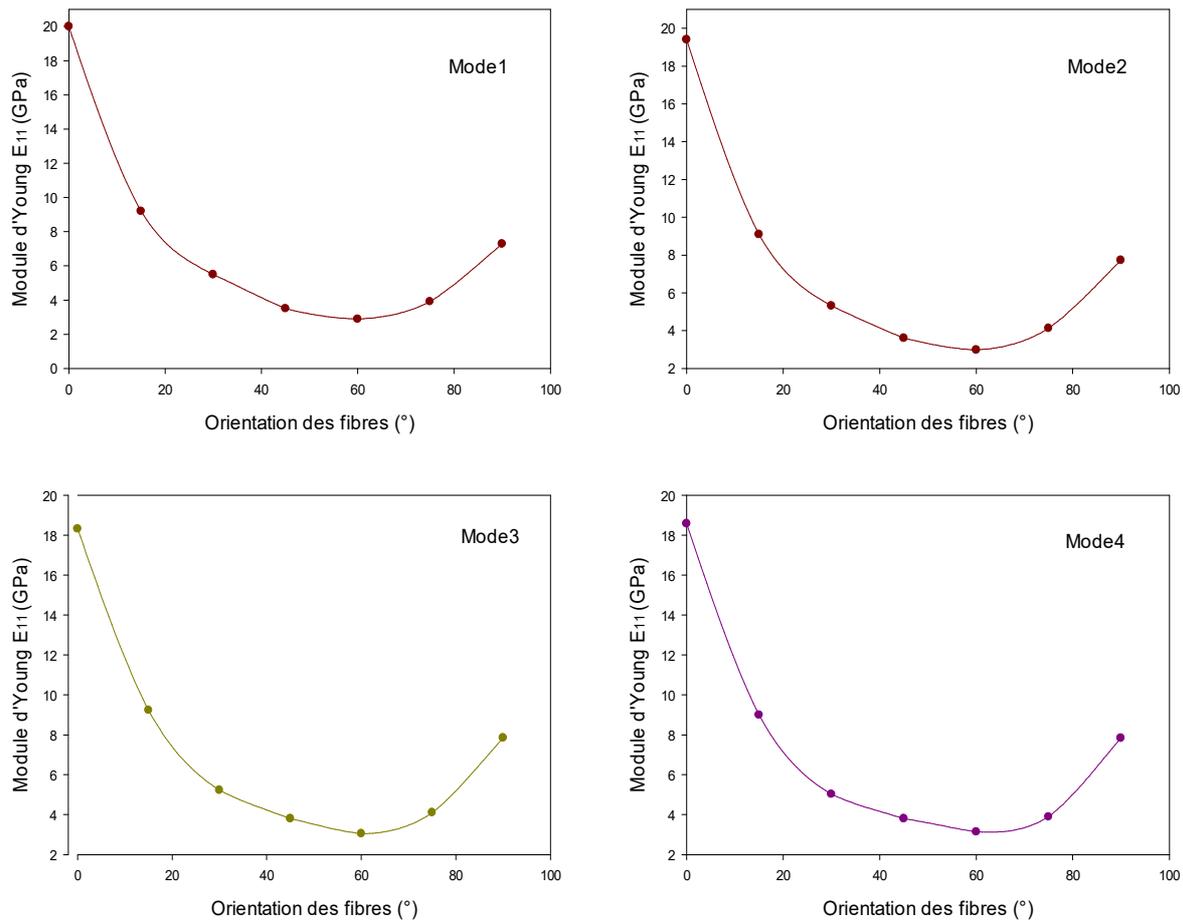


Figure 3-14. Effet de l'orientation des fibres sur le module d'Young des composites stratifiés.

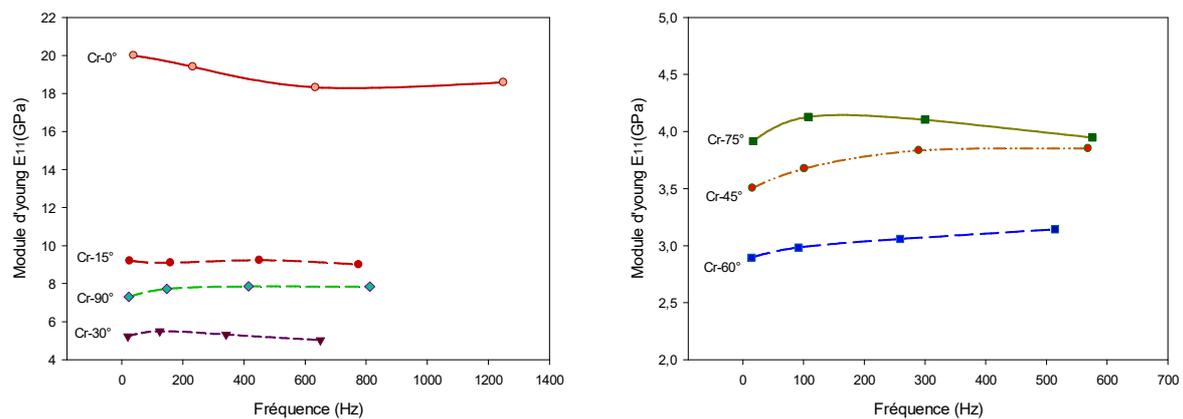


Figure 3-15. Evolution du modules d'Young en fonction de la fréquence de vibration des stratifiés élastiques Cr- θ .

Les facteurs d'amortissement ont été ensuite évalués pour les différentes orientations, pour les trois longueurs d'éprouvette ($L=150, 200$ et 250 mm) et pour les quatre premiers modes de vibration. La figure 3.16 présente l'évolution du facteur d'amortissement en fonction de la

fréquence de vibration. Les résultats obtenus montrent que les valeurs de l'amortissement peuvent être regroupés par couples de stratifiés : (Cr-0° et Cr-90°), (Cr-15° et Cr-75°), (Cr-30° et Cr-60°) et enfin le (Cr-45) dont les courbes sont très proches.

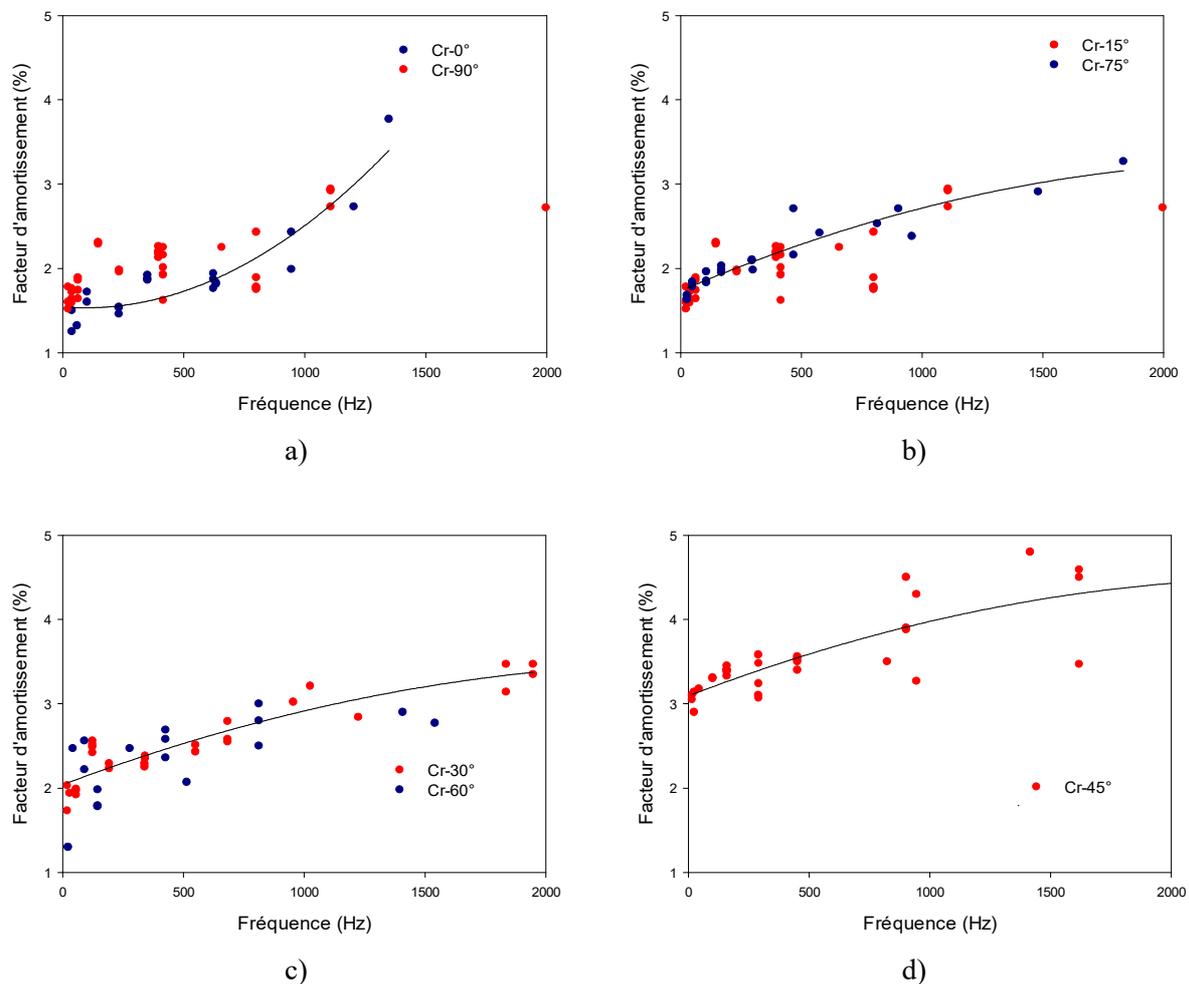


Figure 3-16. Evolution du facteur d'amortissement en fonction de la fréquence pour les couples: a) Cr-0° et Cr-90°, b) Cr-15° et Cr-75°, c) Cr-30° et Cr-60° et d) Cr-45°.

Pour toutes les séquences d'empilement, les facteurs d'amortissement augmentent lorsque la fréquence augmente. Le facteur d'amortissement est initialement faible entre 1 et 1.5 % pour des faibles fréquences et peut atteindre des valeurs relativement élevées entre 3 et 4% pour des fréquences élevées. Cette valeur peut atteindre un maximum de 4.5% pour une séquence d'empilement de [+45/-45].

L'effet de l'orientation des fibres par rapport à la direction de sollicitation en flexion sur les facteurs d'amortissement a été également évalué. La figure 3.17 présente la variation des facteurs d'amortissement en fonction de l'orientation des fibres pour cinq valeurs de fréquences 50, 200, 500, 1000 et 2000 Hz.

Pour toutes les fréquences de vibration, les facteurs d'amortissement augmentent avec l'orientation des fibres jusqu'à une orientation de 45°, puis diminuent jusqu'à atteindre la valeur initiale. En effet, ce point correspond à une symétrie parfaite de la séquence d'empilement et correspond à un composite équilibré du type $[+45_2/-45_2]_s$. Le facteur d'amortissement de ce stratifié est de l'ordre de 4.5 % pour une fréquence de 2000 Hz. Cette séquence d'empilement donne au composite une meilleure capacité d'amortissement des vibrations. Les composites stratifiés croisés possèdent de bonnes propriétés modales meilleures que celles obtenues pour les composites unidirectionnels étudiés précédemment. De plus, les composites stratifiés à fibres naturelles de lin ont des facteurs d'amortissement modal beaucoup plus élevés que ceux des composites renforcés par des fibres synthétiques comme le verre où le facteur d'amortissement est inférieur à 1% [106].

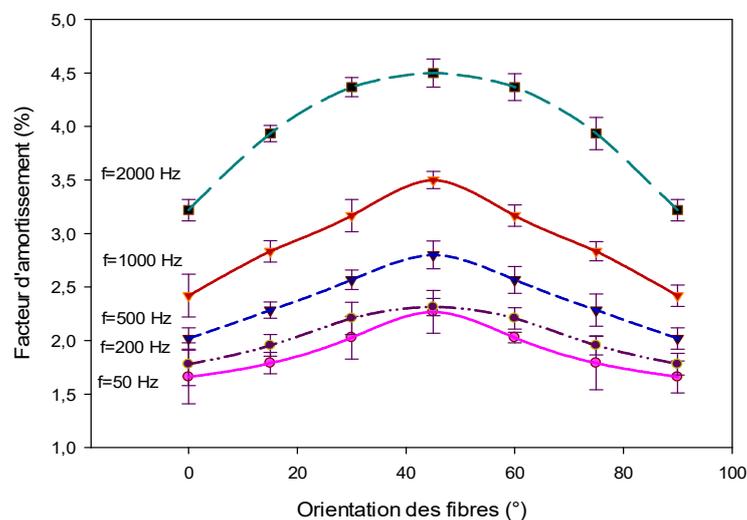


Figure 3-17. Variation du facteur d'amortissement en fonction des orientations des fibres pour cinq fréquences.

3.3.2.2. Comportement vibratoire des composites viscoélastiques croisés

Pour améliorer les propriétés modales de ce stratifié croisé, la couche viscoélastique (NR) a été introduite dans son plan médian.

Ces stratifiés viscoélastiques sont constitués de huit plis en fibres de lin, d'une résine Greenpoxy et d'une couche viscoélastique (NR). La mise en œuvre a été effectuée par voie humide, de manière identique à la fabrication des stratifiés à fibres unidirectionnelles et croisées. Des éprouvettes de ces composites ont été découpées suivant différentes directions de manière à disposer des composites avec des séquences d'empilement du type $[\theta_2/(90+\theta)_2/NR]_s$ avec différentes orientations des fibres par rapport à la direction longitudinale (Fig. 3.12.). Les mesures ont été réalisées, là aussi, sur les quatre premiers

modes de flexion, conformément à l'analyse expérimentale présentée auparavant, sur des poutres de largeur égale à 25 mm, une épaisseur nominale de 5 mm et pour des longueurs égales à 150, 200 et 250 mm. L'analyse a été effectuée en flexion de poutres, en configuration encastree/libre. Le traitement des courbes de réponse en fréquences permet d'obtenir les valeurs de la fréquence propre et du coefficient d'amortissement modal.

L'effet de l'insertion de la couche viscoélastique sur la rigidité du composite est illustré par la figure 3.18. Sur cette figure a été reportée la variation du module d'Young longitudinal E des composites élastiques et viscoélastiques en fonction de la fréquence de vibration pour différentes orientations des fibres.

On peut noter dans un premier temps que le module longitudinal diminue avec l'insertion de la couche viscoélastique. Cette diminution est beaucoup plus importante dans le cas du stratifié dont les plis extérieurs sont orientés à 0° (Cr- 0°). En effet, l'insertion de la couche viscoélastique dans le stratifié augmente sa masse, son épaisseur et diminue sa rigidité en flexion relative. Ensuite, le module diminue drastiquement avec l'augmentation de la fréquence de vibration pour atteindre une valeur constante et faible pour des fréquences de vibration élevées.

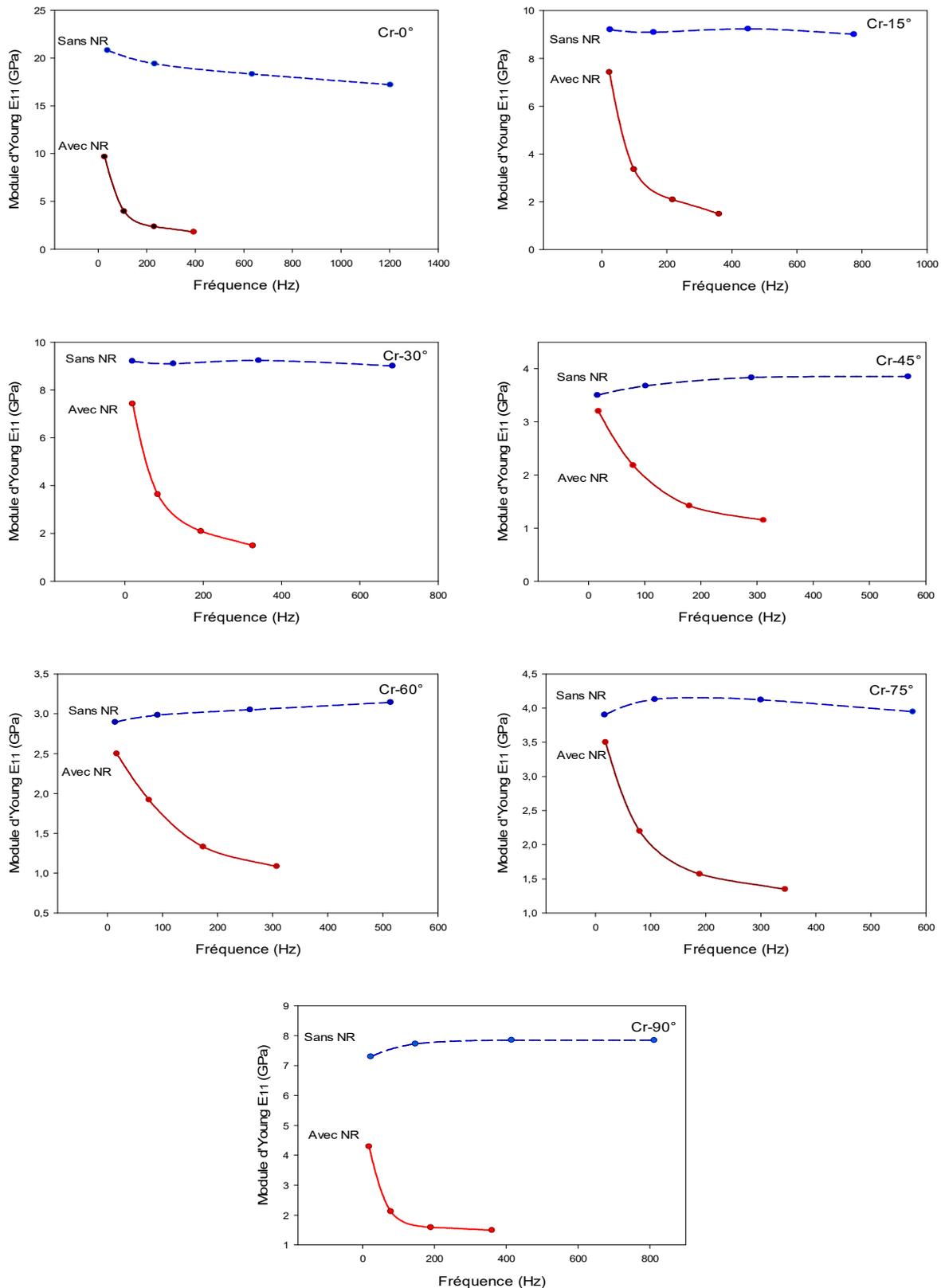


Figure 3-18. Variation du module d'Young longitudinal E en fonction de la fréquence de vibration pour différentes orientation des fibres.

L'effet de l'insertion de cette couche sur le facteur d'amortissement des stratifiés croisés a été évalué. Les variations de ce facteur en fonction de la fréquence pour les différentes séquences d'empilement et pour les deux matériaux étudiés (élastique et viscoélastique) sont reportées sur la figure 3.19. Nous observons que, pour une séquence d'empilement donnée, l'amortissement augmente lorsque la fréquence croît pour les deux stratifiés. Cette augmentation est beaucoup plus élevée dans le cas des stratifiés viscoélastiques. Dans le cas du stratifié élastique, la valeur du facteur d'amortissement se situe entre 1.5 et 2% pour des faibles fréquences et de l'ordre de 3% pour des fréquences élevées (2000 Hz). Dans le cas du stratifié viscoélastique, la valeur du facteur d'amortissement est de l'ordre 3% pour des faibles fréquences et cette valeur peut atteindre les 8% pour des fréquences élevées (2000 Hz). L'intégration d'une couche viscoélastique dans le stratifié croisé améliore d'une façon significative son amortissement et donc son comportement vibratoire.

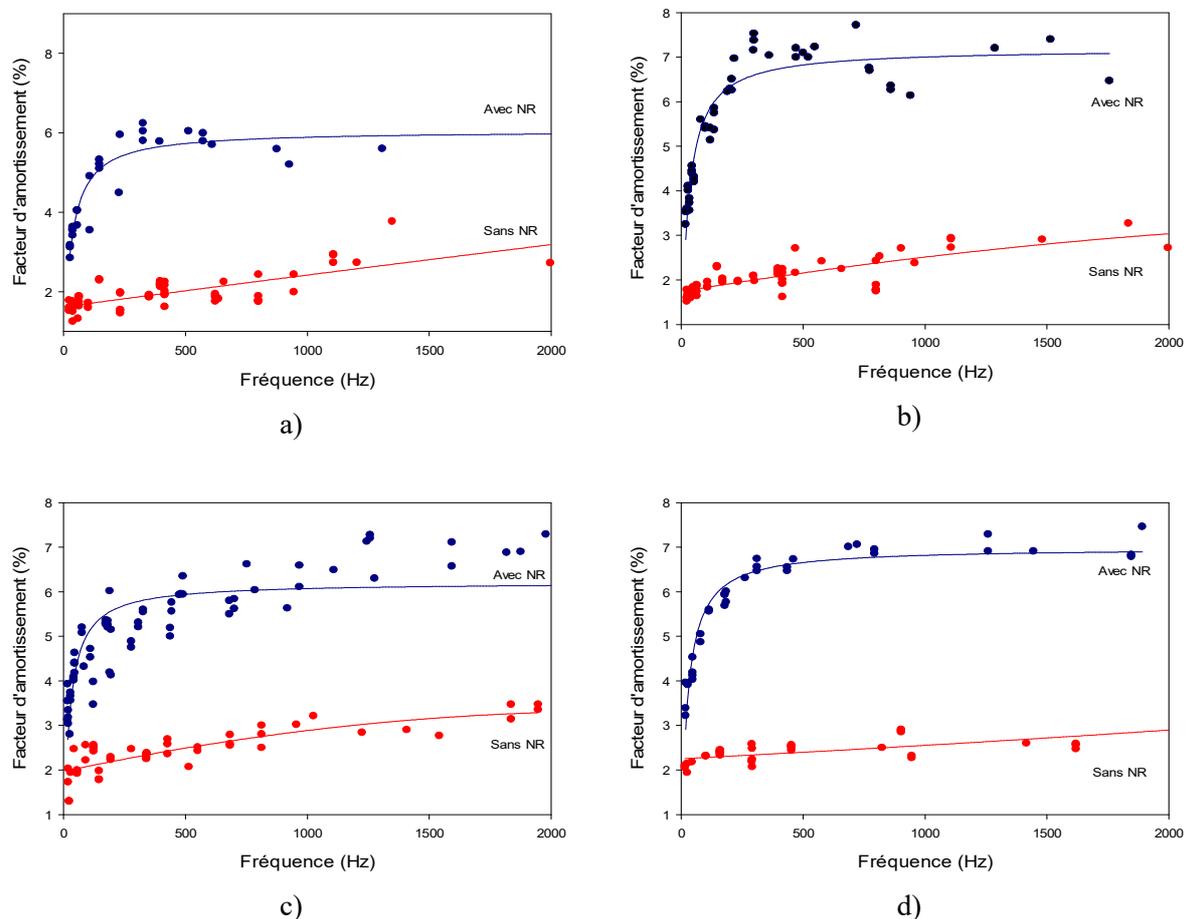


Figure 3-19. Variation du facteur d'amortissement en fonction de la fréquence des stratifiés croisés élastiques et viscoélastiques pour différentes orientations : a) Cr-0° et Cr-90°, b) Cr-15° et Cr-75°, c) Cr-30° et Cr-60° et d) Cr-45°.

3.4. Conclusion

Ce chapitre présente une analyse expérimentale du comportement vibratoire des composites lin/greenpoxy. Cette analyse a été menée dans le cas de flexion de poutres en configuration encastree/libre. La réponse à une impulsion a été établie et les valeurs de la fréquence, du module longitudinal et de l'amortissement ont été déduites à partir de l'analyse de la fonction de réponse en fréquence (*FRF*). Plusieurs matériaux composites stratifiés unidirectionnels et croisés ont été étudiés. La première étude a porté sur l'analyse des caractéristiques dynamiques des stratifiés unidirectionnels en fonction de l'orientation des fibres. Les résultats obtenus montrent que la fréquence et le module de Young diminuent avec l'augmentation de l'orientation des fibres alors que le facteur d'amortissement augmente. Ensuite et afin d'améliorer les propriétés modales de ces composites, une couche viscoélastique en caoutchouc naturel (NR) a été intégrée dans le plan médian du composite stratifié. Du fait de cette insertion, les amortissements modaux associés à la réponse des stratifiés viscoélastiques sont plus élevés par rapport à ceux associés aux réponses des composites élastiques. La deuxième étude a porté sur l'analyse des caractéristiques dynamiques des stratifiés croisés orientés à 0° et 90° en fonction de la séquence d'empilement et la fréquence de vibration. Les résultats obtenus montrent que le module de Young varie peu avec la fréquence et diminue avec l'orientation des fibres jusqu'à 60° . Au delà de cette orientation, la valeur du module de Young augmente. Pour toutes les séquences d'empilement, les facteurs d'amortissement augmentent légèrement lorsque la fréquence augmente. Le facteur d'amortissement est initialement faible entre 1 et 1,5 % pour des faibles fréquences et peut atteindre des valeurs relativement élevées entre 3 et 4% pour des fréquences élevées. Enfin, et comme dans le cas des stratifiés unidirectionnels, afin d'améliorer les propriétés modales des composites croisés, une couche viscoélastique en caoutchouc naturel (NR) a été intégrée dans le plan médian. Là aussi, les résultats obtenus ont été analysés, comparés et ont montré que la couche viscoélastique joue un rôle majeur dans l'amortissement car elle présente un haut niveau de dissipation d'énergie. Il s'agit d'un amortissement où le composite exploite les propriétés d'amortissement de la couche viscoélastique en induisant une forte contrainte de cisaillement dans le matériau lors du mouvement hors-plan.

Chapitre 4. Etude numérique du comportement vibratoire des composites élastiques et viscoélastiques

Résumé

Ce chapitre présente une analyse numérique du comportement vibratoire des composites biosourcés élastique et viscoélastique. Dans un premier temps, une analyse modale basée sur un calcul de structures par éléments finis a été réalisée. Cette analyse permet de déterminer les fréquences propres, de visualiser les déformées modales ainsi d'extraire les champs des contraintes et de déformations modales du modèle. Par la suite, la modélisation a été développée en utilisant un algorithme développé sous MATLAB, qui calcule à partir des données obtenues les différentes énergies dissipées et déduire l'évolution des facteurs d'amortissement avec les fréquences. Ainsi, les résultats numériques ont été comparés avec ceux obtenus expérimentalement dans le chapitre 3.

Dans un second temps, une étude paramétrique a été effectuée sur les stratifiés viscoélastiques dans le but d'optimiser le comportement vibratoire de la structure en fonction des conditions de fonctionnement. Cette étude a été réalisée en faisant varier l'orientation des fibres, l'épaisseur de la couche viscoélastique, son module d'Young ainsi que son facteur d'amortissement.

4.1. *Introduction*

Les fibres naturelles de lin présentent des propriétés spécifiques qui sont parfois meilleures que celles des fibres synthétiques comme le verre. La microstructure de la fibre est composée de couches coaxiales renforcées par des micro-fibrilles orientées qui leur confère une résistance mécanique et une rigidité élevées. Cependant, la fabrication de structures légères et rigides entraîne des problèmes de vibration. La réduction de la masse diminue la capacité d'amortissement de la structure. En conséquence, les propriétés internes des matériaux doivent être améliorées pour augmenter la capacité d'amortissement des vibrations des structures. Dans le chapitre précédent, il a été montré que les fibres naturelles de lin présentent des propriétés dynamiques élevées. Leur microstructure complexe permet la dissipation de l'énergie par des mécanismes de frottement interne. Il a été observé aussi que l'insertion d'une couche viscoélastique dans le composite améliore significativement les propriétés dynamiques des composites. Dans ce chapitre, une étude numérique basée sur un calcul de structures par éléments finis a été réalisée pour évaluer les propriétés modales du composites stratifiés et stratifiés viscoélastiques. La confrontation des résultats trouvés expérimentalement avec ceux déduits de l'étude numérique sont en bon accord. Ainsi, une étude numérique paramétrique a été effectuée dans le but d'estimer la solution optimale pour un meilleur comportement vibratoire du stratifié viscoélastique. Ainsi, nous avons étudié l'effet de la variation de l'épaisseur de la couche viscoélastique, de la variation de son module d'Young et de son facteur d'amortissement sur le comportement vibratoire du composite viscoélastique pour différentes orientations de fibres.

4.2. *Vibration en flexion*

4.2.1. *Modélisation par éléments finis*

Dans cette étude, l'approche modale de l'énergie de déformation a été choisie. Cette méthode consiste à utiliser les énergies dissipées totales qui sont des dissipations d'énergie séparables et peuvent être exprimées en tant que fonction des différentes composantes de contraintes et déformations. Les vibrations des éprouvettes ont été étudiées en utilisant un état plan de contrainte associé à des éléments à quatre nœuds. En effet, la forme parallépipédique de l'éprouvette étudiée a permis de simplifier l'étude et de rester dans un plan (x,z) perpendiculaire à la plaque où x et z sont respectivement les coordonnées dans la longueur et l'épaisseur de l'échantillon (Fig. 4.1).

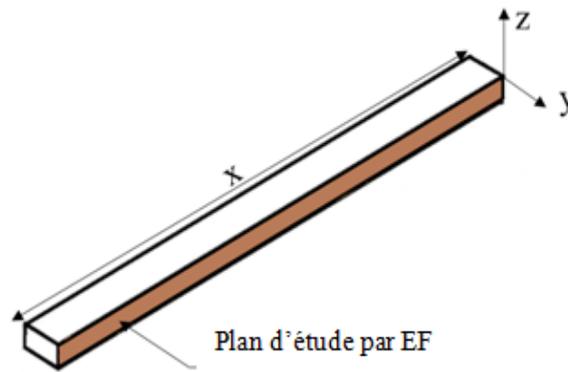


Figure 4-1. Géométrie de l'éprouvette.

L'analyse numérique a été effectuée en utilisant un logiciel d'éléments finis MSC / Nastran avec un logiciel de post-traitement MSC / Patran [95] pour les deux types des composites stratifiés unidirectionnels. L'éprouvette a été modélisée par différentes couches selon la séquence d'empilement choisie.

Les couches en composite ont été modélisées par un matériau anisotrope. Les propriétés mécaniques d'une couche en composite ont été caractérisées par les composantes de rigidité réduites Q_{11} , Q_{22} , Q_{13} et Q_{33} . Ces quantités ont été calculées à l'aide des modules d'ingénieur du composite selon la direction des fibres en utilisant la théorie des stratifiés pour un état de contraintes planes. Ils sont présentés dans le tableau 4.1.

Tableau 4-1. Rigidités réduites des composites unidirectionnels

Orientation des fibres (°)	Q_{11} (GPa)	Q_{22} (GPa)	Q_{13} (GPa)	Q_{33} (GPa)
0	23.9	3.4	1.39	3.4
15	21.16	3.45	2.79	3.4
30	14.6	4.39	5.6	3.4
45	8.1	8.1	7	3.4
60	4.39	14.6	5.6	3.4
75	3.45	21.6	2.79	3.4
90	3.4	23.9	1.39	3.4

La couche viscoélastique en caoutchouc naturel a été modélisée par un matériau isotrope. Un maillage équilibré avec des éléments 2-D quadratiques à quatre nœuds a été effectué pour toute la structure (Fig. 4.2). La simulation a été réalisée pour des éprouvettes en une configuration encastree/libre semblable aux essais expérimentaux. Une analyse modale de type «Normal Modes» peut être ainsi lancée permettant de déterminer les différentes fréquences propres des modes de flexion et de calculer les tenseurs de contraintes et de déformations associés dans chaque nœud du modèle.

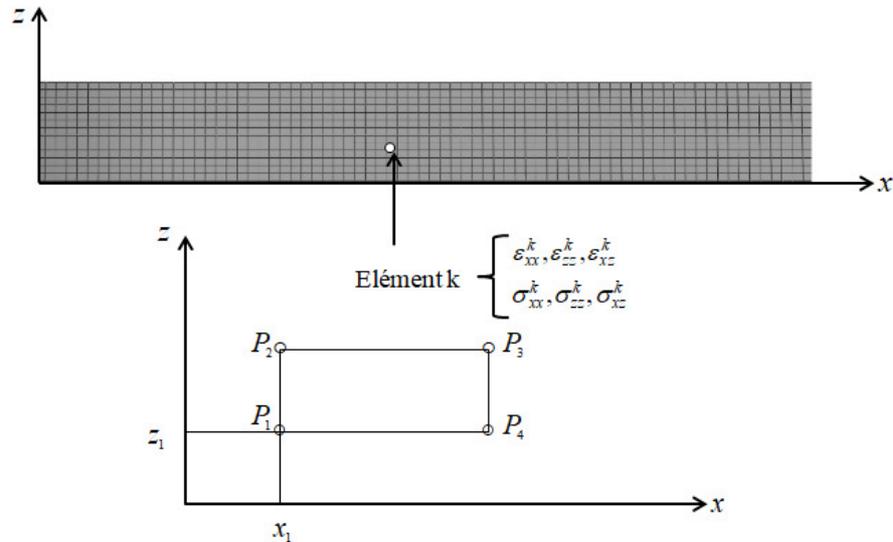


Figure 4-2. Schématisation d'un élément fini 2D.

Les résultats de la simulation numérique peuvent être obtenus à partir de l'interface du logiciel «PATRAN». Les fréquences propres et les déformées modales des différents modes de flexion ont été visualisées et identifiées.

La figure 4.3 illustre les déformées modales d'un exemple d'une éprouvette en stratifié élastique pour les quatre premiers modes de vibration. Ainsi, les fréquences propres des modes de flexion pure ont été identifiées à l'aide des déformées de la poutre. Ensuite, les modules d'Young des différents stratifiés ont été calculés par la formule suivante [36]:

$$E = \frac{12\rho L^4 \omega_n^2}{h^2 \alpha_n^4} \quad (4.1)$$

Avec : ρ est la densité du composite, L est la longueur de l'éprouvette, h est sa hauteur (épaisseur), ω_n est la pulsation propre du mode n du stratifié ($\omega_n = 2\pi f_n$) et α_n est le coefficient de vibration en flexion d'une éprouvette encastree/libre avec $\alpha_1=1.875$, $\alpha_2=4.694$, $\alpha_3=7.855$ et $\alpha_n = (n - 0.5)\pi$ pour $n > 3$.

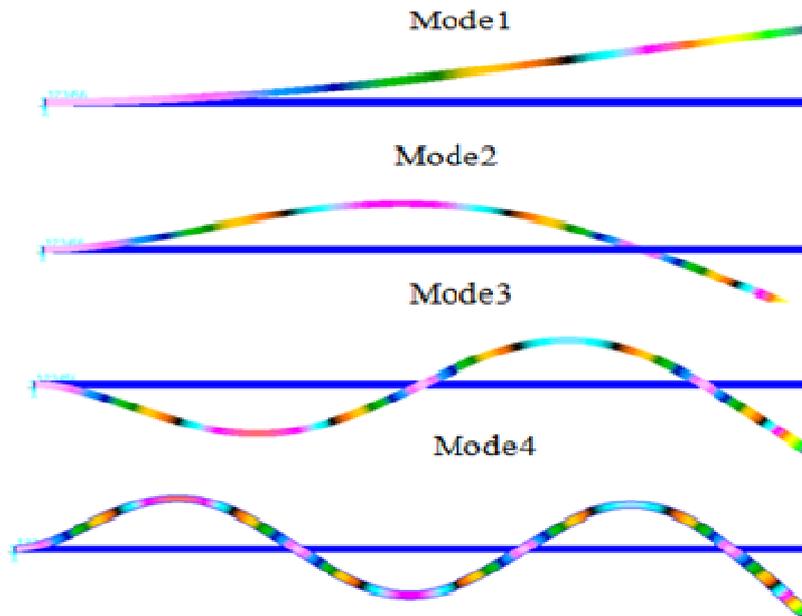


Figure 4-3. Déformées modales déduites de l'analyse des éléments finis.

4.2.2. Modélisation de l'amortissement par la méthode énergétique

L'étude de l'évolution des amortissements pour les composites stratifiés élastique et viscoélastique a été réalisée en utilisant une approche énergétique qui calcule les amortissements à partir des données déduites de l'analyse par éléments finis. En effet, les déformations ε_{xx}^e , ε_{xz}^e , ε_{zz}^e et les contraintes σ_{xx}^e , σ_{xz}^e , σ_{zz}^e pour un élément donné e dans les directions x and z ont été évaluées pour chaque mode propre. Ainsi, les énergies de déformation U_d et les énergies dissipées ΔU ont été calculées dans les directions (x,z) dont les énergies suivant les directions (xx) et (zz) représentent les énergies de traction/compression du stratifié et celles suivant la direction (xz) représentent les énergies de cisaillement.

La procédure de calcul des amortissements utilisée dans cette étude peut être résumée dans le diagramme ci-dessous :

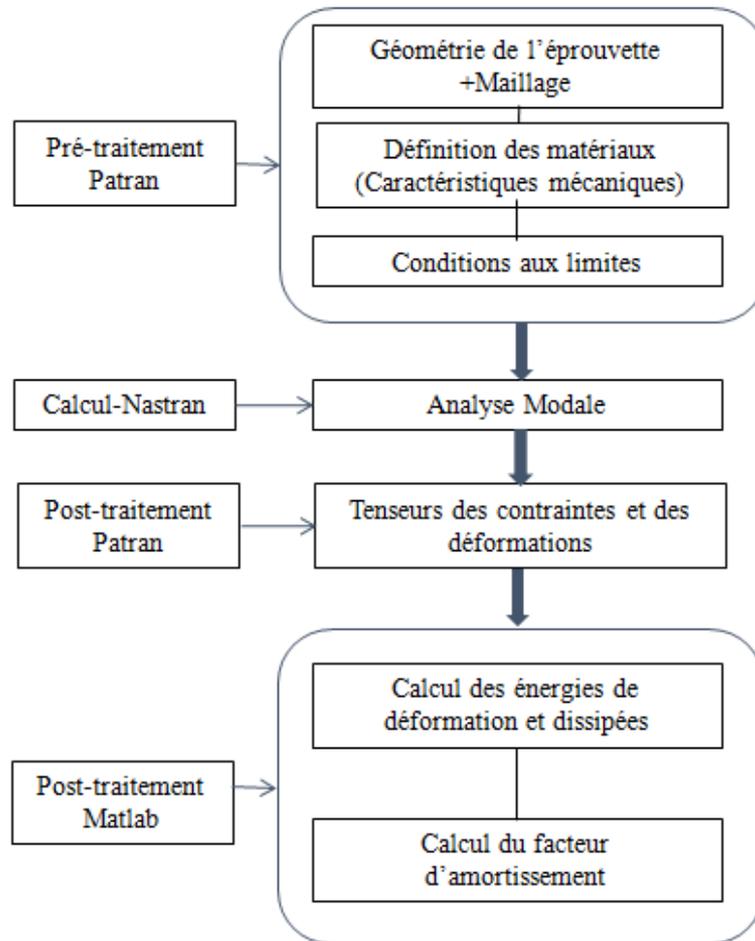


Figure 4-4 Démarche suivie pour le calcul du facteur d'amortissement.

4.2.2.1. Modélisation du composite stratifié

L'étude de l'évolution des amortissements pour les composites stratifiés a été réalisée en utilisant l'approche énergétique suivante.

Tout d'abord, l'énergie de déformation emmagasinée dans un élément e (U_{ij}^e), a été calculée dans les directions x et z par :

$$U_{xx}^e = \frac{1}{2} \iint \sigma_{xx}^e \varepsilon_{xx}^e dx dz \quad (4.2)$$

$$U_{zz}^e = \frac{1}{2} \iint \sigma_{zz}^e \varepsilon_{zz}^e dx dz \quad (4.3)$$

$$U_{xz}^e = \frac{1}{2} \iint \sigma_{xz}^e \varepsilon_{xz}^e dx dz \quad (4.4)$$

Ensuite, l'énergie de déformation emmagasinée dans le composite pour chaque direction est calculée en effectuant la somme des énergies de déformations dans tous les éléments de l'éprouvette :

$$U_{xx} = \sum_{\text{éléments}} U_{xx}^e \quad (4.5)$$

$$U_{zz} = \sum_{\text{éléments}} U_{zz}^e \quad (4.6)$$

$$U_{xz} = \sum_{\text{éléments}} U_{xz}^e \quad (4.7)$$

Ainsi, l'énergie de déformation totale U_d dans l'éprouvette composite est définie par:

$$U_d = U_{xx} + U_{zz} + 2U_{xz} \quad (4.8)$$

Dans un deuxième temps, l'énergie dissipée dans les directions x et z , a été également calculée par :

$$\Delta U_{xx} = \eta_{xx} U_{xx} \quad (4.9)$$

$$\Delta U_{zz} = \eta_{zz} U_{zz} \quad (4.10)$$

$$\Delta U_{xz} = \eta_{xz} U_{xz} \quad (4.11)$$

Avec η_{xx} , η_{zz} and η_{xz} sont les facteurs d'amortissements mesurés expérimentalement dans le cas des éprouvettes unidirectionnelles et pour différentes orientations de fibres.

Par la suite, l'énergie dissipée totale dans la structure est définie par:

$$\Delta U = \Delta U_{xx} + \Delta U_{zz} + 2\Delta U_{xz} \quad (4.12)$$

Finalement, le facteur d'amortissement dans le composite est déduit par l'expression suivante [106] :

$$\eta = \frac{\Delta U}{U_d} \quad (4.13)$$

4.2.2.2. Modélisation du composite stratifié viscoélastique

Dans le cas du stratifié viscoélastique, l'éprouvette a été modélisée par trois couches : un noyau en caoutchouc confiné entre deux peaux de composites (Fig. 4.5). Ainsi, les énergies dissipées et de déformations doivent être calculées séparément pour chaque couche.

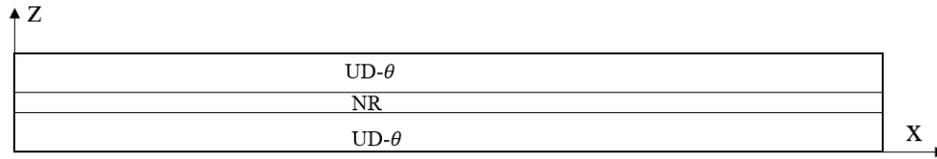


Figure 4-5. Modèle 2D d'une éprouvette en composite viscoélastique.

L'énergie de déformation de la couche viscoélastique U_d^{NR} est définie par :

$$U_d^{NR} = \sum_{\text{éléments}} U_d^e \quad (4.14)$$

L'énergie dissipée de la couche viscoélastique ΔU^{NR} est calculée par:

$$\Delta U^{NR} = \eta_{NR} U_d^{NR} \quad (4.15)$$

Avec η_{NR} est le coefficient d'amortissement de la couche viscoélastique. Il a été mesuré expérimentalement avec excitation par impact (Fig3.3). L'évolution de ce facteur en fonction de la fréquence est présentée dans la figure 4.6.

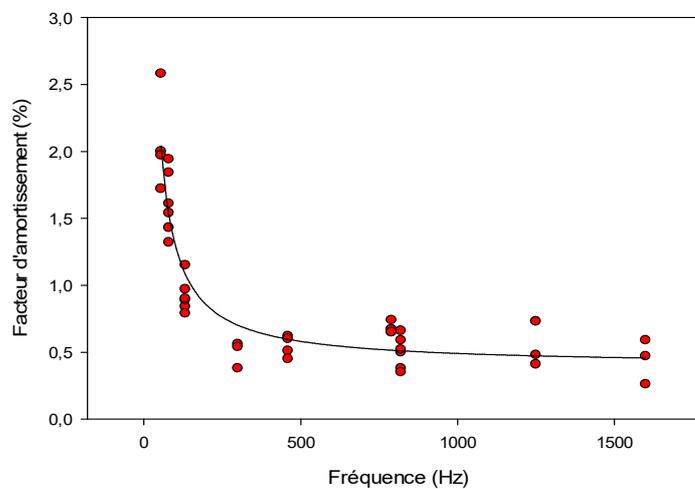


Figure 4-6. Variation du facteur d'amortissement en fonction de la fréquence pour la couche viscoélastique en caoutchouc naturel (NR).

Dans le cadre de la modélisation par éléments finis et pour tenir compte de la variation du facteur d'amortissement en fonction de la fréquence, ce dernier a été interpolé par une fonction simple de type puissance. Il est exprimé par :

$$\eta_{NR} = 12.8 f^{-0.65} \quad (4.16)$$

Finalemment, le facteur d'amortissement structural du composite avec la couche viscoélastique est calculé par :

$$\eta = \sum_{k=1}^3 \frac{\Delta U^k}{U_d^k} \quad (4.17)$$

Avec k désigne le numéro de couche.

4.3. *Application de la modélisation à des composite unidirectionnels*

4.3.1. *Analyse des propriétés modales du composite*

L'analyse modale décrite précédemment dans le paragraphe 4.2 a été appliquée à des éprouvettes unidirectionnelles en faisant varier l'orientation des fibres de 0 jusqu'à 90° avec un pas de 15°. La modélisation des différentes éprouvettes a été effectuée de manière à garder les mêmes conditions utilisées dans le chapitre 3 pour l'étude expérimentale. Ainsi, l'analyse a été lancée pour des géométries rectangulaires planes d'épaisseur nominale de 4 mm et pour une longueur de 250 mm.

Par la suite, des stratifiés viscoélastiques ont été également modélisés dans les mêmes conditions que les éprouvettes des composites stratifiés élastiques. Dans ce cas, l'analyse modale des différentes orientations a été effectuée sur des éprouvettes d'une longueur égale à 250 mm et pour une épaisseur nominale de 5 mm. Les résultats déduits numériquement ont été superposés avec ceux obtenus expérimentalement dans le chapitre 3.

La figure 4.7 illustre les résultats obtenus numériquement et expérimentalement. Elle présente l'évolution des fréquences en fonction de l'orientation des fibres. Les fréquences diminuent lorsque l'orientation des fibres augmente, comme il a été observé précédemment. En effet, la fréquence propre est proportionnelle à la rigidité du matériau qui diminue en augmentant l'orientation des fibres. Les résultats déduits de l'étude par éléments finis présentent un bon accord avec ceux obtenus expérimentalement. La figure 4.8 présente la superposition de l'évolution des modules d'Young longitudinaux obtenus par les deux analyses. Un bon accord entre les résultats obtenus par éléments finis et ceux obtenus expérimentalement a été constaté. Le module d'Young est proportionnel à la fréquence de résonance et il diminue avec l'orientation des fibres.

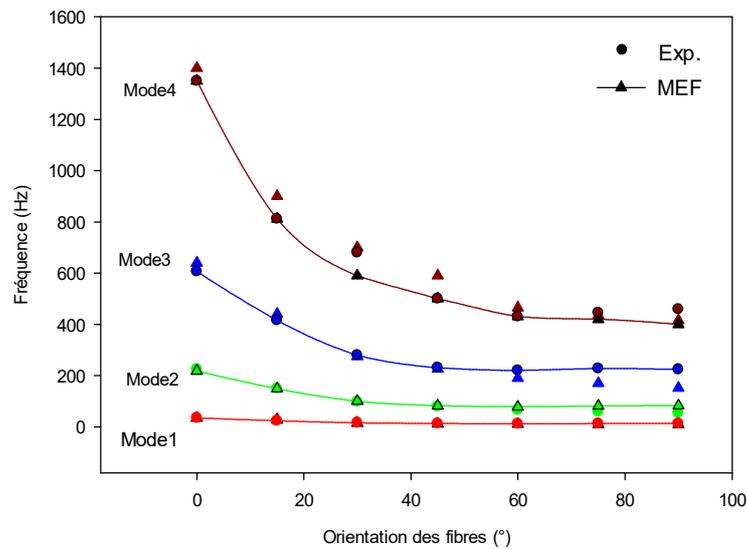


Figure 4-7. Variation des fréquences en fonction de l'orientation des fibres: comparaison entre les résultats expérimentaux et la modélisation.

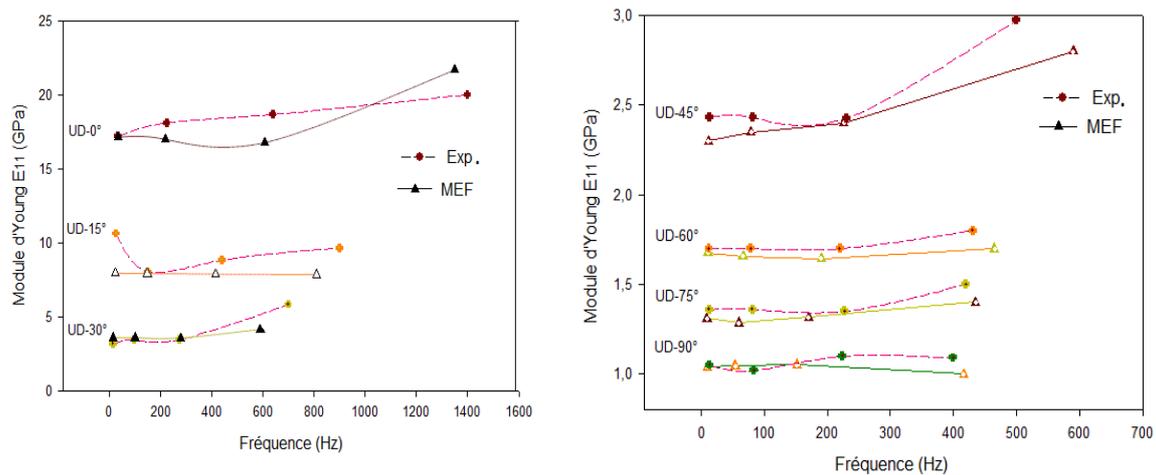


Figure 4-8. Variation des modules d'Young en fonction des fréquences pour différentes orientations des fibres: comparaison entre les résultats expérimentaux et la modélisation.

Les résultats obtenus dans le cas du stratifié viscoélastique sont présentés dans la figure 4.9. Cette figure illustre la superposition de l'évolution des quatre premières fréquences propres avec l'orientation des fibres obtenues par les deux analyses. Les résultats obtenus dans ce cas sont similaires à ceux obtenus pour les composites stratifiés élastiques. En effet, les résultats déduits de l'étude par éléments finis présentent un bon accord avec ceux obtenus expérimentalement pour les deux premiers modes. Un écart significatif est constaté pour des fréquences élevées, il est beaucoup plus important pour le mode 4. Cet écart peut être attribué

au comportement viscoélastique de la couche qui n'a pas été pris en compte dans la modélisation par éléments finis.

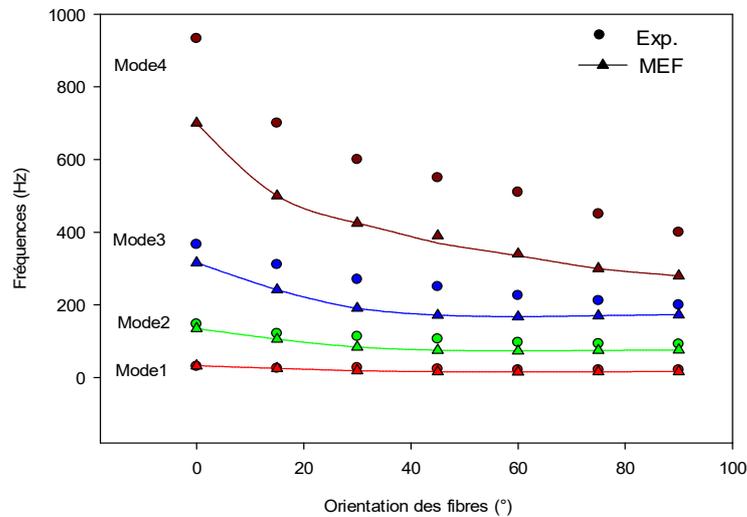


Figure 4-9. Variation de la fréquence en fonction de l'orientation des fibres pour les stratifiés viscoélastiques : comparaison entre les résultats expérimentaux et la modélisation.

L'amortissement des matériaux a été calculé à l'aide de la modélisation développée dans le paragraphe 4.2.2 utilisant la méthode énergétique. Les résultats obtenus de l'évolution du facteur d'amortissement en fonction de la fréquence et pour différentes orientations sont superposés avec ceux obtenus expérimentalement et sont présentés sur la figure 4.10. La valeur du facteur d'amortissement diminue lorsque la fréquence augmente pour toutes les orientations. Il est à noter que les résultats déduits de l'analyse numérique concordent avec ceux mesurés expérimentalement. La modélisation ainsi développée faisant appel à un calcul de structures par éléments finis décrit correctement la variation de l'amortissement en fonction de la fréquence dans le cas du stratifié viscoélastique.

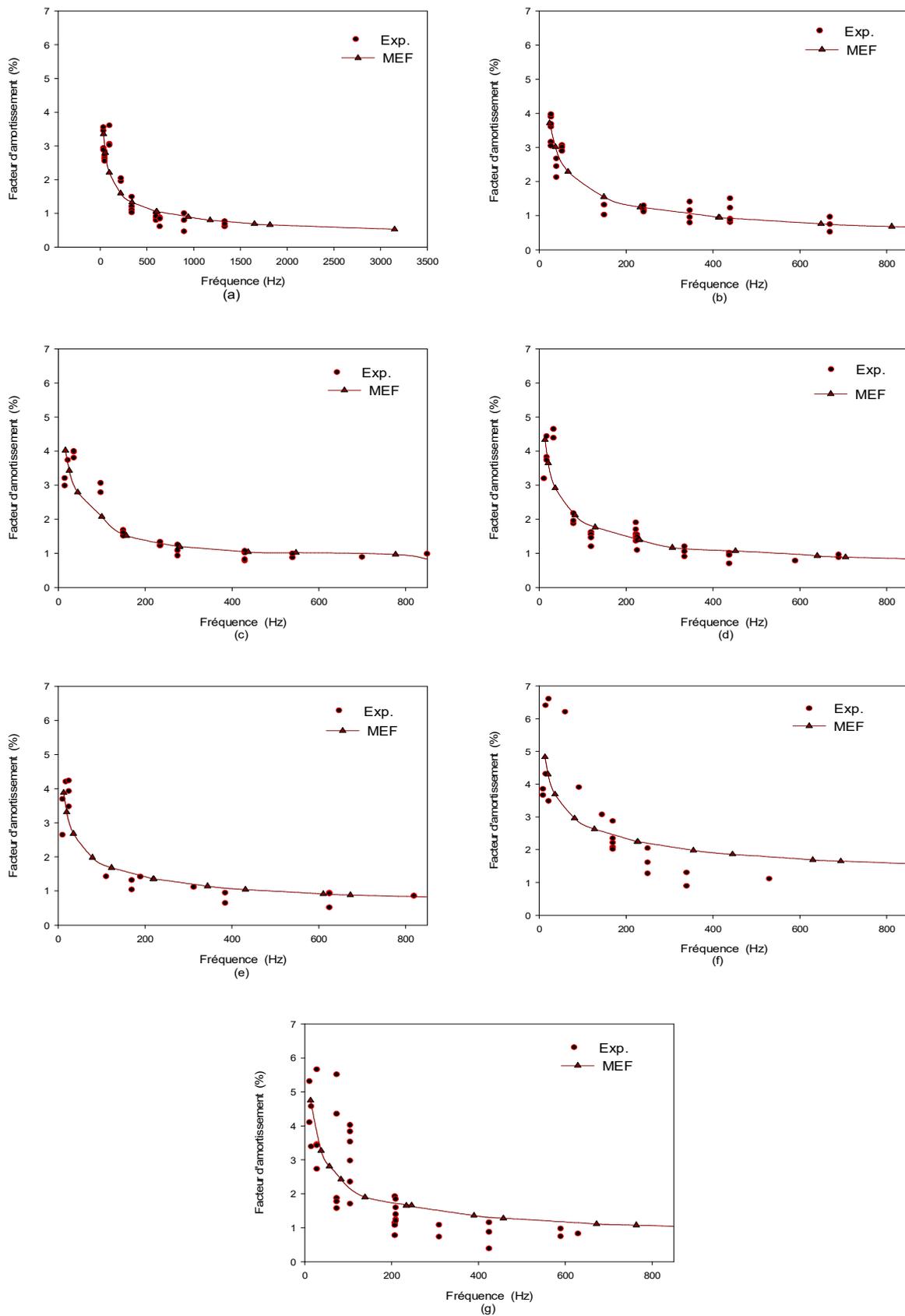


Figure 4-10. Evolution du facteur d'amortissement en fonction de la fréquence pour différentes orientations : a) 0°, b) 15°, c) 30°, d) 45°, e) 60°, f) 75° et g) 90°.

4.3.2. Analyse des différentes énergies dissipées dans le composite

Les énergies dissipées dans les matériaux composites stratifiés dépendent de plusieurs paramètres, comme : la fréquence, l'endommagement, l'amplitude, le type d'excitation et les propriétés du matériau, etc. L'objectif de cette étude est d'utiliser la modélisation développée précédemment pour analyser la contribution à l'amortissement des différentes énergies dissipées suivant les différentes directions en fonction des orientations des fibres. La participation des variations relatives des énergies dissipées est présentée par le rapport des énergies dans chaque direction par l'énergie totale dissipée $\Delta U_{ij}/\Delta U$ avec ($ij = xx, zz, xz$). La figure 4.11 illustre l'évolution des énergies dissipées en fonction des orientations de fibres pour les six premiers modes de vibration. Ces résultats ont été obtenus en utilisant la modélisation développée précédemment à l'aide de l'analyse par éléments finis. Les résultats montrent que, pour les six premiers modes de vibration, l'énergie dissipée par traction/compression suivant la direction x , ΔU_{xx} , est la plus élevée. En effet, les valeurs obtenues pour l'énergie dissipée dans cette direction rapportée à l'énergie totale ($\Delta U_{xx}/\Delta U$) est très proche de 1. Ainsi, la contribution à l'amortissement de l'énergie dissipée suivant la direction x est donc la plus importante. L'énergie dissipée par cisaillement (ΔU_{xz}) est caractérisée par des valeurs très faibles, et donc sa contribution à l'amortissement est beaucoup moins importante. L'énergie dissipée par traction transverse ΔU_{zz} présente des valeurs encore plus faible. Par conséquent, sa contribution peut être négligée.

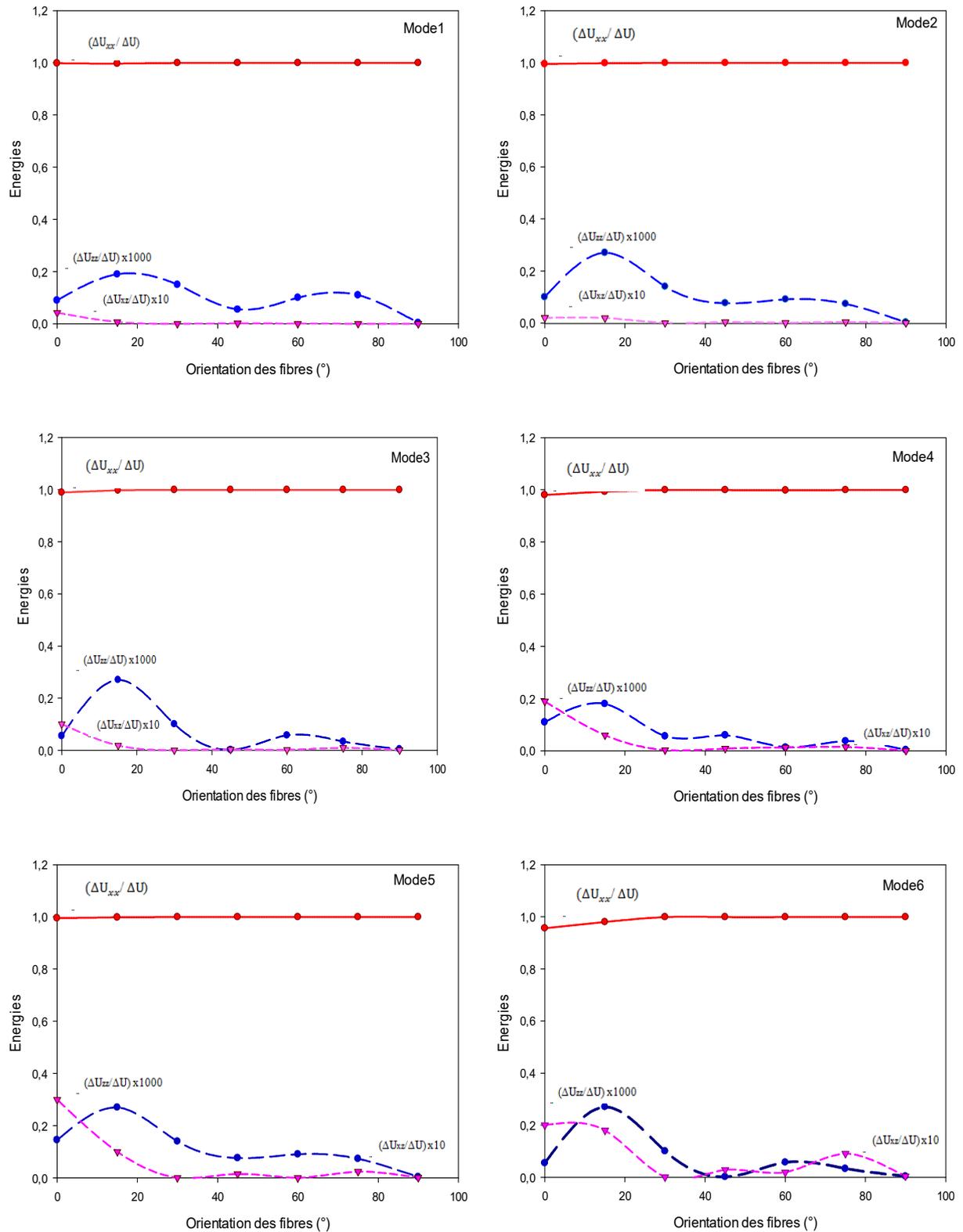


Figure 4-11. Evolution des énergie dissipées en fonction des orientations des fibres pour les six premiers modes.

4.4. *Etude paramétrique*

Il a été montré précédemment que les résultats déduits de l'analyse par éléments finis présentent un bon accord avec ceux obtenus expérimentalement. Ainsi, une étude numérique paramétrique a été effectuée sur les composites avec couche viscoélastique dans le but d'optimiser le comportement vibratoire de cette structure en fonction des conditions de fonctionnement. Cette étude a été réalisée en faisant varier l'orientation des fibres, l'épaisseur de la couche viscoélastique, son module d'Young ainsi que son facteur d'amortissement.

4.4.1. *Effet de l'épaisseur de la couche viscoélastique*

La modélisation a été appliquée au composite viscoélastique pour analyser l'effet de l'épaisseur de la couche viscoélastiques sur les valeurs des caractéristiques dynamiques. Dans ce cas, le calcul par éléments finis a été réalisé sur des composites avec différentes épaisseurs de la couche viscoélastique e_{-NR} allant de 0 à 2.5 mm avec un pas de 0.5mm. La figure 4.12 présente la variation du module d'Young en fonction de l'épaisseur (e_{-NR}) de la couche pour les six premiers modes de vibration. Différentes orientations des fibres ont été considérées (0, 15, 30, 45, 60, 75 et 90°). Les résultats montrent que le module diminue lorsque l'épaisseur de la couche viscoélastique augmente pour toutes les orientations. Cette diminution est plus remarquée dans les composites avec des orientations des fibres les plus faibles (0° et 15°) par rapport à la direction de sollicitation. On remarque que les courbes présentent deux phases : la première phase se caractérise par une diminution très importante, pour une épaisseur de 0 (stratifié élastique) à 0.5 mm ; la seconde phase, se caractérise par une diminution relativement faible, pour des valeurs de l'épaisseur de la couche entre 0.5 et 2.5 mm. En outre, la diminution de la rigidité des stratifiés viscoélastiques est la conséquence des faibles propriétés mécaniques de la couche viscoélastique insérée dans le stratifié. En effet, son module d'Young est de l'ordre de 2 MPa alors que le module du composite est de l'ordre de 20 GPa pour un composite [0]₈. Ceci explique le fait que le module diminue lorsque l'épaisseur de la couche croit.

A titre d'exemple, la figure 4.13 présente la variation du module en fonction de la fréquence pour les différentes épaisseurs et pour une orientation des fibres de 0°. On constate une réduction du module avec l'augmentation des fréquences pour toutes les épaisseurs. Le stratifié élastique a diminué d'environ 6%, entre la valeur statique (0 Hz) et (2800 Hz). Pour tous les autres stratifiés viscoélastiques, une diminution importante est constatée avec l'augmentation de la fréquence. Ainsi, la modélisation et le calcul par éléments finis peuvent

être améliorés en tenant compte des caractéristiques viscoélastiques de la couche qui évoluent en fonction des fréquences.

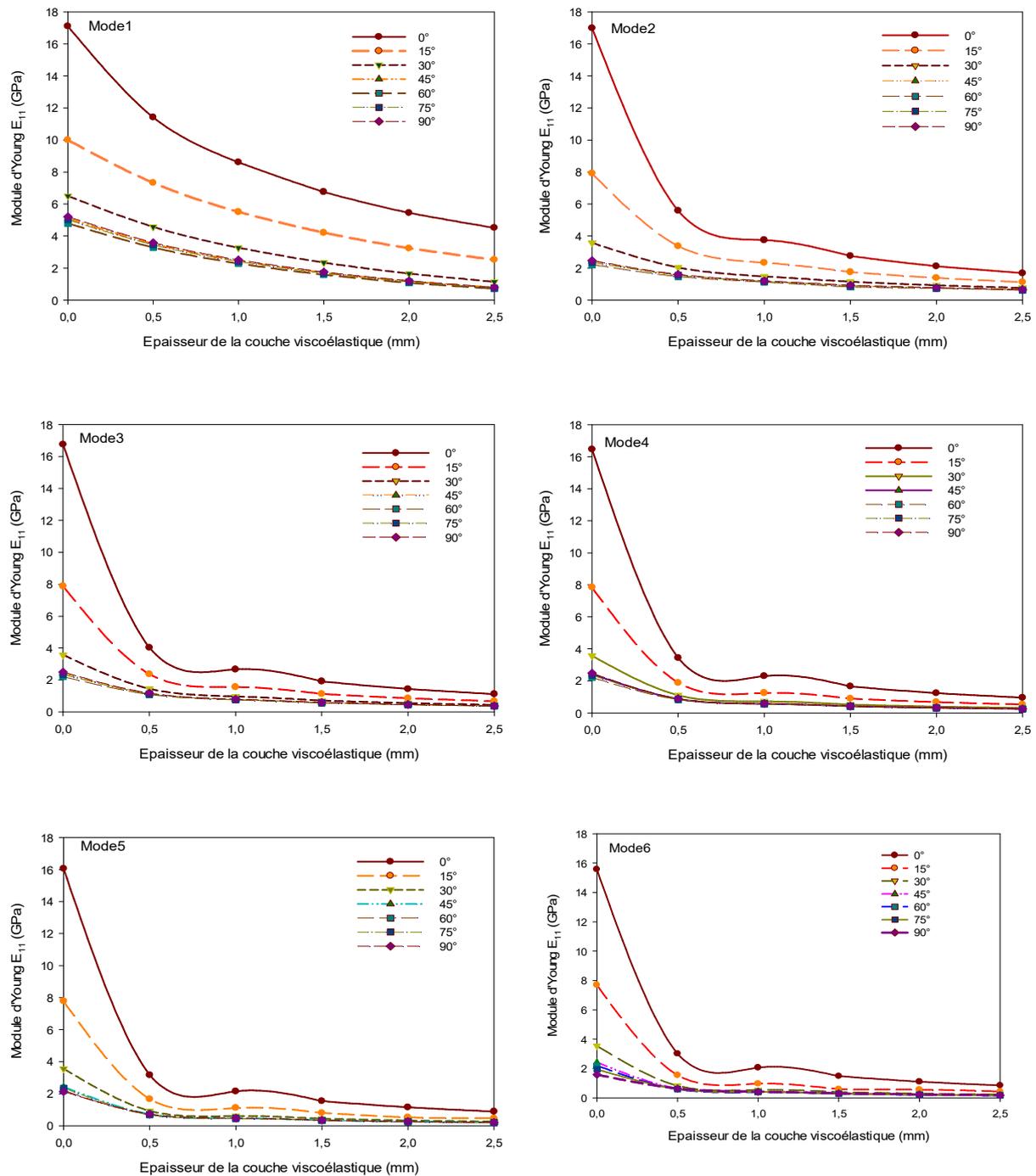


Figure 4-12. Variation des modules en fonction de l'épaisseur de la couche viscoélastique pour différentes orientations des fibres et pour les six premiers modes.

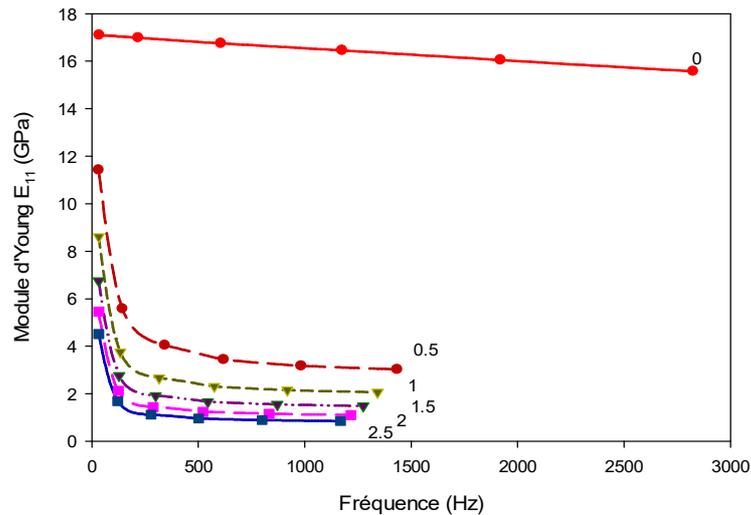


Figure 4-13. Variation du module en fonction de la fréquence pour différentes épaisseurs de la couche viscoélastique d'un composite $[0]_8$.

La figure 4.14 présente la variation du facteur d'amortissement en fonction de l'épaisseur de la couche viscoélastique pour les différentes orientations et pour les six premiers modes de vibration. Les résultats obtenus montrent que le composite à fibres naturelles de lin présente des valeurs élevées, qui atteignent les 5 à 6%. On constate aussi que l'amortissement est plus élevé pour des valeurs de fréquence faibles. Pour une orientation donnée, le facteur d'amortissement augmente lorsque l'épaisseur de la couche viscoélastique augmente. Cette augmentation est beaucoup plus élevée entre un stratifié élastique (épaisseur $e_{-NR}=0$ mm) et un stratifié viscoélastique avec couche de 0,5 mm d'épaisseur. En effet, l'insertion d'une couche viscoélastique dans le composite améliore significativement ses propriétés modales et l'augmentation de son épaisseur influe peu sur son comportement vibratoire.

A titre d'exemple, la figure 4.15 illustre l'évolution du facteur d'amortissement en fonction de la fréquence pour différentes épaisseurs de la couche viscoélastique pour un composite viscoélastique avec une orientation des fibres de 0° . On remarque que le facteur d'amortissement décroît avec l'augmentation de la fréquence pour toutes les épaisseurs. La valeur du facteur d'amortissement est de l'ordre de 3% pour le premier mode du stratifié élastique et atteint les 5% pour le stratifié viscoélastique de 0,5 mm d'épaisseur. Au-delà de cette épaisseur limite, la variation de l'amortissement est très faible. Les facteurs augmentent peu avec l'augmentation de l'épaisseur de la couche viscoélastique pour toutes les orientations.

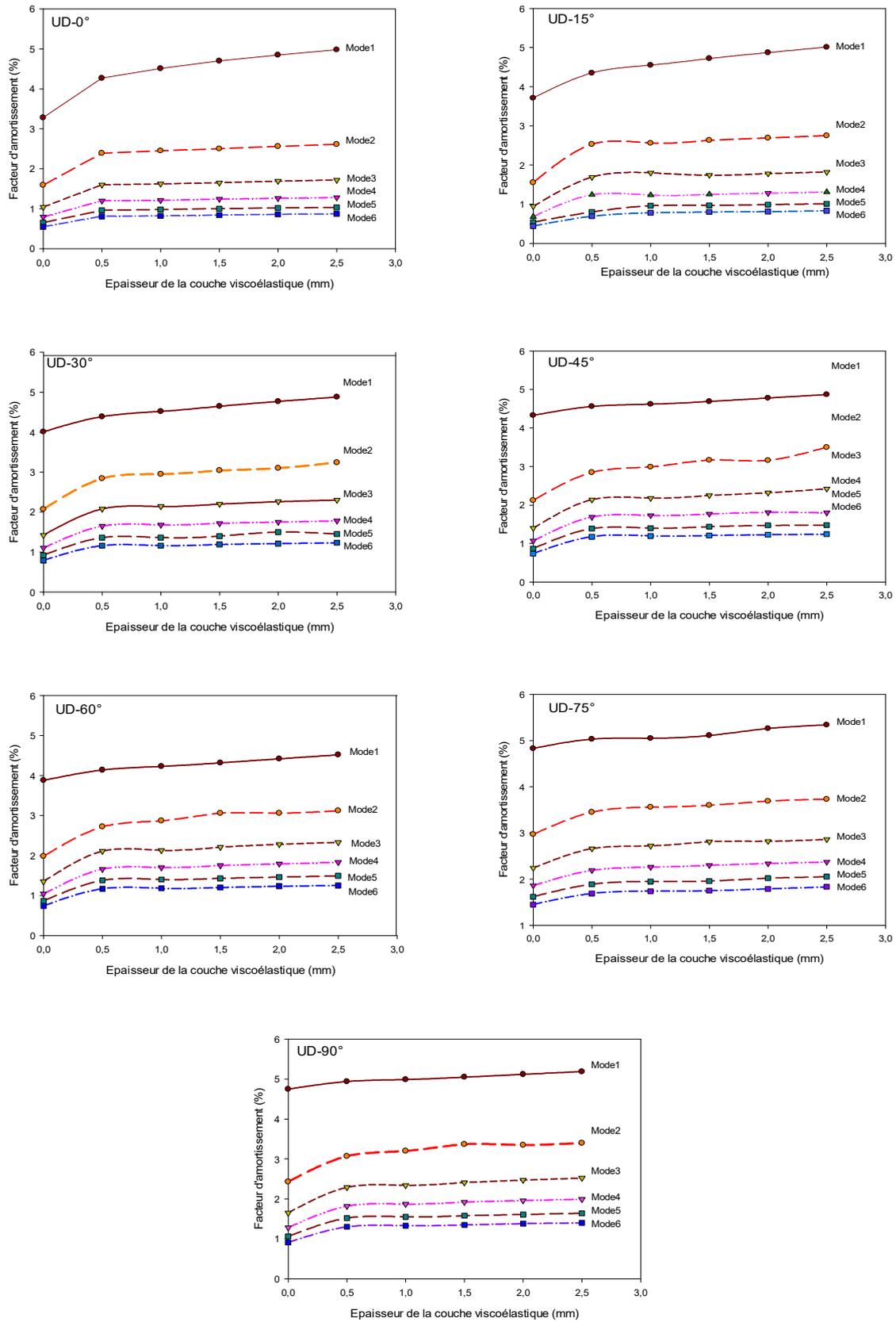


Figure 4-14. Variation du facteur d'amortissement en fonction de l'épaisseur de la couche viscoélastique pour les six premiers modes pour différentes orientations.

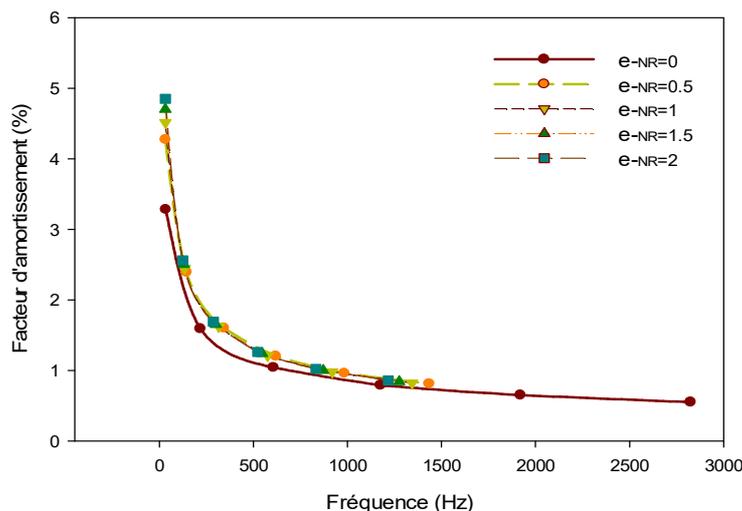


Figure 4-15. Evolution du facteur d'amortissement en fonction de la fréquence pour différentes épaisseurs de la couche viscoélastique d'un composite $[0]_8$.

4.4.2. Effet du module d'Young de la couche viscoélastique

Dans le but de mettre en évidence l'effet de des caractéristiques mécaniques de la couche viscoélastique sur le comportement dynamique du composites viscoélastiques, la modélisation est appliquée à des composites avec une couche viscoélastique ayant une épaisseur égale à 1mm et un module d'Young variant de 0.5 à 5 MPa avec un pas de 0.5 MPa. A titre d'exemple, la figure 4.16 présente la variation de la fréquence en fonction du module d'Young de la couche viscoélastique pour les six premiers modes de vibration pour un composite viscoélastique à 0° . Les résultats montrent que la fréquence augmente avec l'augmentation du module de Young de la couche ce qui est justifié par la relation entre les deux quantités présentées dans l'expression (4.1). En effet, la fréquence de vibration est proportionnelle à la rigidité de la structure. La figure 4.17 illustre la variation du module de Young du composite viscoélastique total (E_{Tot}) en fonction du module de Young de la couche viscoélastique. On constate que le module de Young du composite augmente avec l'accroissement du module de la couche viscoélastique pour tous les modes. Cette variation est beaucoup plus marquée dans le cas du mode 1. En effet, pour ce mode, la valeur du module de Young du composite varie de 6 à 14 GPa lorsque le module de Young de la couche varie de 0.5 à 5 MPa alors que cette variation n'est que de 1 GPa pour le mode 6. La figure 4.18 présente la variation du facteur d'amortissement du stratifié viscoélastique en fonction du module de Young de la couche viscoélastique. Les résultats montrent que le facteur d'amortissement diminue lorsque le module de Young de la couche croit. Le mode 1 présente

la variation la plus élevée, elle est de l'ordre de 15% lorsque le module de Young de la couche varie de 0,5 à 5 MPa. Pour les autres modes, cette variation est moins élevée, elle est de l'ordre de 3 à 4%. La diminution de la fréquence de résonance et du module de Young accompagnée par l'augmentation du facteur d'amortissement du composite viscoélastique montre que, lorsque la couche viscoélastique est moins rigide, son effet sur l'amortissement du composite plus important.

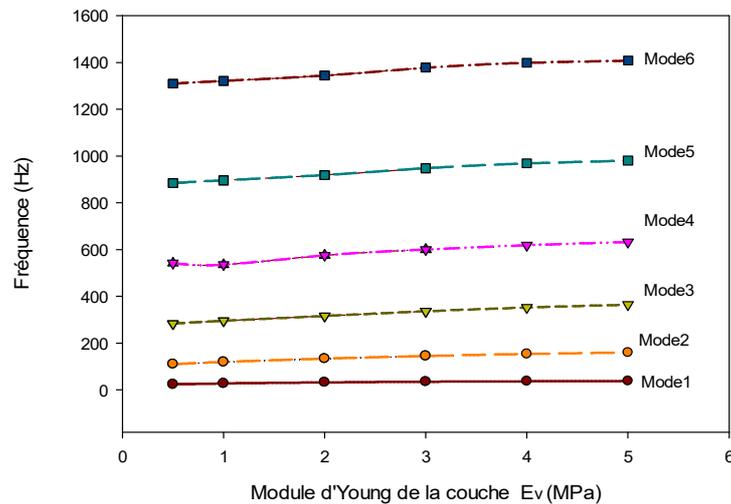


Figure 4-16. Variation de la fréquence en fonction du module de Young de la couche viscoélastique pour les six premiers modes pour un composite viscoélastique à 0°.

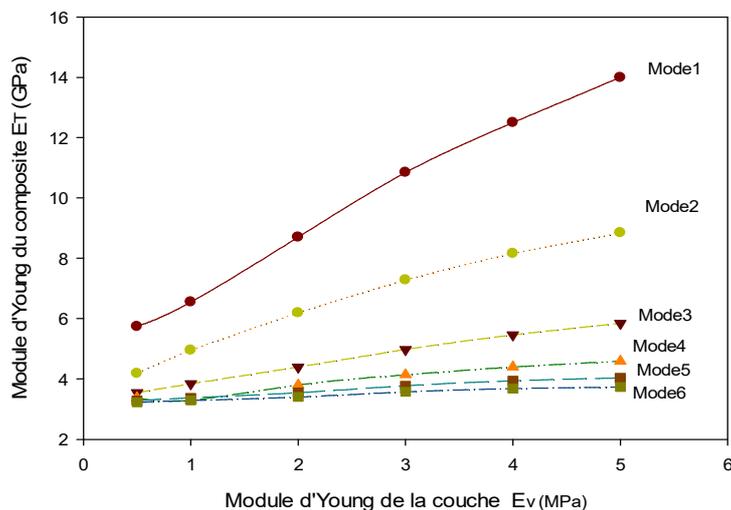


Figure 4-17. Variation du module de Young du composite total (E_{Tot}) en fonction du module de Young de la couche viscoélastique pour les six premiers modes pour un composite viscoélastique à 0°.

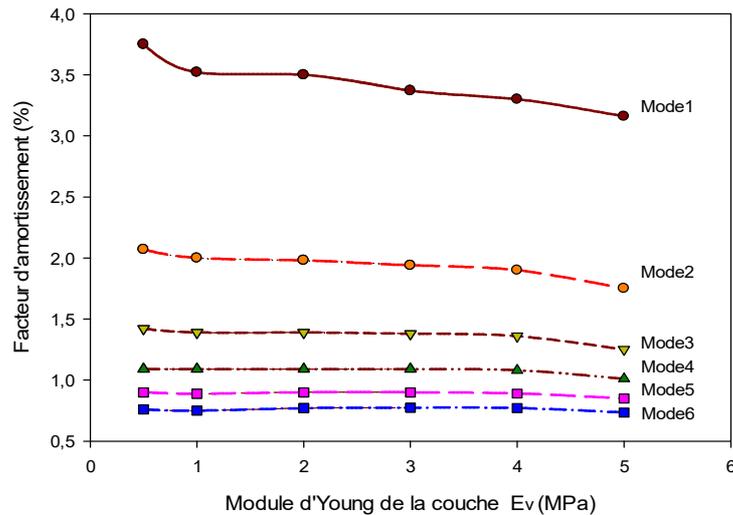


Figure 4-18. Variation du facteur d'amortissement en fonction du module de Young de la couche viscoélastique pour les six premiers modes pour un composite viscoélastique à 0°.

4.4.3. Effet du facteur d'amortissement de la couche viscoélastique

Dans cette étude, la modélisation a été appliquée au composite viscoélastique pour analyser l'effet du facteur d'amortissement de la couche viscoélastiques sur les valeurs des caractéristiques dynamiques. L'analyse par éléments finis a été réalisée avec différentes valeurs du facteur d'amortissement de couche viscoélastique allant de 1 à 4% avec un pas de 0.5%. L'analyse des résultats du module d'Young a montré que la variation de l'amortissement de la couche viscoélastique n'a aucun effet sur la fréquence et sur le module du stratifié, ce qui n'est pas le cas des valeurs des facteurs d'amortissements structurels du composite. La figure 4.19 illustre la variation de l'amortissement du composite en fonction du facteur d'amortissement de la couche viscoélastique pour les six premiers modes de vibration d'un composite unidirectionnel à 0°. Les résultats obtenus montrent que le facteur d'amortissement du composite augmente avec l'augmentation du facteur d'amortissement de la couche viscoélastique. Cette variation est beaucoup plus élevée en mode 1 où elle est de l'ordre 35% d'augmentation lorsque l'amortissement de la couche varie de 1 à 4%.

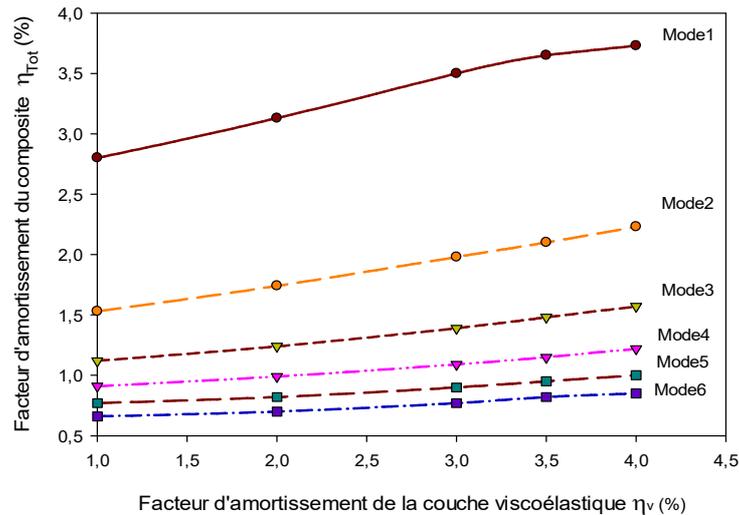


Figure 4-19. Variation du facteurs d'amortissement du composite en fonction de l'amortissement de la couche viscoélastique pour les six premiers modes de vibration.

4.4.4. Synthèse

Dans le but d'optimiser le comportement vibratoire de la structure en fonction des différents paramètres de la couche viscoélastique, une étude paramétrique utilisant des calculs de structures par éléments finis est effectuée. Cette analyse a été réalisée dans le cas des stratifiés viscoélastiques unidirectionnels avec plusieurs orientations des fibres (0° , 15° , 30° , 45° , 60° , 75° et 90°). Plusieurs paramètres de la couche viscoélastique ont été considérés, notamment, son épaisseur ($e_{NR} = 0, 0,5, 1, 1,5, 2$ et $2,5$ mm), son module de Young ($E_v = 0,5, 1, 2, 3, 4$ et 5 MPa) et son amortissement ($\eta_v = 1, 2, 3, 3,5$ et 4%). Les résultats obtenus ont montré que pour les différentes orientations des fibres, l'augmentation de l'épaisseur et du facteur d'amortissement de la couche viscoélastique améliore le comportement vibratoire du composite viscoélastique. En plus, lorsque la couche est moins rigide, son effet sur les propriétés modales est plus important. Il a été constaté aussi que l'amélioration du comportement vibratoire du composite est accompagné d'une diminution de sa rigidité. Ainsi, le choix des propriétés optimales de la couche viscoélastique doit obéir à un compromis entre les caractéristiques mécaniques et l'amortissement. L'effet de l'intégration d'une couche viscoélastique, même avec une faible épaisseur, améliore considérablement les propriétés modales de la structure.

4.5. *Conclusion*

Dans ce chapitre nous avons, dans un premier temps, effectué une campagne d'essais en vibration de poutres des composites à fibres de lin/greenpoxy. Les résultats des essais ont été comparés aux résultats obtenus par des calculs de structures par éléments finis pour différentes orientations des fibres. Les résultats obtenus par l'analyse numérique des fréquences propres, des modules d'Young et des facteurs d'amortissement ont montré un bon accord avec ceux obtenus expérimentalement du chapitre 3. Dans un deuxième temps, nous avons mis en place une modélisation de l'amortissement des matériaux composites viscoélastiques. Cette modélisation est basée sur une analyse par éléments finis et calcule les énergies de déformation emmagasinées dans les différents constituants du composite à partir des champs des contraintes et des déformations. Les énergies de déformation associées aux amortissements des constituants permet ensuite de déterminer l'amortissement global du composite viscoélastique considéré.

Dans le but d'identifier l'influence des caractéristiques de la couche viscoélastique sur le comportement dynamique du stratifié, une étude paramétrique a été ensuite effectuée. Différentes propriétés des composites viscoélastiques, telles que les fréquences, les modules de Young et les facteurs d'amortissement ont été analysées en faisant varier l'épaisseur de la couche viscoélastique, son module de Young, et son facteur d'amortissement. Les résultats ont montré que pour les différentes orientations des fibres, l'augmentation de l'épaisseur et le facteur d'amortissement de la couche viscoélastique accompagnée par une diminution de sa rigidité, améliorent considérablement le comportement vibratoire du composite.

Ainsi, l'idée développée dans ce chapitre est de choisir des propriétés mécaniques et physiques de la couche viscoélastique naturelle à insérer dans le stratifié permettant d'optimiser son comportement dynamique global.

Chapitre 5. Analyse du comportement non linéaire des matériaux composites stratifiés élastiques et viscoélastiques

Résumé

Ce chapitre présente une analyse du comportement vibratoire non linéaire des matériaux composites élastiques et viscoélastiques. Une analyse expérimentale a été effectuée dans une configuration encastree/libre. Quatre séquences d'empilement de composites $[0]_8$, $[90]_8$, $[0_2/90_2]_s$ et $[+45_2/-45_2]_s$ ont été étudiées pour les deux types de stratifiés. Suite à une série d'essais avec des amplitudes de résonances croissantes, les variations des fréquences de résonance et des facteurs d'amortissement ont été évaluées. Les paramètres non linéaires élastiques et dissipatifs liés respectivement à la fréquence et à l'amortissement ont été déterminés pour les six premiers modes de flexion. Les paramètres non linéaires déduits ont été comparés avec ceux obtenus par l'analyse en vibration linéaire présentée dans le chapitre 3. Enfin, une comparaison des sensibilités de ces paramètres a été ainsi réalisée.

5.1. *Introduction*

Les méthodes de résonance non linéaire ont fait leur apparition dans le domaine du Contrôle Non Destructif (CND) des matériaux. Elles présentent une sensibilité plus importante que celle des méthodes de réponses en vibration linéaire classique. Le comportement non linéaire des structures apparaît généralement pour des matériaux hétérogènes ou endommagés, dont la non linéarité élastique influe sur les fréquences propres et celle dissipative influe sur son facteur d'amortissement.

Ce chapitre porte sur l'étude de la réponse non linéaire de deux types de matériaux composites biosourcés, stratifiés élastiques et stratifiés viscoélastiques. Quatre séquences d'empilement ont été étudiées pour chaque composite. Elles sont de types $[0]_8$, $[90]_8$ (composites à fibres unidirectionnelles) et $[0_2/90_2]_s$, $[+45_2/-45_2]_s$ (composites à fibres croisées) pour les stratifiés élastiques et $[0_4/NR]_s$, $[90_4/NR]_s$, $[0_2/90_2/NR]_s$ et $[+45_2/-45_2/NR]_s$ pour les stratifiés viscoélastiques (NR 'Natural Rubber' désigne la couche viscoélastique naturelle).

Dans un premier temps, l'évolution des fréquences de résonance et des facteurs d'amortissement en fonction des différentes amplitudes d'excitation appliquées ont été étudiées pour chaque matériau. Dans un second temps, les amplitudes de déformations ont été déterminées et discutées pour les différents niveaux d'excitation. Ensuite, nous nous sommes attachés à déterminer deux paramètres non linéaires, le premier est associé au décalage fréquentiel appelé paramètre non linéaire élastique et le deuxième associé au décalage de l'amortissement appelé paramètre non linéaire dissipatif. Enfin, nous avons comparé les sensibilités de la méthode non linéaire à celle linéaire utilisée dans le chapitre 3.

5.1. *Méthode de résonance non linéaire*

5.1.1. *Procédure expérimentale*

La méthode utilisée dans cette étude consiste à exciter successivement un ou plusieurs modes de résonance en utilisant des amplitudes d'excitation croissantes. Les essais ont été réalisés dans une configuration encadrée/libre. Le dispositif expérimental utilisé est présenté dans la figure 5.1. L'échantillon est maintenu horizontalement, encadré d'un côté à l'aide d'un bloc d'encastrement et libre de l'autre côté. Un pot vibrant avec un amplificateur intégré (Model-K2004E01) est utilisé pour balayer les différents niveaux d'excitation de vibrations en flexion de l'éprouvette à proximité du bloc d'encastrement. La réponse est détectée à l'autre extrémité à l'aide d'un accéléromètre (PCB 352C23, modèle SN109866). Les signaux et les traitements associés sont ensuite sauvegardés pour les post-traitements. L'ensemble des

courbes de résonance ont été mesurées en fonction des différentes amplitudes d'excitation pour les quatre séquences d'empilement des deux composites. Pour valider les résultats obtenus, cette expérience a été répétée au moins trois fois pour chaque essai ainsi que pour les six premiers modes de vibration en flexion.

Un exemple typique de spectre du signal de sortie d'une éprouvette à fibres unidirectionnelles $[0]_8$ avec 11 niveaux d'excitations est présenté dans la figure 5.2. Cette figure présente un mode de résonance en flexion pour plusieurs amplitudes d'excitations (10, 50, 100, 150, 200, 250, 300, 350, 400, 450 et 500 mV).

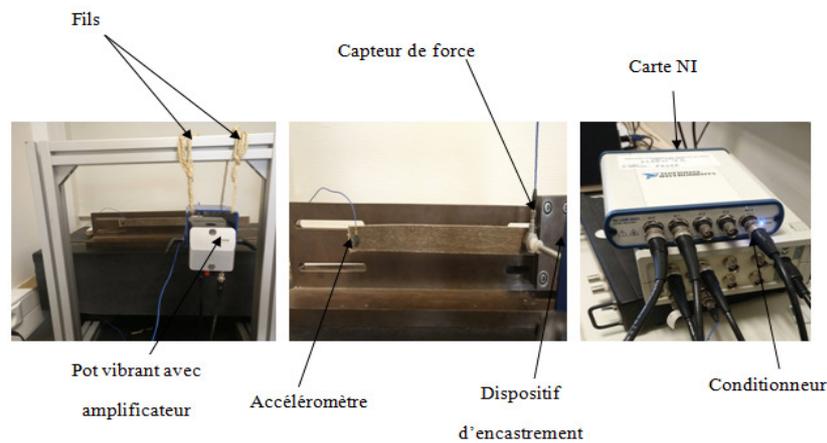


Figure 5-1. Procédure expérimentale.

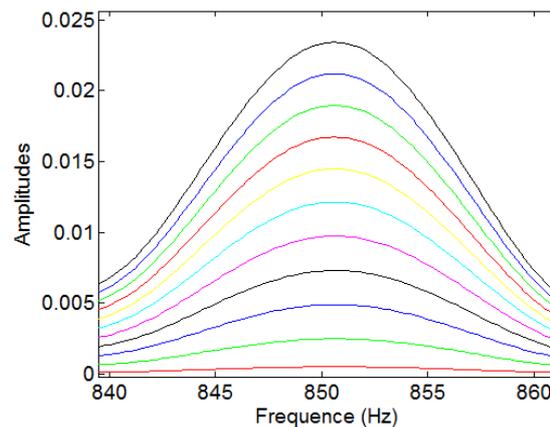


Figure 5-2. Exemple typique de spectre du signal de sortie d'une éprouvette à fibres unidirectionnelles $[0]_8$.

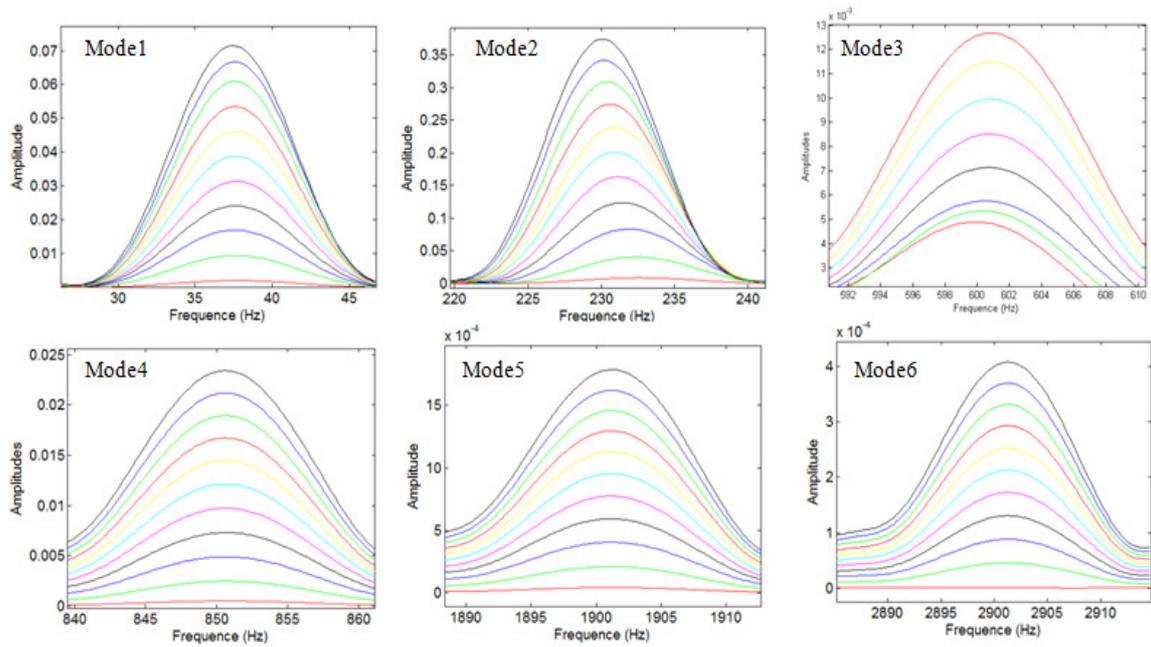
5.1.2. Détermination des caractéristiques des courbes de résonance

L'analyse des courbes de réponse obtenues a été effectuée par la méthode de la bande passante. Cette méthode nécessite des pics polynomiaux linéaires et symétriques. Pour ce

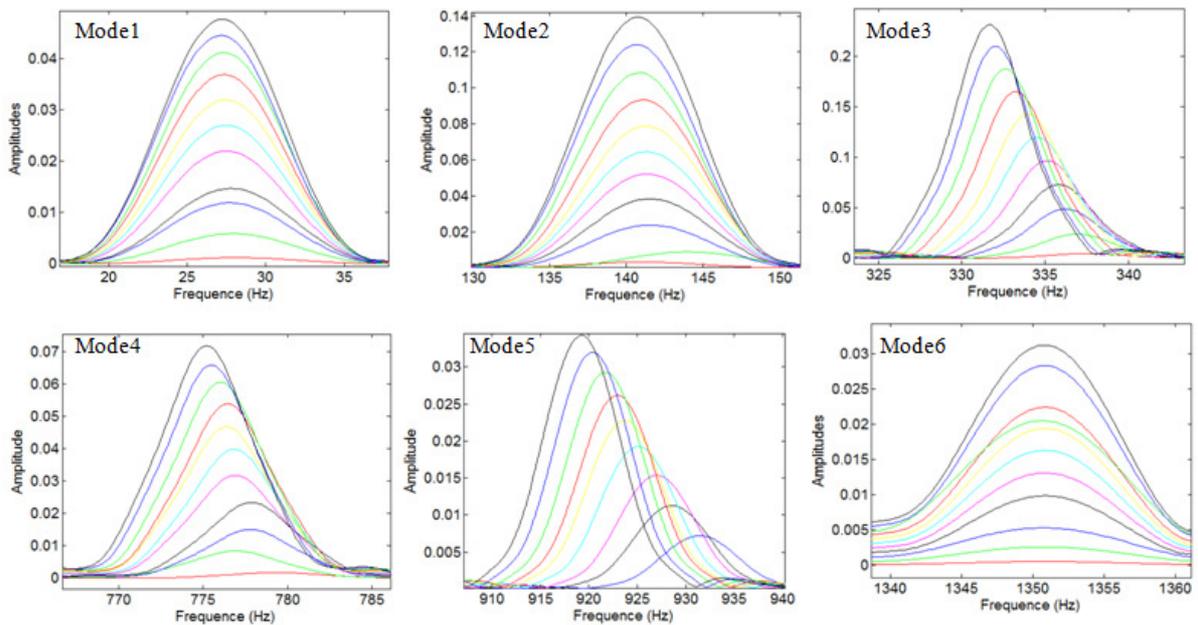
faire, une fonction Lorentzienne a été interpolée pour chaque pic de résonance. En effet, la courbe de Lorentzienne est un très bon ajustement aux données qui permet de linéariser les pics de résonance [107]. Ainsi, les différents paramètres modaux ont été déterminés à l'aide de cette méthode comme il a été décrit dans le chapitre 3. Les fréquences de résonance f_i , l'accélération \ddot{U} et le facteur d'amortissement η_i ont été ainsi déterminés à l'aide d'un algorithme développé sous 'MATLAB' pour chaque niveau d'excitation. Les fréquences de résonance f_i et les facteurs d'amortissement η_i ont été analysés en fonction de l'amplitude d'excitation. Ensuite, les décalages respectifs des fréquences et des facteurs d'amortissement ont été étudiés en fonction de la déformation, pour déduire enfin les différents paramètres linéaires et non linéaires, élastiques et dissipatifs des différents modes de vibration des matériaux étudiés.

5.2. Caractérisation non linéaire par résonance des composites

Une comparaison des courbes de résonance pour les six premiers modes de vibration dans les deux séquences d'empilement $[0]_8$ et $[0_2/90_2]_s$ est reportée, à titre d'exemple, respectivement dans les figures 5.3 et 5.4. Chaque figure présente les courbes de résonances correspondant aux résultats obtenus dans le cas des deux composites élastique et viscoélastique. Les figures 5.3.a) et 5.4.a) montrent qu'aucun décalage en fréquence n'est observé pour les deux stratifiés élastiques, alors que dans les figures 5.3.b) et 5.4.b), on peut remarquer un décalage vers les basses fréquences qui atteint les 2 à 3%, résultant de l'intégration de la couche viscoélastique dans les composites. Ce décalage est observé pratiquement pour tous les modes de vibration. Il augmente lorsque l'amplitude d'excitation croît. On observe aussi que les courbes de résonance s'élargissent avec l'augmentation du niveau d'excitation.

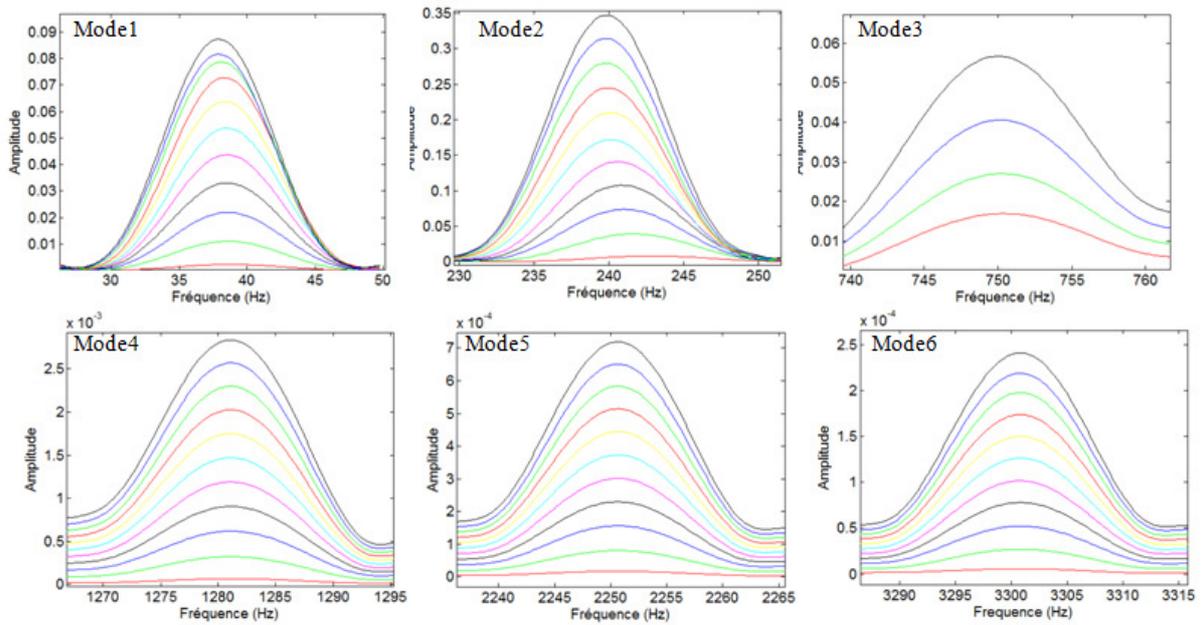


a)

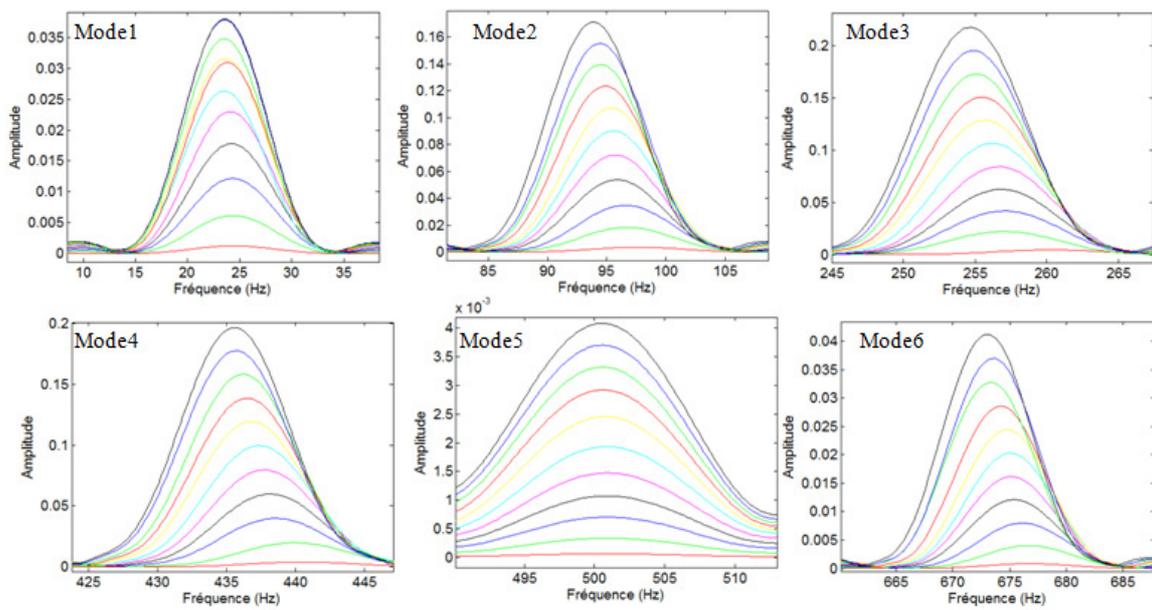


b)

Figure 5-3. Courbes de résonances pour 11 niveaux d'excitation pour les 6 premiers modes de vibration des composites: a) stratifié élastique $[0]_8$ et b) stratifié viscoélastique $[0_4/NR]_s$.



a)



b)

Figure 5-4. Courbes de résonances pour 11 niveaux d'excitation pour les 6 premiers modes de vibration des composites : a) stratifié élastique $[0_2/90_2]_s$ et b) stratifié viscoélastique $[0_2/90_2/NR]_s$.

5.2.1. Analyse des résultats

En raison d'un très grand nombre de figures et des résultats issus des essais expérimentaux des quatre séquences d'empilement, il a été décidé de ne présenter dans ce chapitre que les données relatives aux stratifiés élastiques $[0]_8$, et viscoélastiques $[0_4/NR]_s$. Les résultats et les figures présentant le reste des séquences d'empilement ($[0_2/90_2]_s$, $[0_2/90_2/NR]_s$, $[+45_2/-45_2]_s$, $[+45_2/-45_2/NR]_s$, $[90]_8$ et $[90_4/NR]_s$) seront données en annexe.

5.2.1.1. Effet de l'amplitude d'excitation sur les fréquences de résonances

Pour étudier l'effet de l'augmentation de l'amplitude d'excitation sur les fréquences de résonance, le décalage de fréquences $(f-f_0)/f_0$ a été calculé pour les différents modes propres. Aux faibles amplitudes d'excitation, la fréquence de résonance ne varie pas de manière significative, dans ce cas, la fréquence de résonance f_0 pour une amplitude d'excitation de 10 mV est supposée celle obtenue en vibration linéaire. La figure 5.5 présente l'évolution du décalage des fréquences de résonance en fonction de la tension d'excitation pour les 6 premiers modes des deux composites élastique $[0]_8$ (labélisé *Sans NR*) et viscoélastique $[0_4/NR]_s$ (labélisé *Avec NR*). L'analyse de ces résultats montre que, pour un stratifié donné, le décalage de fréquences diminue lorsque la tension d'excitation augmente. Cette diminution est beaucoup plus élevée dans le cas des stratifiés viscoélastiques et pourra être négligée dans les stratifiés élastiques. Ce résultat a mis en évidence que l'intégration de la couche viscoélastique induit une non linéarité élastique due au comportement non linéaire de la couche viscoélastique. Il est constaté aussi, dans la plus part des cas, une variation linéaire de l'évolution du décalage de la fréquence en fonction de la tension d'excitation.

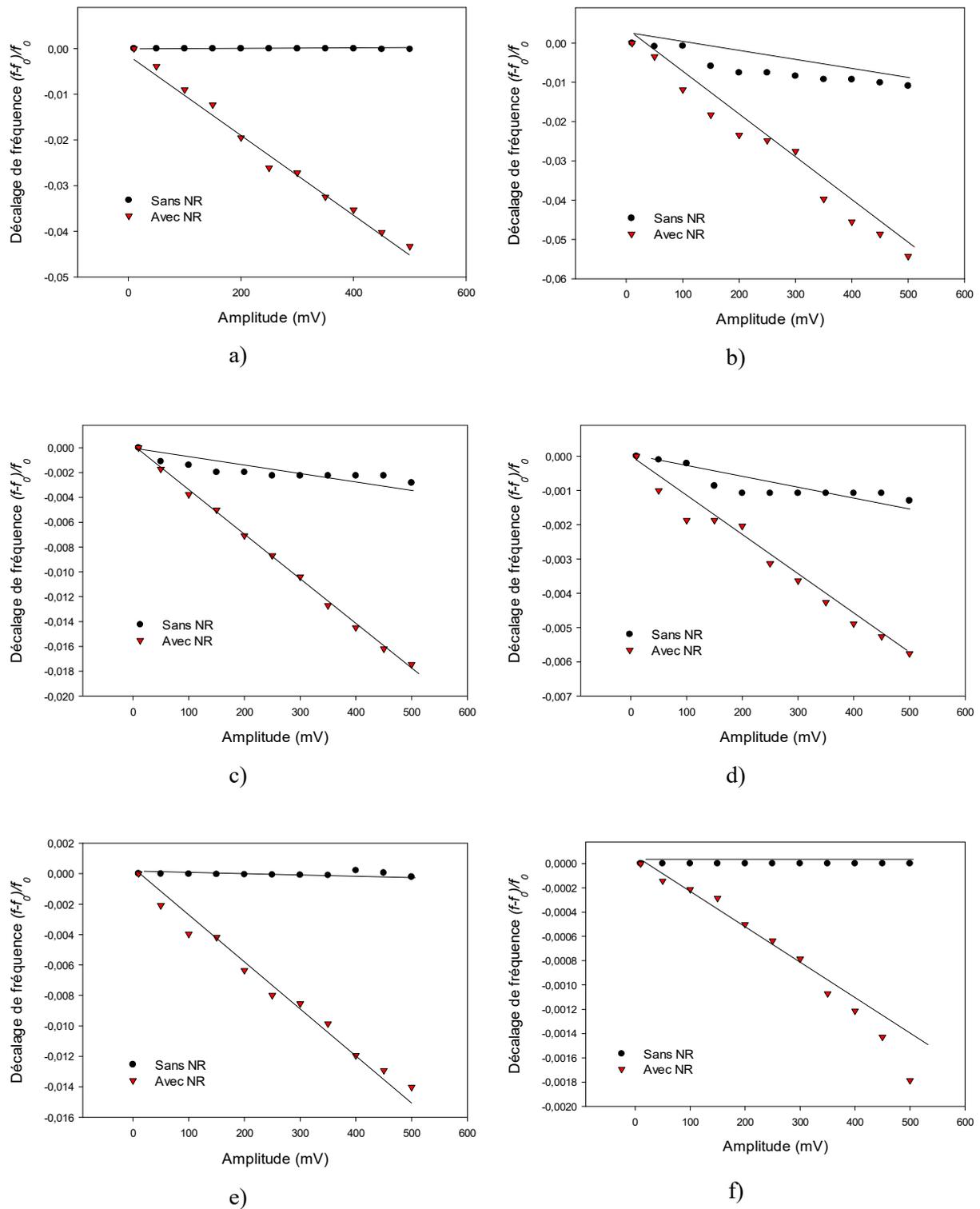


Figure 5-5. Evolution du décalage de la fréquence en fonction de la tension d’excitation des deux stratifiés élastique et viscoélastique pour les six premiers modes de vibration : a) Mode 1, b) Mode2, c) Mode 3, d) Mode4 , e) Mode5 et f) Mode6.

5.2.1.2. Effet de l'amplitude d'excitation sur les facteurs d'amortissements

Pour mettre en évidence l'effet de l'amplitude d'excitation sur les facteurs d'amortissement, la variation $(\eta-\eta_0)/\eta_0$ a été calculée pour les six premiers modes de vibration. Aux faibles amplitudes d'excitation, l'amortissement ne varie pas de manière significative, nous avons dans ce cas considéré que le facteur d'amortissement η_0 pour une faible amplitude d'excitation (10 mV) est celui obtenu en vibration linéaire. La figure 5.6 présente l'évolution du décalage des amortissements en fonction de l'amplitude d'excitation pour les 6 premiers modes et pour les deux composites élastique et viscoélastique à fibres unidirectionnelles $[0]_8$ et $[0_4/NR]_s$. L'ensemble des résultats obtenus montre que le décalage du facteur d'amortissement augmente avec le niveau d'excitation. Ce décalage est beaucoup plus élevé dans le stratifié viscoélastique que celui élastique. Ce résultat montre aussi que le facteur d'amortissement augmente linéairement en fonction de la tension d'excitation pour les six premiers modes de vibration et pour les deux matériaux. L'augmentation linéaire est beaucoup plus prononcée dans le composite viscoélastique. Ce résultat est similaire à celui déduit de la vibration linéaire dans le chapitre 3 où il a été montré que la couche viscoélastique peut réduire l'amplitude des vibrations et améliore donc les propriétés dynamiques du composite.

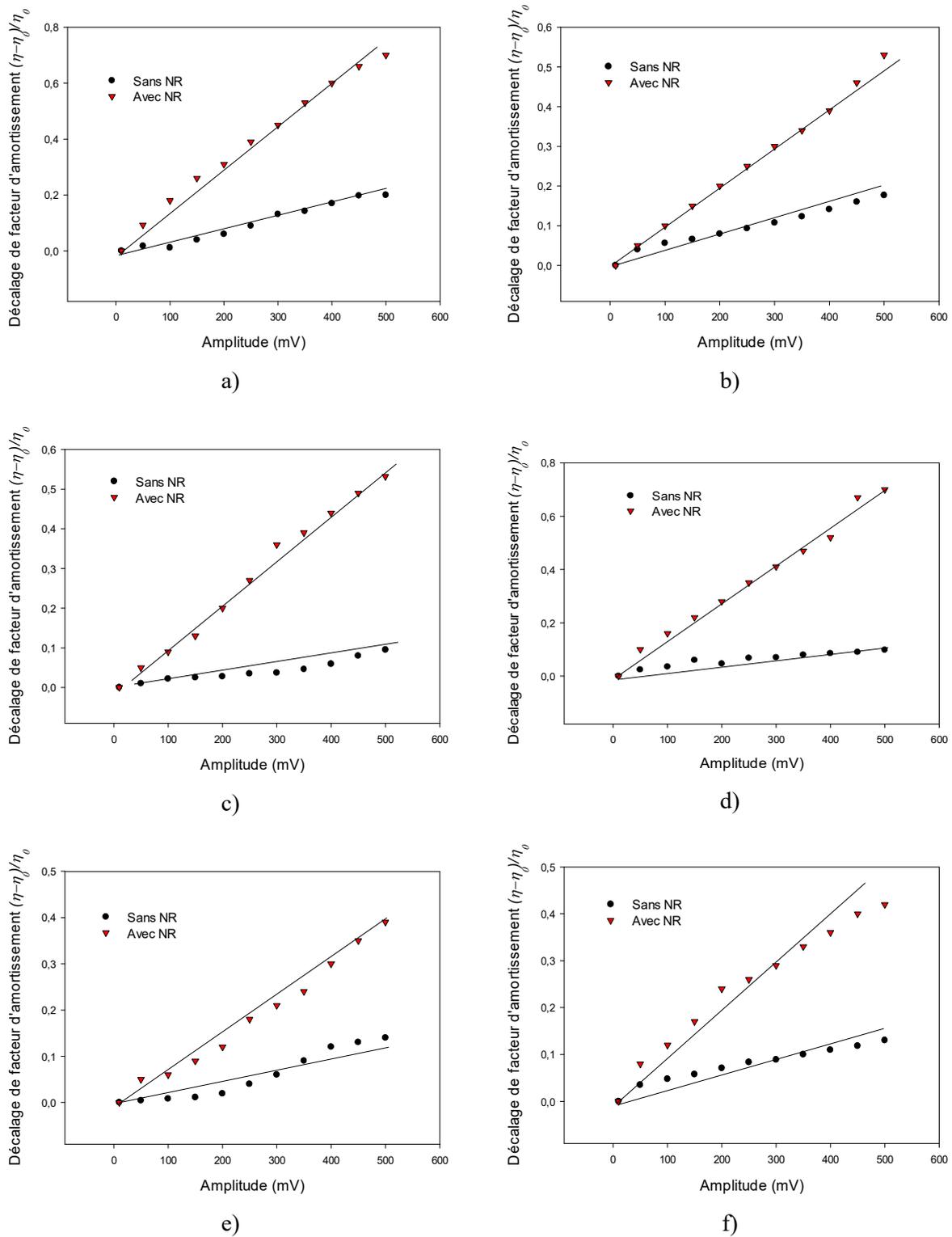


Figure 5-6. Evolution du décalage du facteur d’amortissement en fonction de l’amplitude d’excitation des composites élastique et viscoélastique pour les six premiers modes de vibration : a) Mode 1, b) Mode2, c) Mode 3, d) Mode4 , e) Mode5 et f) Mode6.

5.2.2. Modélisation du comportement non linéaire

La présence d'un endommagement, d'une discontinuité ou d'une hétérogénéité dans une structure peut induire un comportement non linéaire du matériau. Le module d'élasticité dans ce cas n'est pas constant, mais il dépend de l'état de déformation du matériau. Il existe deux types de théorie d'élasticité non linéaire : la théorie non linéaire classique et celle non linéaire hystérétique (ou non-classique) [108], [109]. Le comportement non linéaire classique présenté dans la figure 5.7 est observé lorsque les niveaux de déformation est inférieur à 10^{-6} [110]. Ce type de comportement est généralement observé dans les matériaux ayant des irrégularités ou des défauts.

Dans ce cas, la relation contrainte/déformation à une dimension s'écrit sous la forme :

$$\sigma = K(\varepsilon) \varepsilon \quad (5.1)$$

$$K(\varepsilon) = K_0(1 + \beta\varepsilon + \delta\varepsilon^2 + \dots) \quad (5.2)$$

Avec : K_0 est le module linéaire élastique,

β et δ sont, respectivement, les paramètres non linéaires classiques quadratique et cubique.

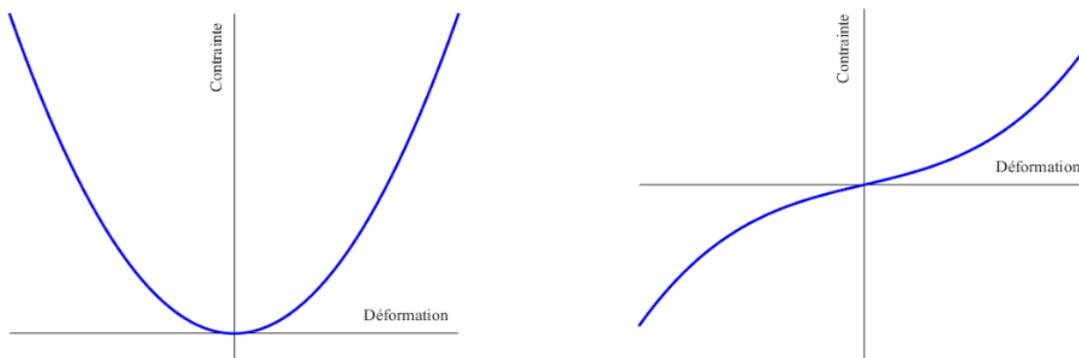


Figure 5-7. Comportement non linéaire classique.

Dans les matériaux où la non linéarité est si importante et ne répond plus aux lois de la non linéarité classique, ce comportement non linéaire est non classique ou hystérétique. Il est présenté par la figure 5.8. Ce type de comportement est observé dans le cas d'une forte non linéarité due à la présence d'hétérogénéités, d'endommagements, vide ou contacts, etc. Afin de prendre en compte des comportements non linéaires comme la non-linéarité classique ainsi

que l'hystérésis, une dépendance de la réponse du milieu au signe de la variation de la déformation $\partial\varepsilon/\partial t$ peut être ajoutée à la relation non linéaire classique [107], [111].

Dans ce cas, la relation contrainte/déformation à une dimension s'écrit sous la forme :

$$\sigma = K(\varepsilon, \dot{\varepsilon})\varepsilon \quad (5.3)$$

$$K(\varepsilon, \dot{\varepsilon}) = K_0(1 + \beta\varepsilon + \delta\varepsilon^2 + \alpha(\Delta\varepsilon + \text{sign}(\dot{\varepsilon})\varepsilon(t) + \dots)) \quad (5.4)$$

Ce comportement dépend des paramètres non linéaires classiques β et δ , le paramètre non linéaire hystérétique α , la déformation locale ε et la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$ avec :

$\alpha(\Delta\varepsilon + \text{sign}(\dot{\varepsilon})\varepsilon(t) + \dots)$ est le terme ajouté à l'équation de la théorie contrainte/déformation classique pour décrire l'hystérésis.

$\text{sign}(\dot{\varepsilon}) = 1$ si $\dot{\varepsilon} > 0$

$\text{sign}(\dot{\varepsilon}) = -1$ si $\dot{\varepsilon} < 0$

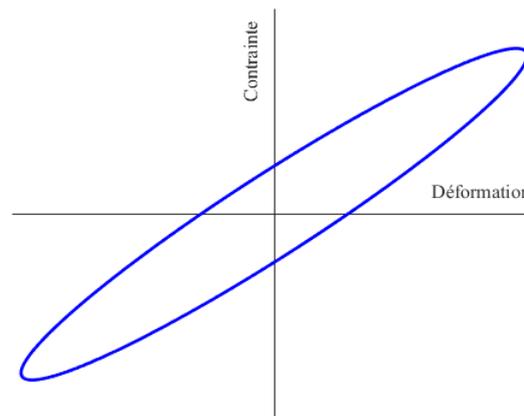


Figure 5-8. Comportement non linéaire hystérétique.

5.2.3. Détermination des paramètres non linéaires

Le matériau ayant un comportement non linéaire classique présente une dépendance du décalage des fréquences de résonance avec l'amplitude de déformation, reliée au paramètre δ de l'équation (5.2).

Le décalage de la fréquence de résonance en fonction de l'amplitude de déformation est linéaire et donné par la relation suivante [35]:

$$\frac{\Delta f}{f_0} = \frac{f - f_0}{f_0} = -\varepsilon\alpha_f \quad (5.5)$$

Avec α_f est le paramètre non linéaire élastique.

Pour un modèle non linéaire classique ou hystérétique, la variation du facteur d'amortissement liée à l'amortissement en fonction de l'amplitude de déformation est linéaire [112] :

$$\frac{\Delta\eta}{\eta_0} = \frac{\eta - \eta_0}{\eta_0} = \varepsilon \alpha_\eta \quad (5.6)$$

Avec α_η est le paramètre non linéaire dissipatif.

En effectuant des expériences de résonance non linéaire, les paramètres de non-linéarité hystérétique, sont étudiés à partir du décalage de la fréquence de résonance et des facteurs d'amortissement en fonction des amplitudes de déformation.

5.2.3.1. Décalage des fréquences

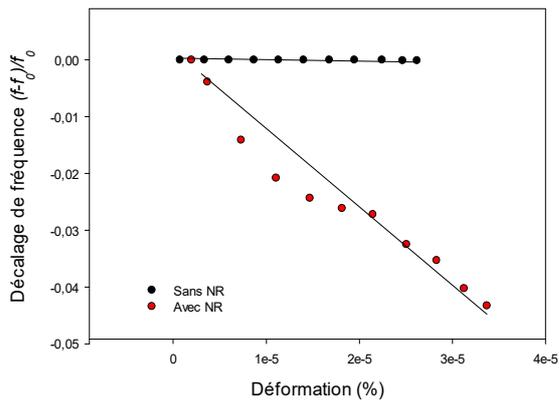
Les accélérations \ddot{u} au cours de la vibration des stratifiés élastiques et viscoélastiques ont été déterminées à partir des courbes de résonances pour chaque amplitude d'excitation. Ainsi, les amplitudes de déformation ont été déduites en utilisant les fréquences et les accélérations à l'aide de la formule suivante citée en [107] :

$$\varepsilon = \frac{\ddot{u}}{4\pi L f^2} \quad (5.7)$$

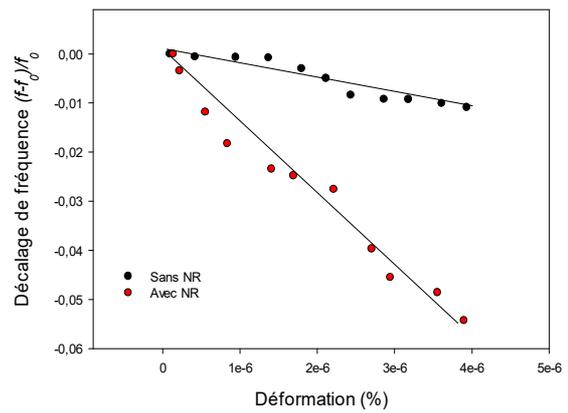
où L est la longueur de l'éprouvette.

Les déformations obtenues par la conversion des accélérations sont dans une gamme de valeur $10^{-7} < \varepsilon < 10^{-5}$. C'est le domaine où les amplitudes de déformation correspondent au comportement non linéaire du matériau [108].

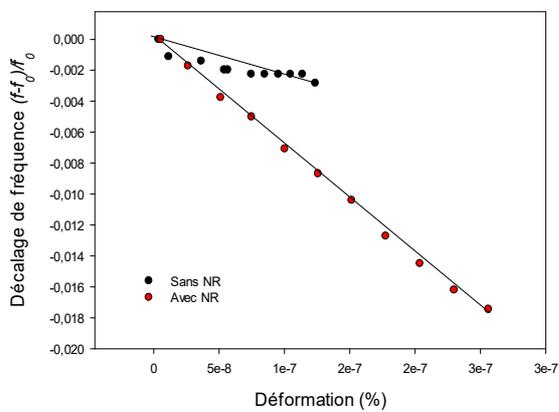
La figure 5.9 présente la variation du décalage des fréquences de résonance $(f-f_0)/f_0$ en fonction de l'amplitude de déformation (ε) du stratifié élastique $[0]_8$ et stratifié viscoélastique $[0_4/NR]_s$. Les résultats obtenus montrent que le stratifié viscoélastique présente un décalage des fréquences qui diminue fortement avec l'augmentation de l'amplitude de déformation, alors que cette diminution est beaucoup moins marquée dans le cas du stratifié élastique voire constante pour le mode 1. Ce comportement non linéaire hystérétique est la conséquence de l'intégration de la couche viscoélastique dans le composite. Il est à noter, dans la plus part des cas, une variation linéaire de l'évolution du décalage de la fréquence en fonction de l'amplitude de déformation. Dans ce cas, les points expérimentaux de ces figures peuvent être interpolés par des droites et permettant ainsi de déterminer le paramètre non linéaire élastique (α_f) à travers l'équation 5.5.



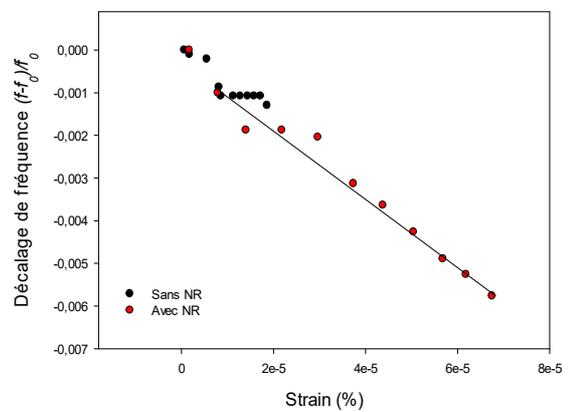
a)



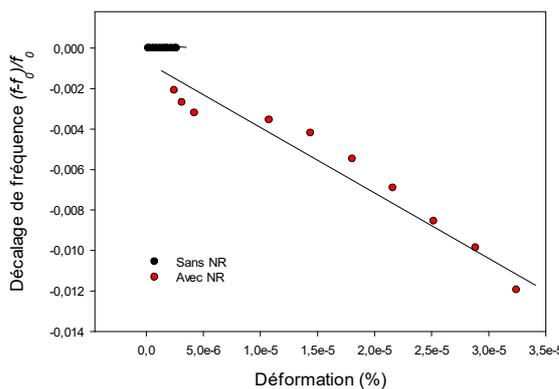
b)



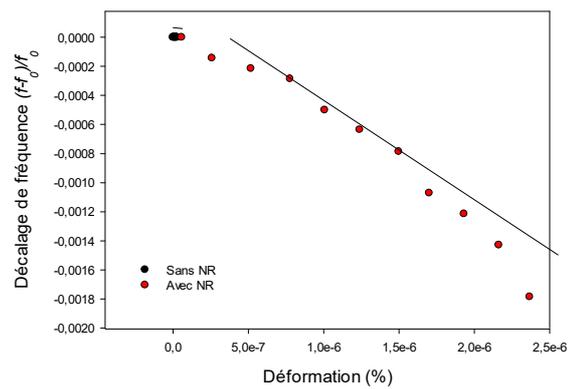
c)



d)



e)



f)

Figure 5-9. Evolution du décalage de la fréquence en fonction de la déformation des stratifiés élastiques et viscoélastiques pour les six premiers modes : a) Mode 1, b) Mode2, c) Mode 3, d) Mode4 , e) Mode5 et f) Mode6.

5.2.3.2. Décalage des facteurs d'amortissement

Comme pour le décalage fréquentiel, la figure 5.10 présente la variation du décalage des facteurs d'amortissement $(\eta-\eta_0)/\eta_0$ en fonction de l'amplitude de déformation (ε) du stratifié élastique $[0]_8$ et stratifié viscoélastique $[0_4/NR]_8$. Les résultats obtenus montrent que le décalage des facteurs d'amortissements croît avec l'augmentation de l'amplitude de déformation pour les six modes de vibration. Cette augmentation est beaucoup plus marquée dans le composite viscoélastique qui est aussi la conséquence de l'intégration de la couche viscoélastique dans le composite. Là aussi, il est à noter, dans la plus part des cas, une variation linéaire de l'évolution du décalage de l'amortissement en fonction de l'amplitude de déformation. Dans ce cas, les points expérimentaux de ces figures peuvent être interpolés par des droites et permettant ainsi de déterminer le paramètre non linéaire dissipatif (α_η) à travers l'équation 5.6.

L'augmentation linéaire du facteur d'amortissement en fonction de l'amplitude de déformation, s'explique par le fait que lorsqu'on excite le 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 (représentée par l'aire intérieure du cycle d'hystérésis). Cependant, si l'on augmente l'amplitude A_2 ($A_2 > A_1$), 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 de l'amortissement en fonction de l'amplitude de déformation.

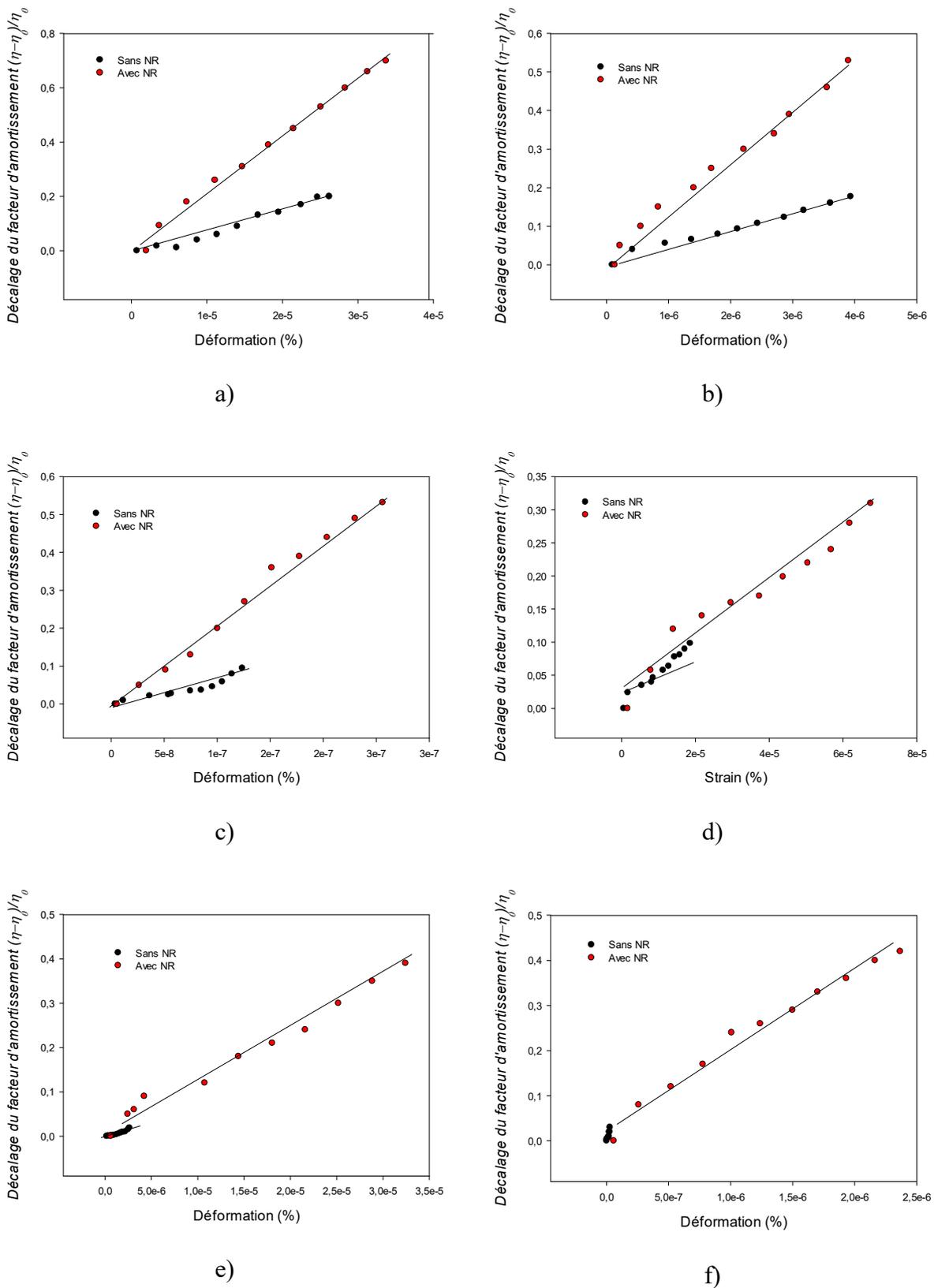


Figure 5-10. Evolution du décalage d’amortissement en fonction de la déformation des stratifiés élastique et viscoélastique pour les six premiers modes : a) Mode 1, b) Mode2, c) Mode 3, d) Mode4 , e) Mode5 et f) Mode6.

5.2.3.3. Paramètres non linéaires

Les décalages des fréquences et des facteurs d'amortissement en fonction des amplitudes de déformations des figures 5.9 et 5.10 et ceux des annexes A7 à A12 sont interpolés par des fonctions linéaires. Les pentes de ces droites permettent de déduire les paramètres non linéaires élastiques α_f et dissipatifs α_η , liés respectivement aux fréquences et aux facteurs d'amortissements pour les six premiers modes de vibration.

La figure 5.11 illustre l'évolution du paramètre non linéaire élastique α_f en fonction des modes de résonance pour les deux stratifiés élastique $[0]_8$ et viscoélastique $[0_4/NR]_s$. Les résultats montrent que les valeurs du paramètre non linéaire élastique du stratifié viscoélastique sont deux voire trois fois supérieures à celles obtenues dans le stratifié élastique et ceci pour 5 modes de vibration. Une exception a été constatée pour le mode 1, pour lequel le paramètre non linéaire élastique α_f reste pratiquement constant dans les deux stratifiés.

La figure 5.12 illustre l'évolution du paramètre non linéaire dissipatif α_η en fonction des modes de résonance pour les deux stratifiés élastique $[0]_8$ et viscoélastique $[0_4/NR]_s$. On constate, là aussi, que les valeurs de ce paramètre présentent une augmentation importante dans le stratifié viscoélastique que celles attribuées au stratifié élastique.

L'ensemble des résultats déduits de cette analyse montre que les non linéarités élastiques et dissipatives sont beaucoup plus marquées dans le cas des stratifiés viscoélastiques et sont la conséquence de l'insertion de la couche viscoélastique dans les stratifiés élastiques.

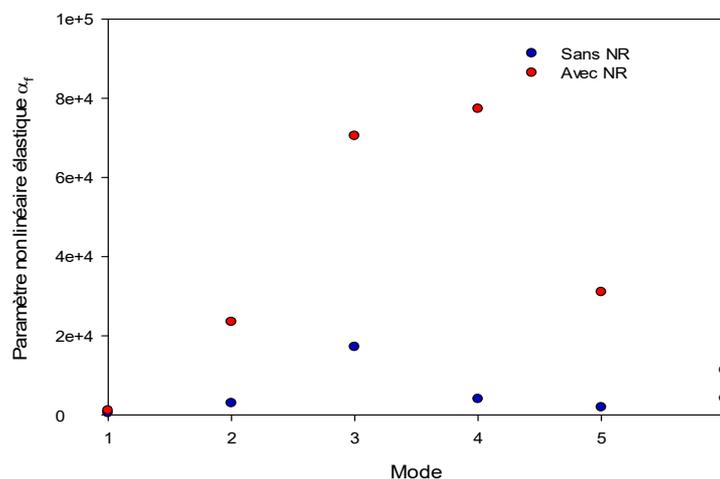


Figure 5-11. Comparaison du paramètre non linéaire élastique (α_f) pour les six premiers modes des stratifiés $[0]_8$ et $[0_4/NR]_s$.

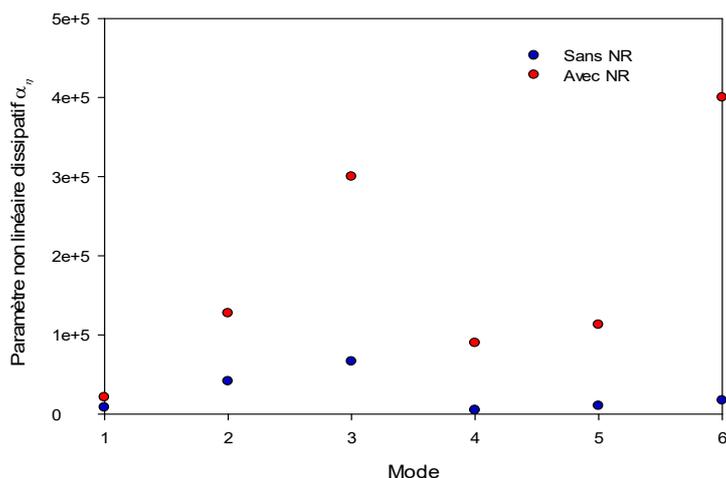


Figure 5-12. Comparaison du paramètre non linéaire dissipatif (α_η) pour les six premiers modes de vibration des stratifiés $[0]_8$ et $[0_4/NR]_s$.

5.2.3.4. Sensibilité des paramètres linéaires et non linéaires

Il a été observé des résultats précédents que les paramètres non linéaires élastiques et dissipatifs sont beaucoup plus élevés dans les stratifiés viscoélastiques que ceux obtenus dans les stratifiés élastiques. Nous nous sommes intéressés à mettre en évidence l'effet de l'insertion de la couche viscoélastique par l'étude de la sensibilité des paramètres linéaires et non linéaires des six modes de vibration.

Les paramètres linéaires élastique et dissipatif sont caractérisés respectivement par la fréquence f et l'amortissement η , obtenus en vibration linéaire. Les paramètres non linéaires élastique et dissipatif sont caractérisés respectivement par le décalage fréquentiel α_f et le décalage de l'amortissement α_η , obtenus en vibration non linéaire.

Les sensibilités des paramètres élastiques linéaire et non linéaire sont représentées, respectivement, par le rapport des fréquences de résonance en vibration linéaire (f/f_0) et par le rapport des paramètres (α_f/α_{f0}) déduits des résultats de résonance en vibration non linéaire.

Les valeurs de f_0 et α_{f0} sont obtenues dans le cas du stratifié élastique et les valeurs de f et α_f sont obtenues dans le cas du stratifié viscoélastique.

Les sensibilités de ces paramètres élastiques linéaires et non linéaires ont été calculées pour les différentes séquences d'empilement ($[0]_8$, $[90]_8$, $[0_2/90_2]_s$ et $[+45_2/-45_2]_s$) et pour les six premiers modes propres. La figure 5.13 illustre l'évolution de la sensibilité de ces paramètres élastiques linéaires (f/f_0) et non linéaires (α_f/α_{f0}) dans les quatre séquences d'empilement et pour les six modes de vibration. Les résultats montrent que pour les quatre séquences

d'empilement, les paramètres non linéaires élastiques sont plus sensibles que ceux élastiques obtenus en vibration linéaires. En effet, la sensibilité du paramètre élastique non linéaire est parfois vingt cinq fois supérieure à la sensibilité du paramètre élastique linéaire, comme le cas du stratifié orienté à $[+45/-45]$ en mode 3 (Fig. 5.13).

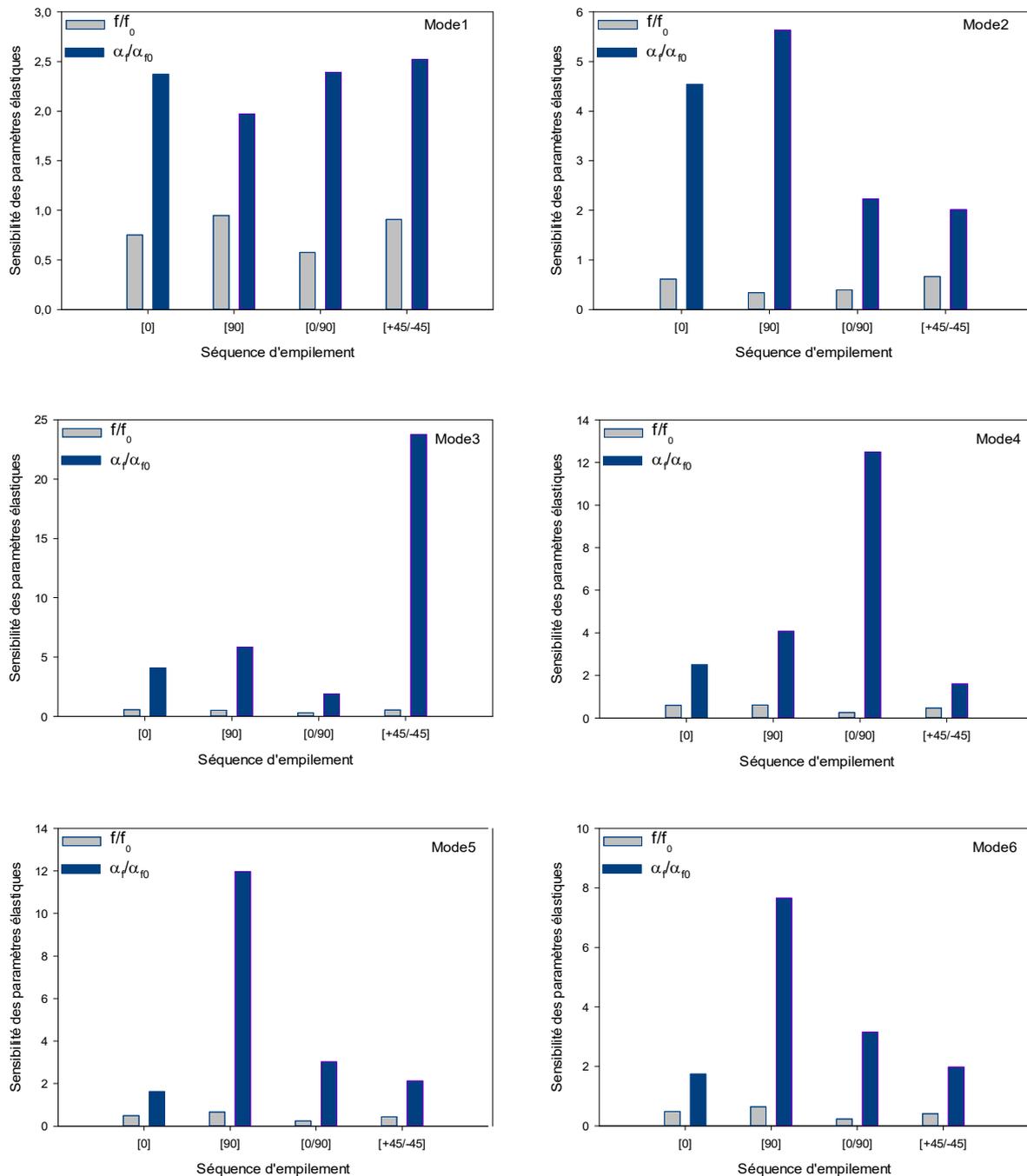


Figure 5-13. Paramètres élastiques linéaire (f/f_0) et non linéaire (α_f/α_{f0}) des quatre séquences d'empilement pour les six premiers modes de vibration.

Les sensibilités des paramètres dissipatifs linéaire et non linéaire sont représentées, respectivement, par le rapport des facteurs d'amortissement (η/η_0) obtenus en vibration linéaire et par le rapport des paramètres dissipatifs ($\alpha_\eta/\alpha_{\eta_0}$) obtenus en vibration non linéaire. Les valeurs de η_0 et α_{η_0} sont obtenues dans le cas du stratifié élastique et η et α_η sont obtenues dans le cas du stratifié viscoélastique.

Les sensibilités de ces paramètres dissipatifs linéaires et non linéaires ont été calculées pour les différentes séquences d'empilement ($[0]_8$, $[90]_8$, $[0_2/90_2]_s$ et $[+45_2/-45_2]_s$) et pour les six premiers modes propres.

La figure 5.14 illustre l'évolution de la sensibilité des paramètres dissipatifs linéaire (η/η_0) et non linéaire ($\alpha_\eta/\alpha_{\eta_0}$), en fonction des quatre séquences d'empilement et pour les six premiers modes de vibration. On constate que pour les quatre séquences d'empilement, les paramètres non linéaires dissipatifs sont beaucoup plus sensibles que ceux obtenus en vibration linéaire. En effet, la sensibilité du paramètre dissipatif non linéaire est parfois dix fois supérieure à la sensibilité du paramètre dissipatif linéaire, comme par exemple le stratifié orienté à 90° en mode 1 (Fig. 5.14).

L'ensemble des résultats obtenus montre que pour les stratifiés viscoélastiques, chaque paramètre non linéaire (élastique ou dissipatif) est plus sensible que son homologue linéaire (élastique ou dissipatif). Ces paramètres non linéaires peuvent être à priori utilisés pour mieux caractériser le comportement visqueux en sollicitations dynamiques des composites viscoélastiques.

Pour le stratifié élastique, il a été observé qu'il se comporte, la plupart du temps, de façon linéaire. Pour les niveaux les plus élevés d'excitation, le stratifié élastique présente parfois une non linéarité mais reste négligeable, quand au stratifié viscoélastique, la non linéarité hystérétique devient détectable dans leur comportement dynamique. Cela garantit que la méthode utilisée est sensible à la non linéarité hystérétique, et bien adaptée pour l'évaluation du comportement linéaire ou non linéaire classique des composites viscoélastiques. Par conséquent, l'approche théorique proposée permet ainsi d'expliquer les observations expérimentales (décalage des fréquences et des amortissements) en considérant les hypothèses émises sur les caractéristiques particulières des composites stratifiés viscoélastiques.

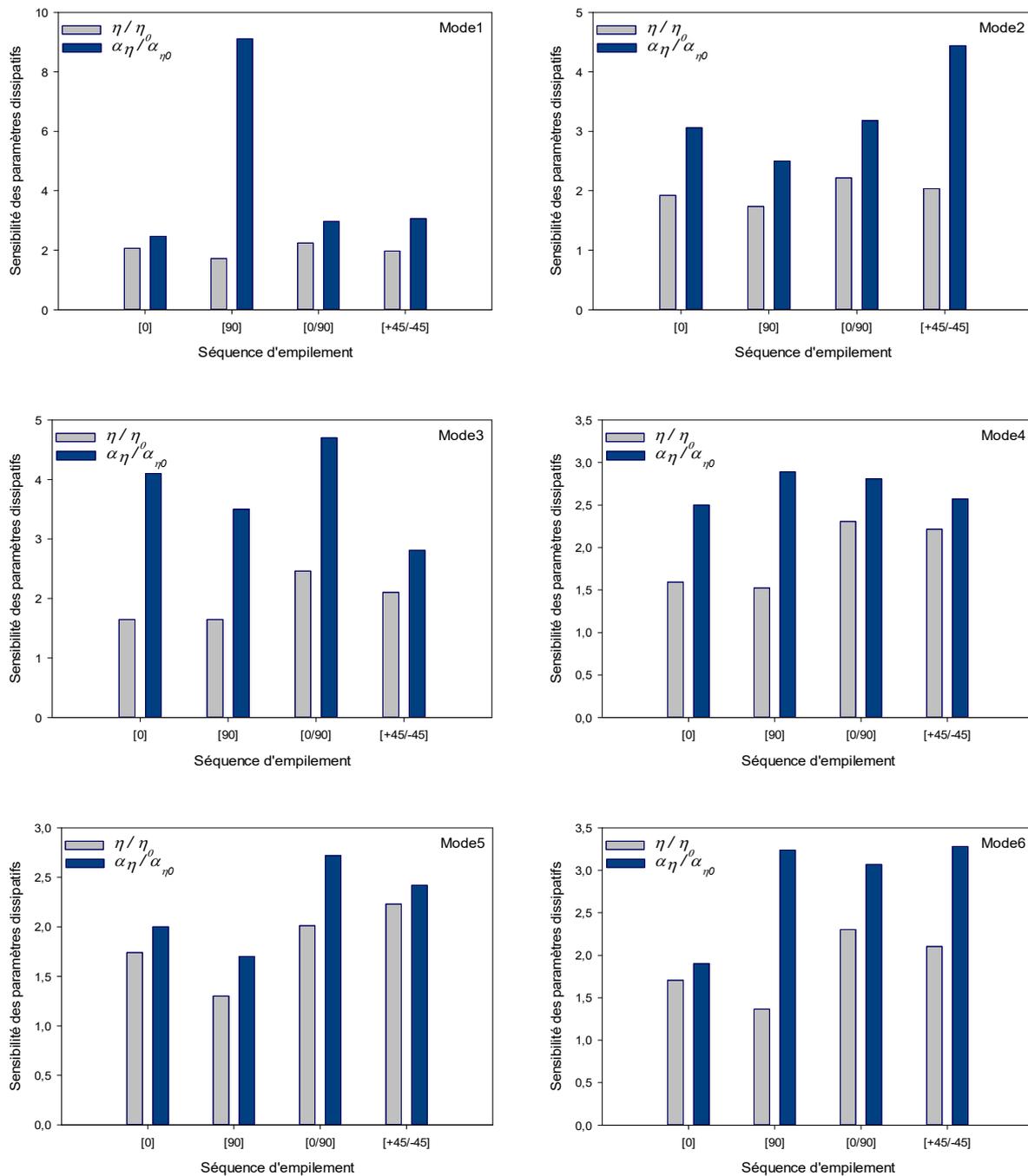


Figure 5-14. Paramètres dissipatifs linéaire (η/η_0) et non linéaire ($\alpha_\eta/\alpha_{\eta_0}$) des quatre séquences d'empilement pour les six premiers modes de vibration.

5.3. Conclusion

Dans ce chapitre, le comportement non linéaire des stratifiés élastiques et stratifiés viscoélastiques a été étudié. Des essais de résonance non linéaires avec des amplitudes d'excitation croissantes ont été réalisés sur des éprouvettes en composite en flexion en une configuration encasté/libre. Différentes séquences d'empilement des couches du stratifié élastique ($[0]_8$, $[90]_8$, $[0_2/90_2]_s$ et $[+45_2/-45_2]_s$) et viscoélastique ($[0_4/NR]_s$, $[90_4/NR]_s$, $[0_2/90_2/NR]_s$ et $[+45_2/-45_2/NR]_s$) ont été étudiées. Les résultats obtenus pour les 6 premiers modes de vibration présentent des variations des valeurs des fréquences et des facteurs d'amortissement en fonction du niveau d'excitation. Ce résultat a mis en évidence que l'intégration d'une couche viscoélastique dans le matériau induit une hétérogénéité dans le matériau et génère donc un comportement non linéaire du composite. Ce qui nous a amené à supposer que la réponse élastique et/ou dissipative, non plus linéaire mais non linéaire et par conséquent, à proposer une approche permettant d'expliquer les observations expérimentales. Deux paramètres non linéaires ont été déterminés à partir de ces résultats, le premier est associé au décalage fréquentiel appelé paramètre non linéaire élastique et le deuxième associé au décalage de l'amortissement appelé paramètre non linéaire dissipatif. La variation de ces paramètres en fonction de l'amplitude à la résonance pour les deux composites (élastique et viscoélastique), les différentes séquences d'empilement et les six premiers modes de vibration a été déterminée et comparée. Ces paramètres sont beaucoup plus élevés et sensibles dans les composites viscoélastiques que ceux dans les composites élastiques. Enfin, quelle que soit la sensibilité de ces deux paramètres, il faut avant tout retenir que les paramètres non linéaires apportent une information complémentaire aux mesures des fréquences de résonance et des amortissements, information directement liée au comportement visqueux des composites viscoélastiques.

Conclusions et Perspectives

Le travail présenté dans ce mémoire a pour objectif d'étudier le comportement mécanique en statique, fatigue, vibration linéaire et non linéaire de deux éco-composites stratifiés élastique et viscoélastique. Le stratifié élastique étudié est composé de fibres naturelles de lin et de résine greenpoxy et celui viscoélastique se compose d'une couche viscoélastique en caoutchouc naturel (NR) confinée entre deux couches en stratifié élastique.

Dans un premier temps, le comportement mécanique des deux stratifiés a été analysé au moyen d'essais statiques visant à déterminer leurs principales caractéristiques et d'identifier les différents modes d'endommagement. Tout d'abord, des essais de traction uni-axiale ont été effectués sur des éprouvettes unidirectionnelles avec différentes orientations et des éprouvettes croisées ayant différentes séquences d'empilement. Ensuite, des essais de flexion 3-points ont été réalisés sur des éprouvettes unidirectionnelles suivant la direction 0°. Cette analyse a révélé de bonnes propriétés spécifiques pour ce type d'éco-composite, permettant d'envisager son utilisation pour certaines applications en complément voire en remplacement des composites classiques renforcés de fibres synthétiques. L'évolution des différents mécanismes d'endommagement a été suivie par émission acoustique (EA). Une approche de classification par la méthode des "k-moyens" a été utilisée. Des analyses microscopiques, associées à cette approche, ont permis de mettre en évidence les différents mécanismes d'endommagement au cours des essais. Il a été observé trois ou quatre classes d'endommagement (fissuration matricielle, décohésion interfaciale fibre/matrice, délaminage, et rupture des fibres) selon l'orientation des fibres et la séquence d'empilement pour les stratifiés élastiques et quatre ou cinq classes pour ceux viscoélastiques. Une classe supplémentaire « décohésion interfaciale composite/couche viscoélastique » a été obtenue dans le cas du stratifié viscoélastique pour tous les essais.

Dans un second temps, des essais de fatigue cyclique en flexion 3-points des stratifiés élastiques et viscoélastiques ont été effectués sur des éprouvettes unidirectionnelles suivant la direction 0°. Le comportement et les différentes propriétés de fatigue (rigidité, énergie dissipée, et facteur d'amortissement, etc...) au cours du cyclage ainsi que de la durabilité des deux matériaux ont été analysés. Les résultats obtenus ont permis de constater que le stratifié viscoélastique présente des contraintes moins élevées que le stratifié élastique mais possède une durée de vie plus longue.

Dans la deuxième partie de cette étude, le comportement vibratoire des deux composites stratifiés a été analysé. L'analyse expérimentale a été menée dans le cas de flexion de poutres en configuration encastree/libre. La réponse à une impulsion a été établie et les valeurs des fréquences, des modules longitudinaux et des amortissements ont été déduites à partir de l'analyse de la fonction de réponse en fréquence (*FRF*). Plusieurs séquences d'empilement des stratifiés élastiques et viscoélastiques ont été étudiés. Les résultats obtenus montrent que la fréquence et le module de Young diminuent avec l'augmentation de l'orientation des fibres pour les stratifiés unidirectionnels. Pour les stratifiés croisés, le module de Young varie peu avec la fréquence et diminue avec l'orientation des fibres jusqu'à 60°. Au delà de cette orientation, la valeur du module de Young augmente. Pour toutes les séquences d'empilement considérées dans cette étude, les facteurs d'amortissement augmentent avec l'augmentation de la fréquence. Les facteurs d'amortissement des stratifiés élastiques est initialement entre 1 et 1,5 % pour des faibles fréquences et peuvent atteindre des valeurs relativement importantes entre 3 et 4% pour des fréquences élevées. La comparaison des résultats obtenus dans les stratifiés (élastiques et viscoélastiques) a montré que les facteurs d'amortissement présentent des valeurs très élevées pour les stratifiés viscoélastiques par rapport à celles obtenues dans le cas des stratifiés élastiques. Ainsi, il a été démontré que la couche viscoélastique joue un rôle majeur dans l'amortissement des composites, car elle présente un haut niveau de dissipation d'énergie. Il s'agit d'un d'amortissement où le composite exploite les propriétés d'amortissement de la couche viscoélastique en induisant une forte contrainte de cisaillement dans le matériau lors du mouvement hors-plan.

Ensuite, une analyse modale numérique, en utilisant un calcul par éléments finis, a été effectuée pour les stratifiés unidirectionnels élastiques et viscoélastiques et pour différentes orientations de fibres. Les résultats de cette analyse ont été comparés avec ceux obtenus expérimentalement. Les résultats obtenus numériquement et expérimentalement sont en bon accord. Ainsi, nous avons mis en place une modélisation de l'amortissement basée sur l'analyse par éléments finis. Cette modélisation calcule les énergies de déformation emmagasinées dans les différents constituants du composite à partir des champs des contraintes et des déformations. Les énergies de déformation associées aux amortissements des constituants a permis ensuite de déterminer l'amortissement global des composites stratifiés considérés.

Dans le but de mettre en évidence l'influence des caractéristiques de la couche viscoélastique sur le comportement dynamique du stratifié, une étude paramétrique a été effectuée sur les

stratifiés viscoélastiques. Différentes propriétés des composites viscoélastiques, telles que les fréquences, les modules de Young et les facteurs d'amortissement ont été analysées en faisant varier l'épaisseur, le module de Young et le facteur d'amortissement de la couche viscoélastique. Les résultats ont montré que l'augmentation de l'épaisseur et du facteur d'amortissement de la couche viscoélastique accompagnée par une diminution de la rigidité du composite, améliorent considérablement son comportement vibratoire.

Dans la dernière partie de cette étude, nous nous sommes attachés à montrer les potentialités de la vibration non linéaire pour la caractérisation du comportement viscoélastique des stratifiés élastiques et viscoélastiques. Des essais de résonance non linéaires avec des amplitudes d'excitation croissantes ont été réalisés sur des éprouvettes en flexion avec une configuration encastree/libre. Différentes séquences d'empilement des composites élastiques et viscoélastiques ont été testées. Suite à une série de tests d'amplitudes de résonance croissantes, le décalage de la fréquence et de l'amortissement sont évalués en fonction du niveau d'excitation. Les résultats obtenus pour les 6 premiers modes de vibration présentent des variations des valeurs des fréquences et des facteurs d'amortissement. Ainsi, il a été démontré que l'intégration de la couche viscoélastique dans le matériau induit une hétérogénéité du matériau et génère donc un comportement non linéaire de la structure. Enfin, les paramètres non linéaires élastiques et dissipatifs associés respectivement aux fréquences et aux amortissements, ont été déterminés pour les six premiers modes de flexion et pour les différents stratifiés. Ce résultat a permis de montrer que les paramètres non linéaires sont plus sensibles à la présence d'une couche viscoélastique dans la structure en les comparant avec les paramètres déduits de la vibration linéaire. Les paramètres non linéaires élastiques et dissipatifs apportent des informations complémentaires sur les mesures des fréquences de résonance et des facteurs d'amortissement liés au comportement viscoélastique des composites.

Ce travail a donc permis de proposer un composite viscoélastique à constituants naturels intégrant des contraintes environnementales. Ce composite se caractérise par des propriétés spécifiques en statique et en fatigue équivalentes à celles des fibres de verre. Ces bonnes propriétés modales permettent d'élargir son domaine d'utilisation dans le cas des applications qui requièrent à la fois les propriétés mécaniques et vibratoires élevées.

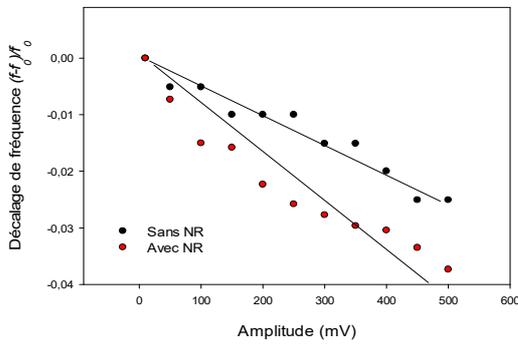
Malgré les excellentes propriétés mécaniques du composite viscoélastique, il sera toujours intéressant d'explorer d'autres voies complémentaires, comme par exemple :

- optimiser son comportement en minimisant l'impact de l'épaisseur de la couche viscoélastique,

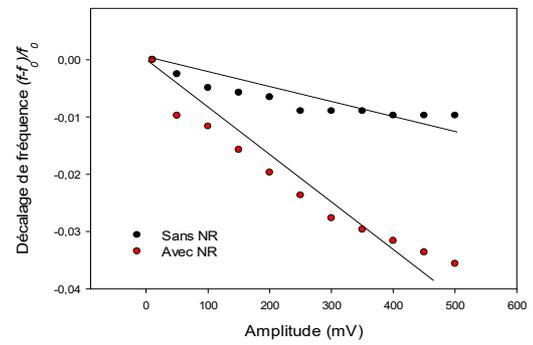
- utiliser d'autres matériaux viscoélastiques avec un facteur d'amortissement beaucoup plus élevé,
- analyser son vieillissement hygrothermique,
- étudier son comportement à l'impact,
- etc.

Toutefois, du fait des exigences de certaines applications industrielles, il sera aussi nécessaire d'analyser le comportement des plaques ou des structures viscoélastiques relativement complexes.

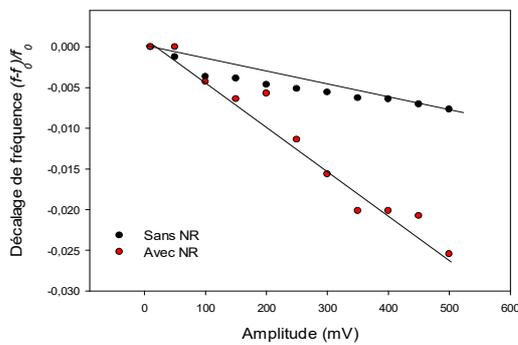
Annexe



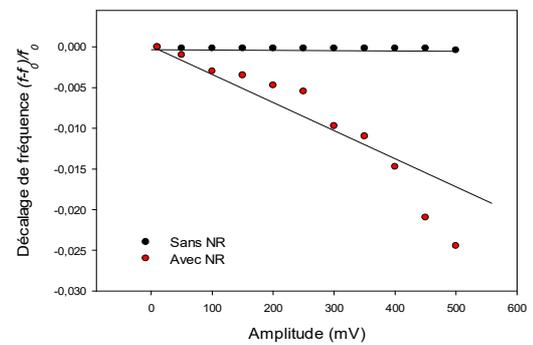
a)



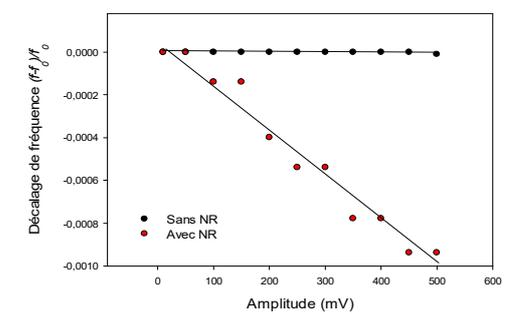
b)



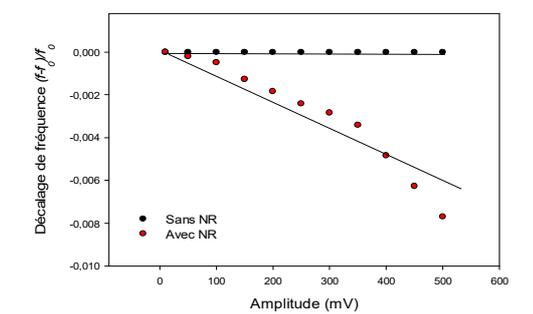
c)



d)

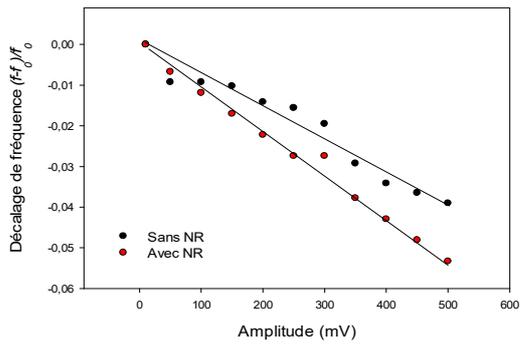


e)

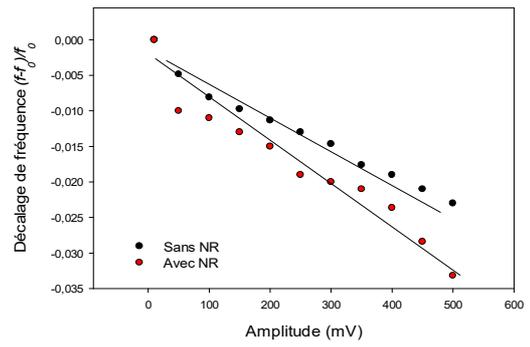


f)

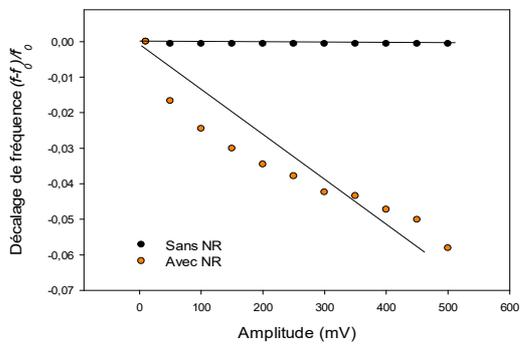
Figure A. 1 .Evolution du décalage de la fréquence en fonction de l'amplitude d'excitation pour des stratifiés $[0_2/90_2]_s$ élastique et viscoélastique pour les six premiers modes : a)Mode1, b)Mode2, c)Mode3, d)Mode4, e)Mode5, f)Mode6.



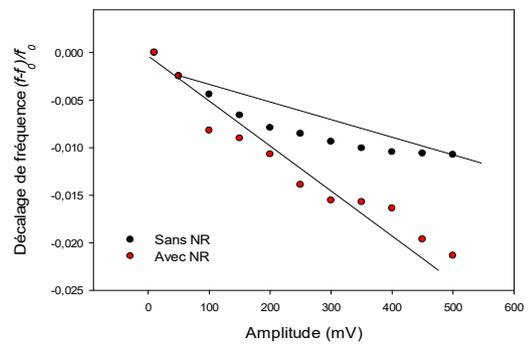
a)



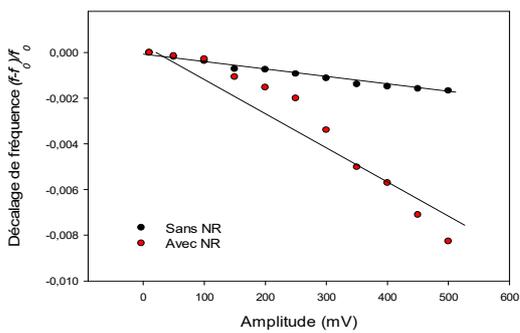
b)



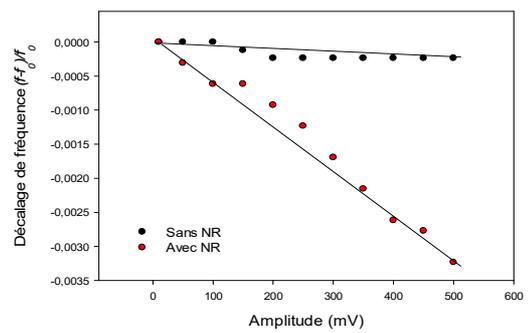
c)



d)

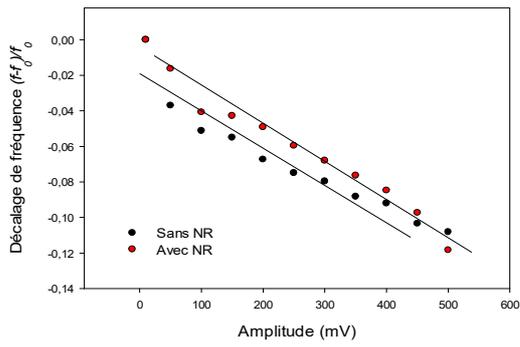


e)

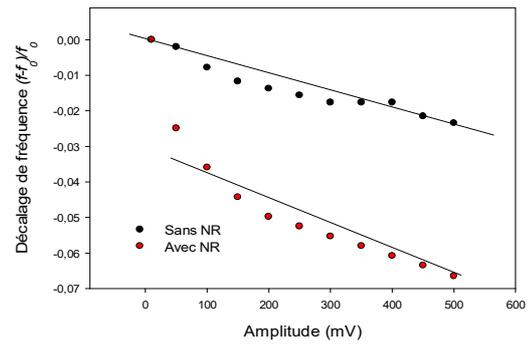


f)

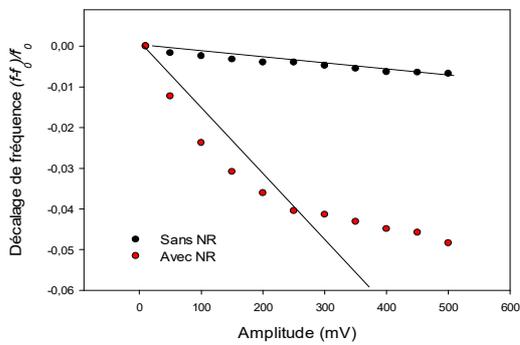
Figure A. 2. Evolution du décalage de la fréquence en fonction de l'amplitude d'excitation pour des stratifiés $[+45_2/-45_2]_s$ élastique et viscoélastique. pour les six premiers modes : a)Mode1, b)Mode2, c)Mode3, d)Mode4, e)Mode5, f)Mode6.



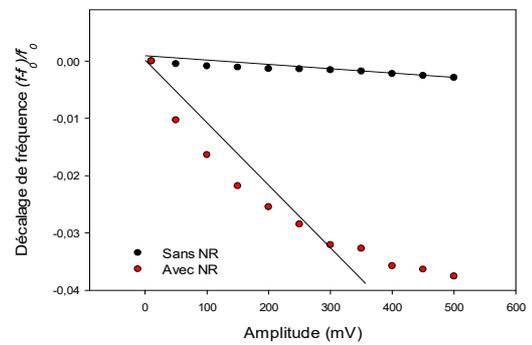
a)



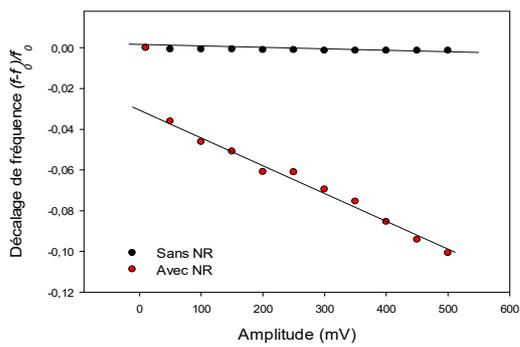
b)



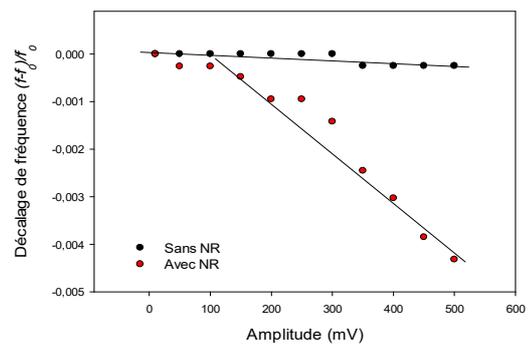
c)



d)

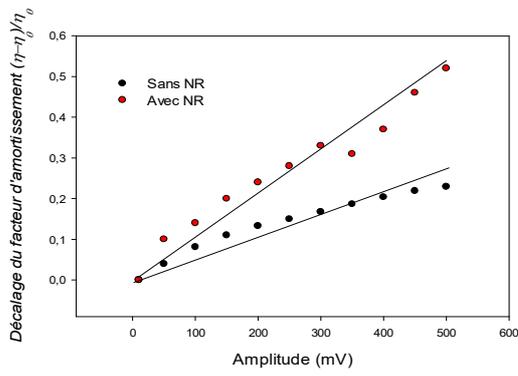


e)

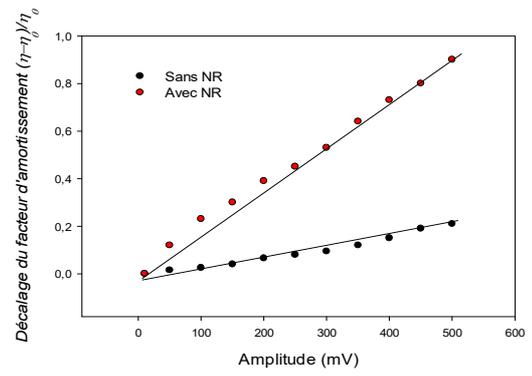


f)

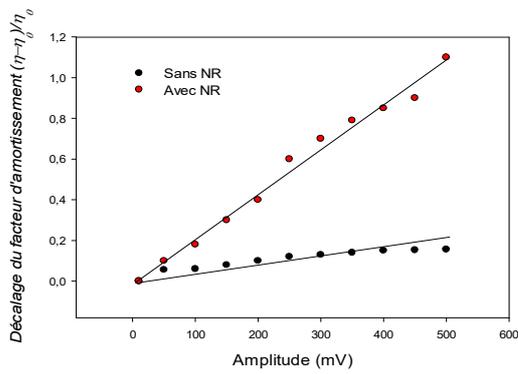
Figure A. 3. Evolution du décalage de la fréquence en fonction de l'amplitude d'excitation pour des stratifiés $[90]_8$ élastique et viscoélastique viscoélastique pour les six premiers modes : a)Mode1, b)Mode2, c)Mode3, d)Mode4, e)Mode5, f)Mode6.



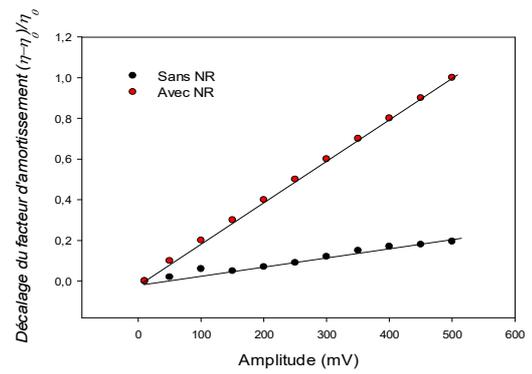
a)



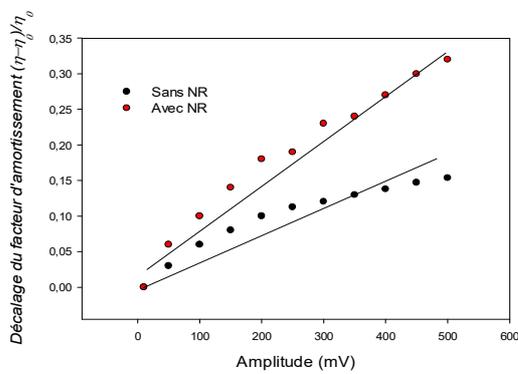
b)



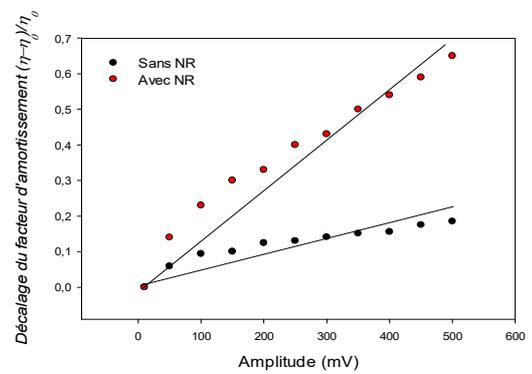
c)



d)

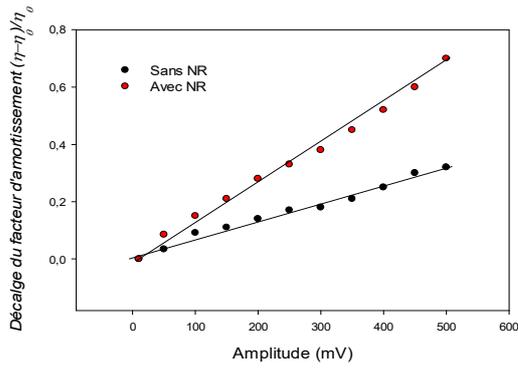


e)

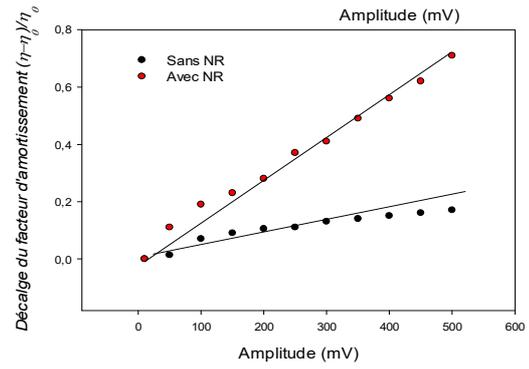


f)

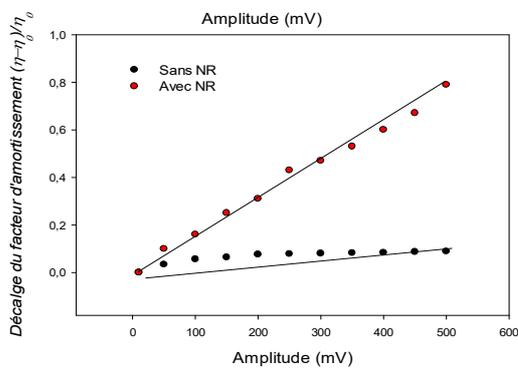
Figure A. 4. Evolution du décalage du facteur d’amortissement en fonction de l’amplitude d’excitation pour des stratifiés $[0_2/90_2]_s$ élastique et viscoélastique pour les six premiers modes : a) Mode1, b) Mode2, c) Mode3, d) Mode4, e) Mode5, f) Mode6.



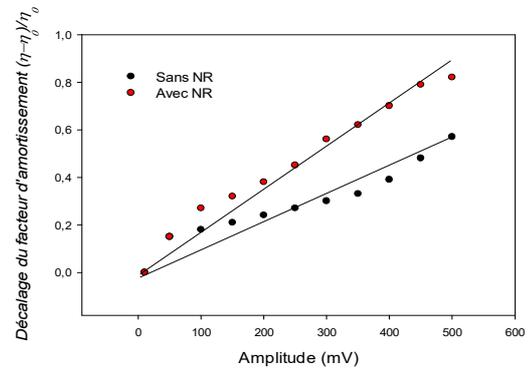
a)



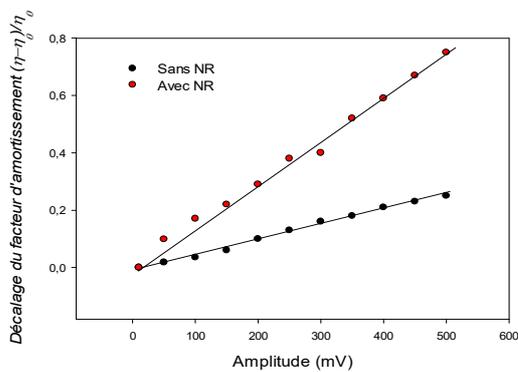
b)



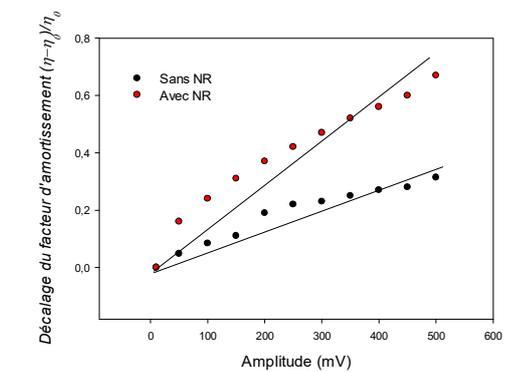
c)



d)

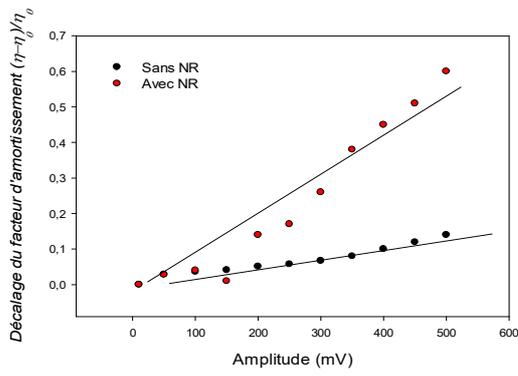


e)

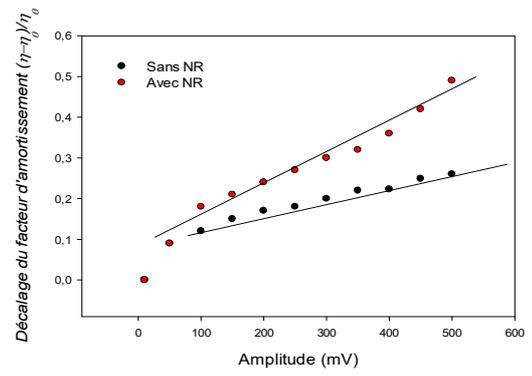


f)

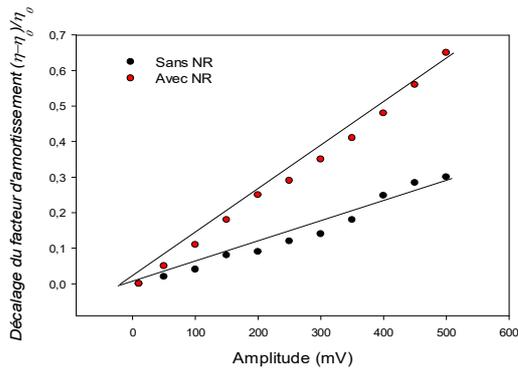
Figure A. 5. Evolution du décalage du facteur d'amortissement en fonction de l'amplitude d'excitation pour des stratifiés $[+45_2/-45_2]_s$ élastique et viscoélastique pour les six premiers modes : a)Mode1, b)Mode2, c)Mode3, d)Mode4, e)Mode5, f)Mode6.



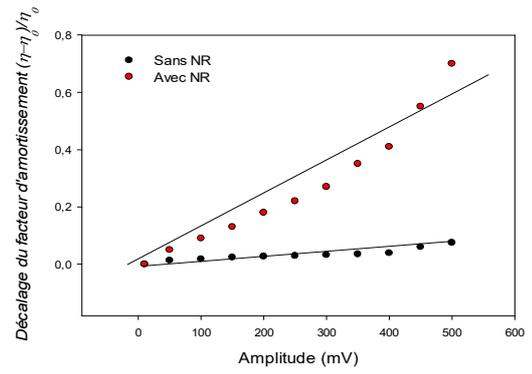
a)



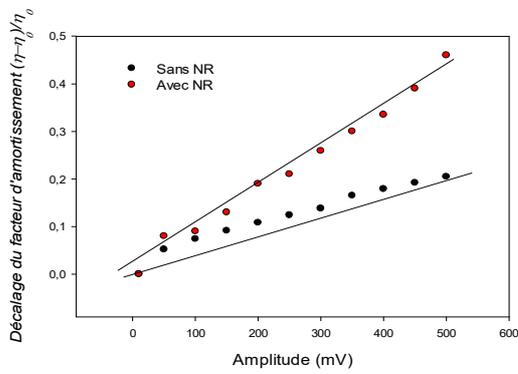
b)



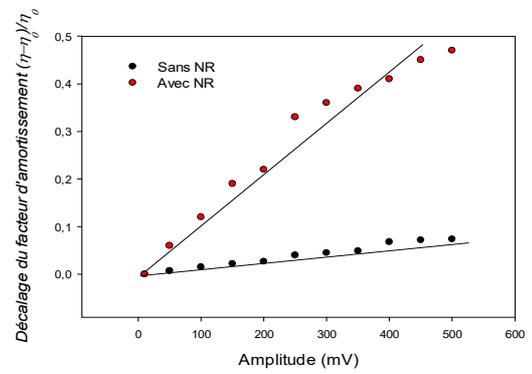
c)



d)



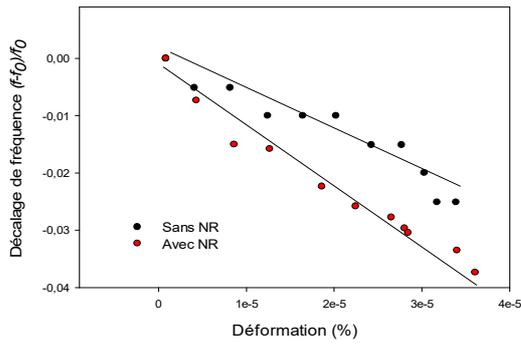
e)



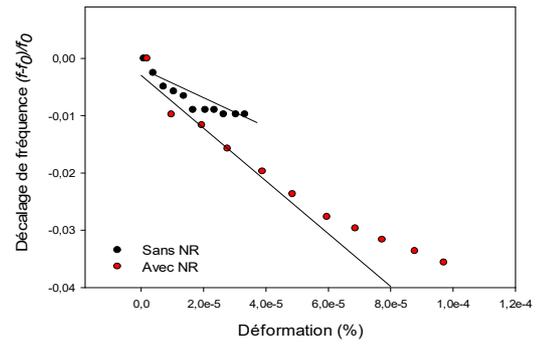
f)

Figure A. 6. Evolution du décalage du facteur d’amortissement en fonction de l’amplitude d’excitation pour des stratifiés $[90]_8$ élastique et viscoélastique pour les six premiers modes :

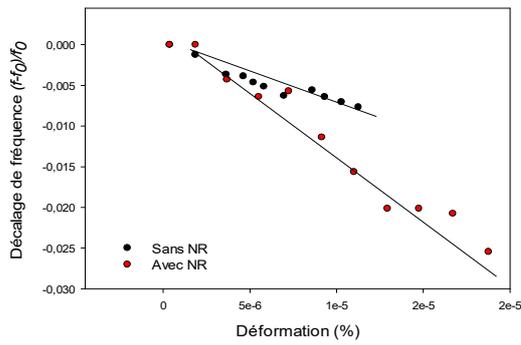
a)Mode1, b)Mode2, c)Mode3, d)Mode4, e)Mode5, f)Mode6.



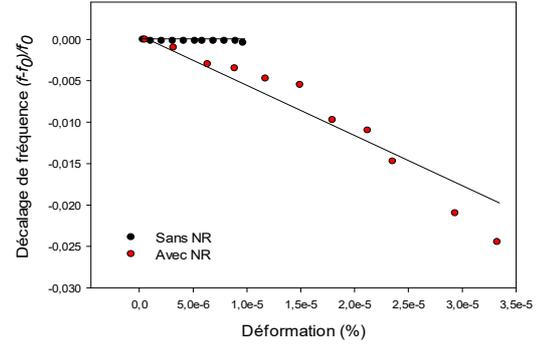
a)



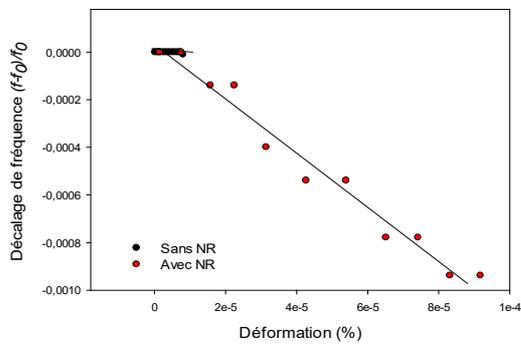
b)



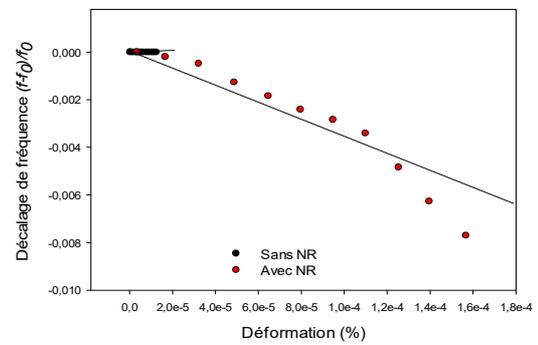
c)



d)

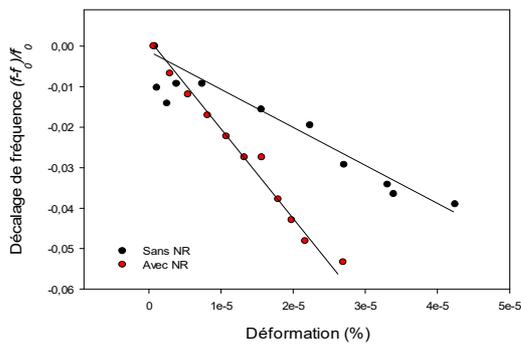


e)

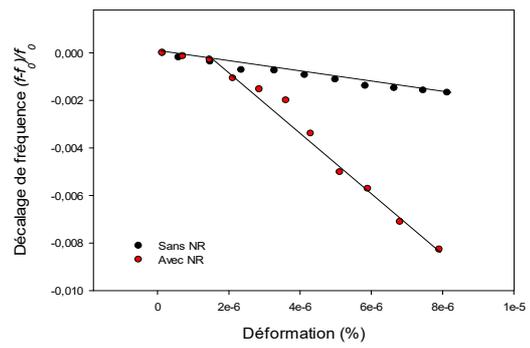


f)

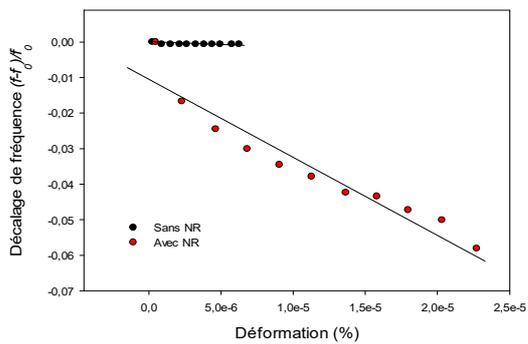
Figure A. 7. Evolution du décalage de la fréquence en fonction de la déformation pour des stratifiés $[0_2/90_2]_s$ élastique et viscoélastique pour les six premiers modes : a)Mode1, b)Mode2, c)Mode3, d)Mode4, e)Mode5, f)Mode6.



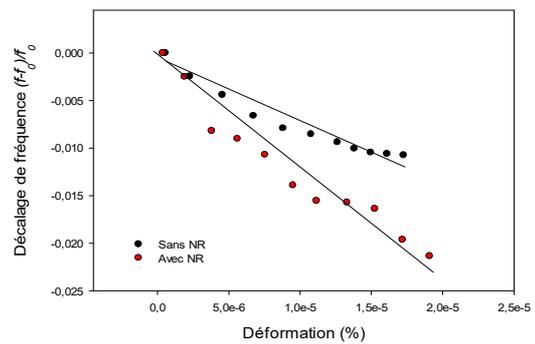
a)



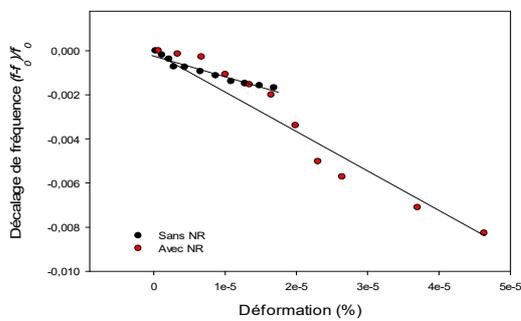
b)



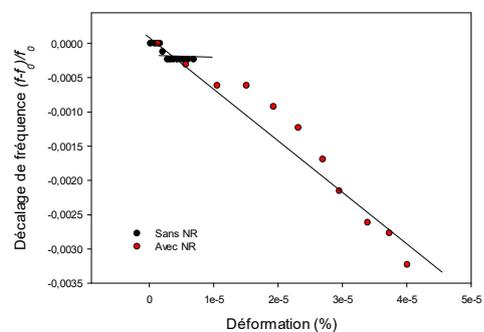
c)



d)

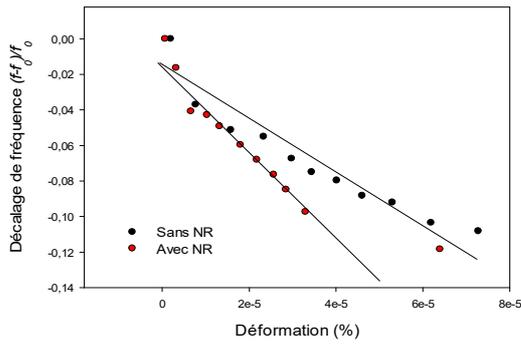


e)

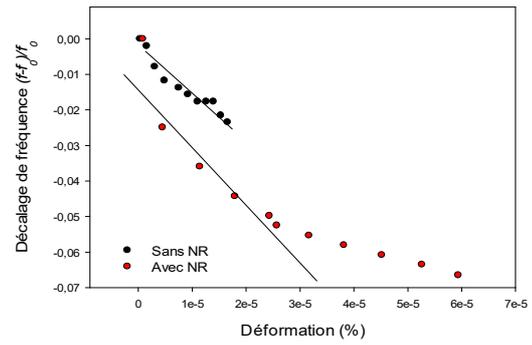


f)

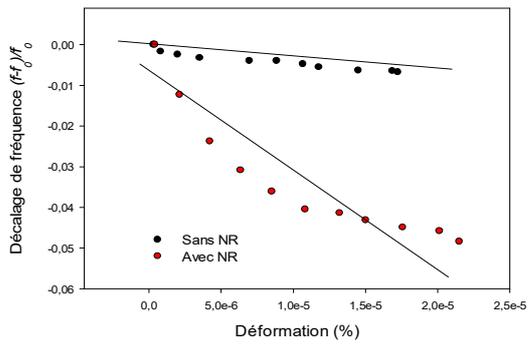
Figure A. 8. Evolution du décalage de la fréquence en fonction de la déformation pour des stratifiés $[+45_2/-45_2]_s$ élastique et viscoélastique pour les six premiers modes : a) Mode1, b) Mode2, c) Mode3, d) Mode4, e) Mode5, f) Mode6.



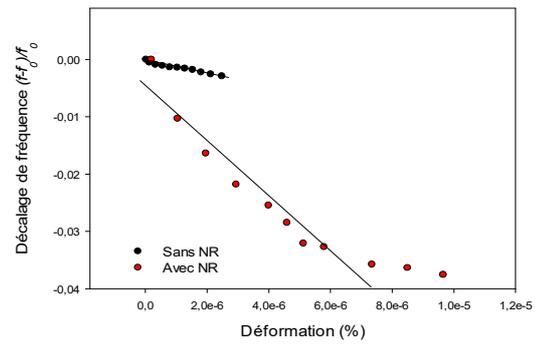
a)



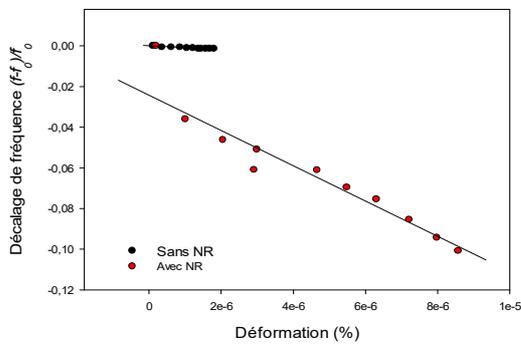
b)



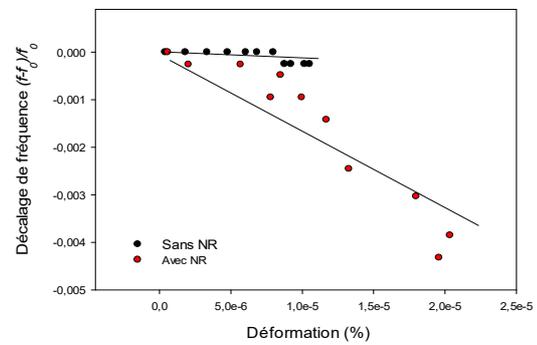
c)



d)



e)



f)

Figure A. 9. Evolution du décalage de la fréquence en fonction de la déformation pour pour des stratifiés $[90]_8$ élastique et viscoélastique pour les six premiers modes : a)Mode1, b)Mode2, c)Mode3, d)Mode4, e)Mode5, f)Mode6.

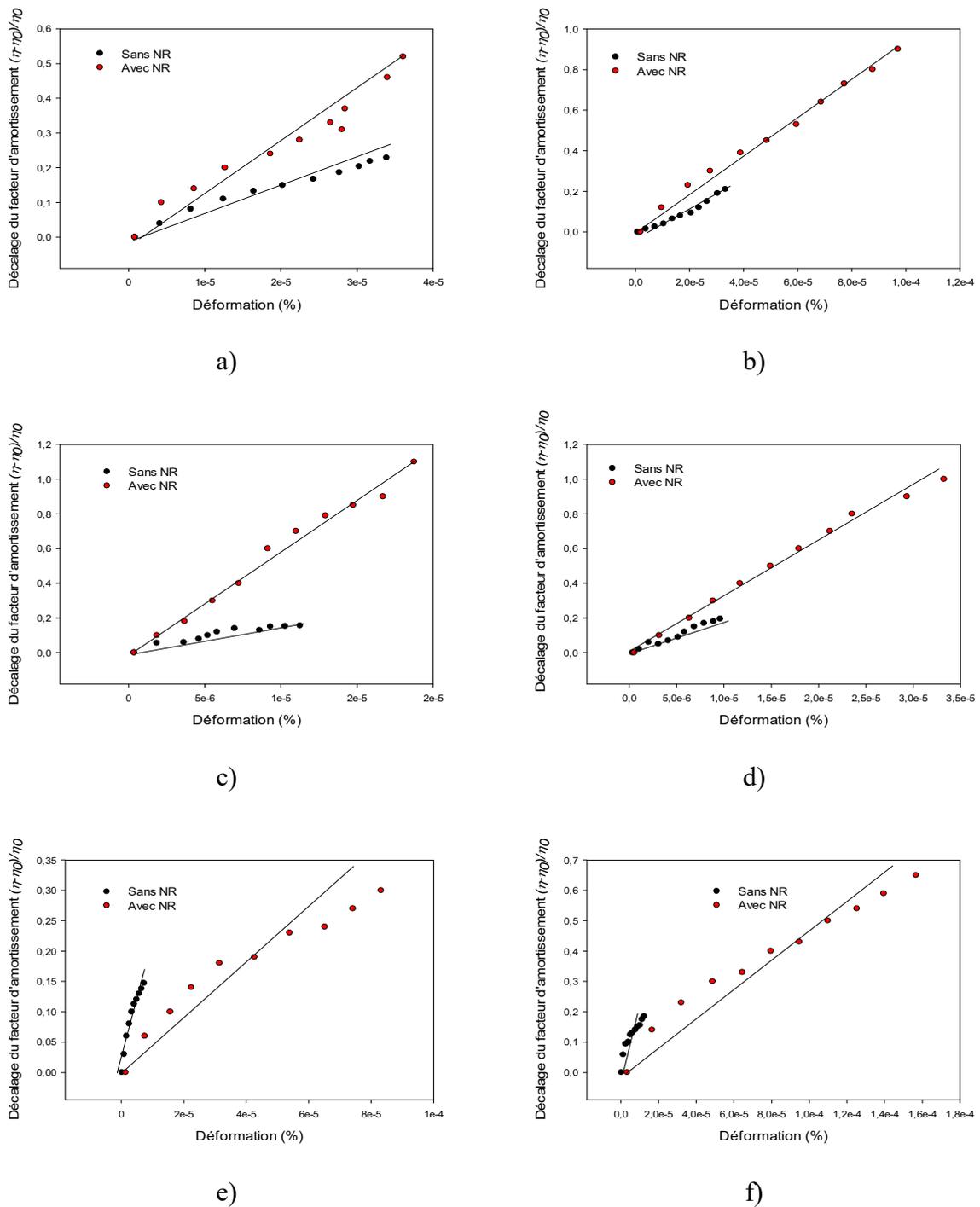


Figure A. 10. Evolution du décalage du facteur d'amortissement en fonction de la déformation pour des stratifiés $[0_2/90_2]_s$ élastique et viscoélastique pour les six premiers modes : a) Mode1, b) Mode2, c) Mode3, d) Mode4, e) Mode5, f) Mode6.

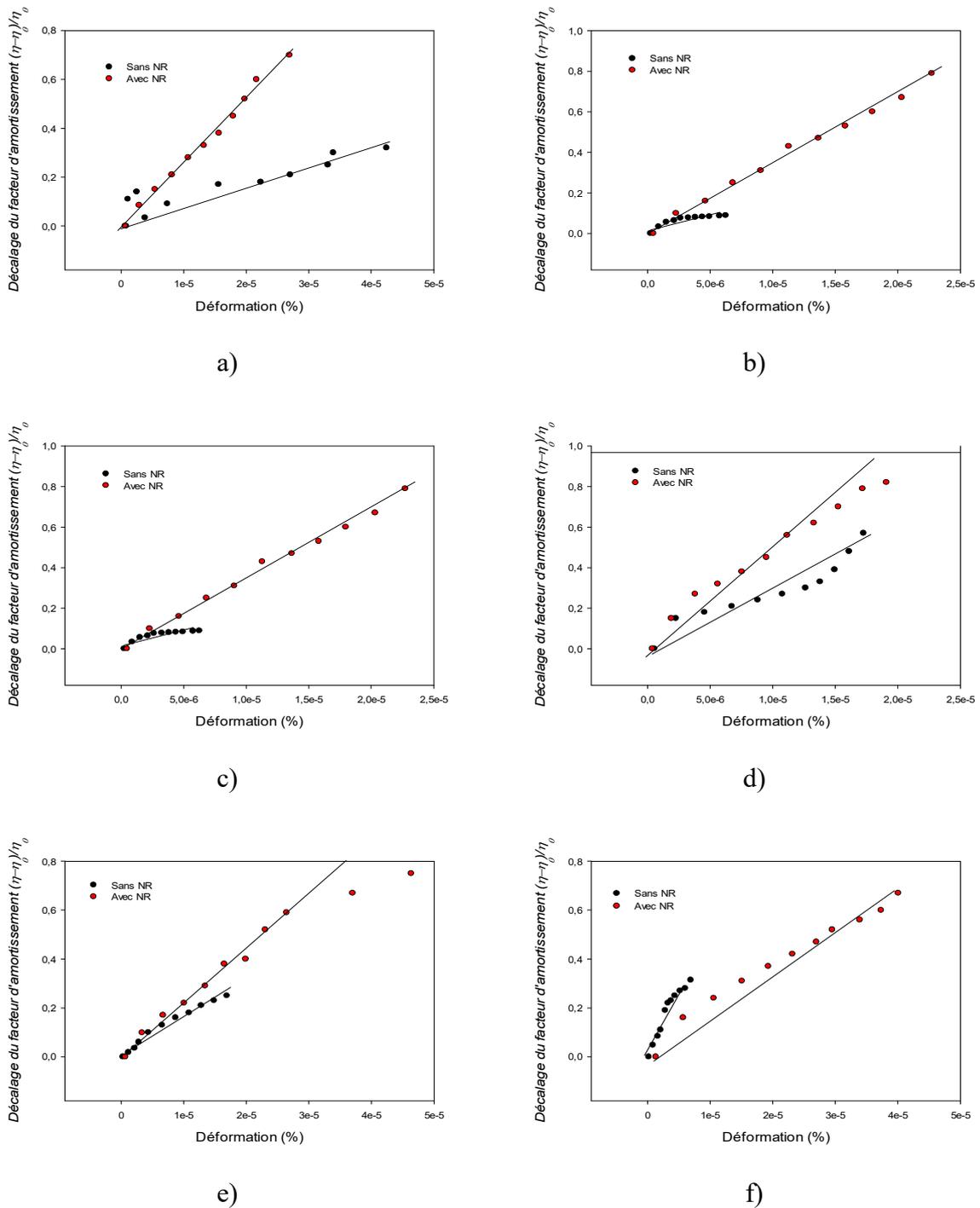
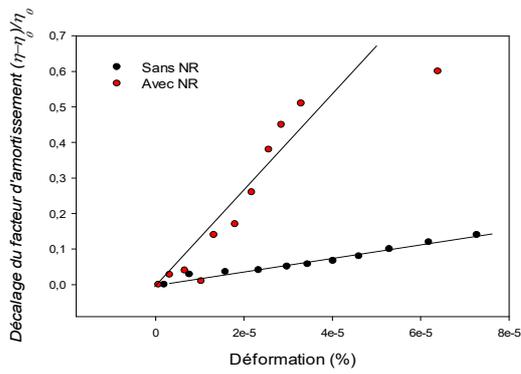
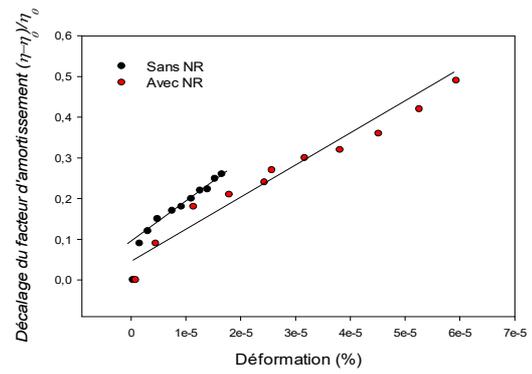


Figure A. 11 .Evolution du décalage du facteur d’amortissement en fonction de la déformation pour des stratifiés $[+45_2/-45_2]_s$ élastique et viscoélastique pour les six premiers modes :

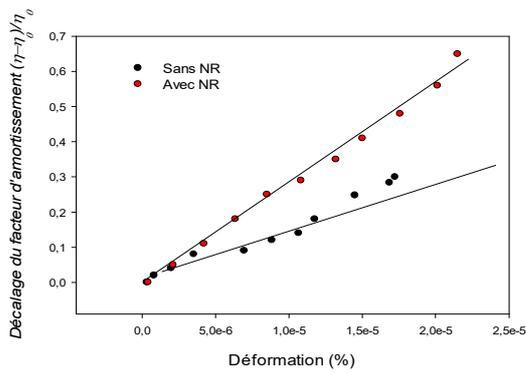
a)Mode1, b)Mode2, c)Mode3, d)Mode4, e)Mode5, f)Mode6.



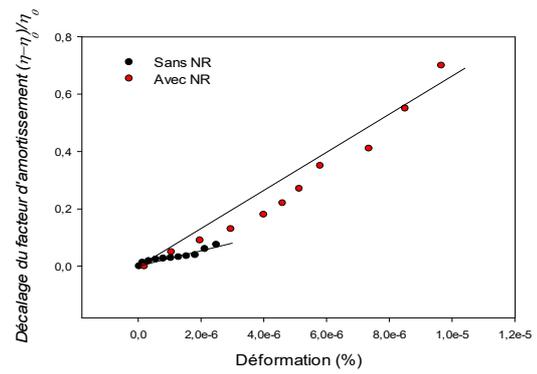
a)



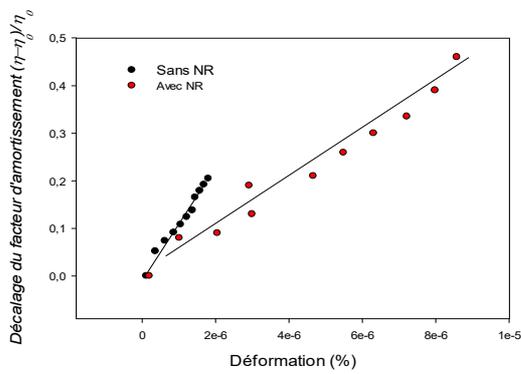
b)



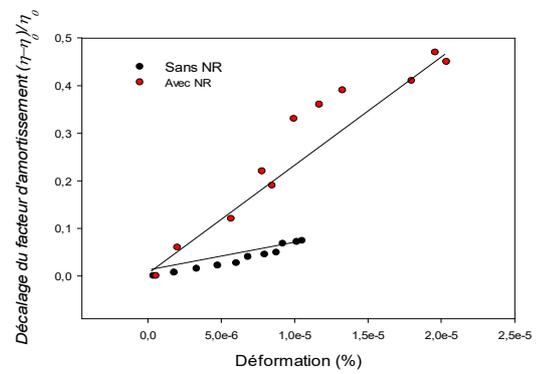
c)



d)



e)



f)

Figure A. 12. Evolution du décalage du facteur d'amortissement en fonction de la déformation pour des stratifiés [90]8 élastique et viscoélastique pour les six premiers modes : a) Mode1, b) Mode2, c) Mode3, d) Mode4, e) Mode5, f) Mode6.

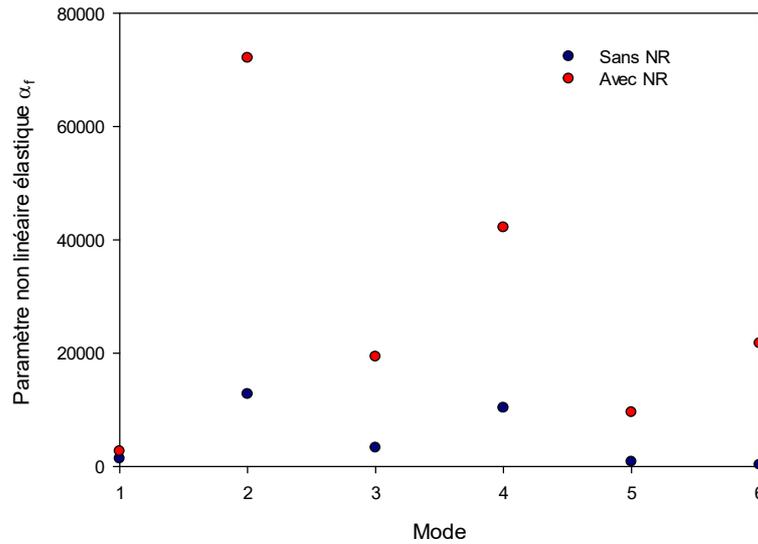


Figure A. 13. Comparaison du paramètre non linéaire élastique (α_f) pour les six premiers modes des stratifiés $[90]_8$ et $[90_4/NR]_s$.

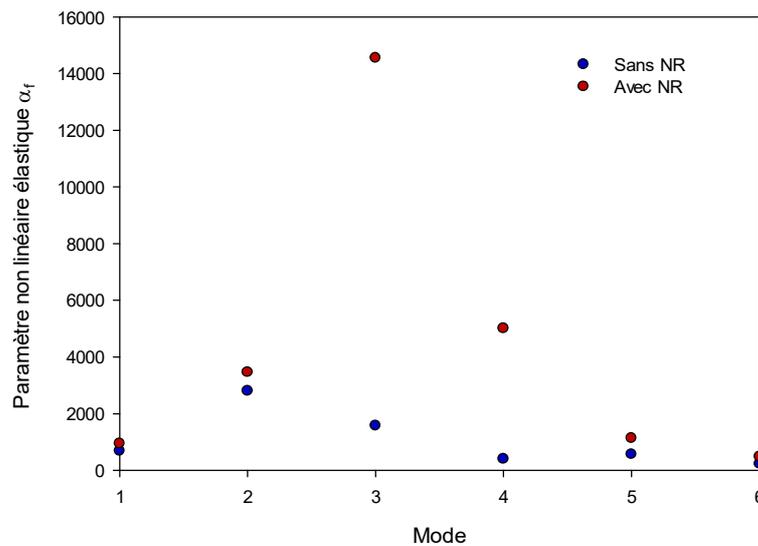


Figure A. 14. Comparaison du paramètre non linéaire élastique (α_f) pour les six premiers modes des stratifiés $[0_2/90_2]_s$ et $[0_2/90_2/NR]_s$.

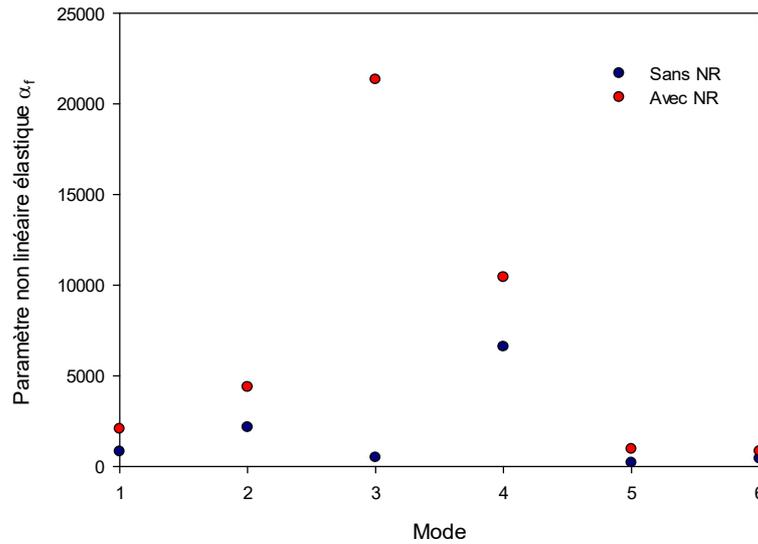


Figure A. 15. Comparaison du paramètre non linéaire élastique (α_f) pour les six premiers modes des stratifiés $[+45_2/-45_2]_s$ et $[+45_2/-45_2/NR]_s$.

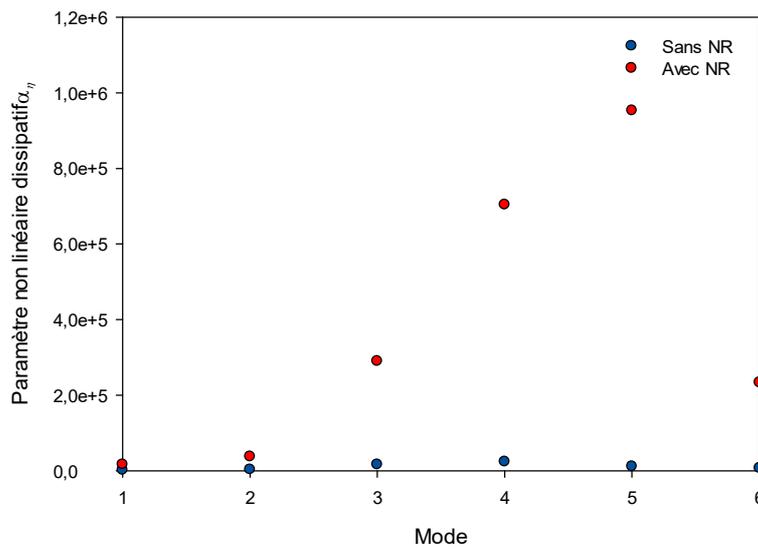


Figure A. 16. Comparaison du paramètre non linéaire dissipatif (α_η) pour les six premiers modes de vibration des stratifiés $[90]_8$ et $[90_4/NR]_s$.

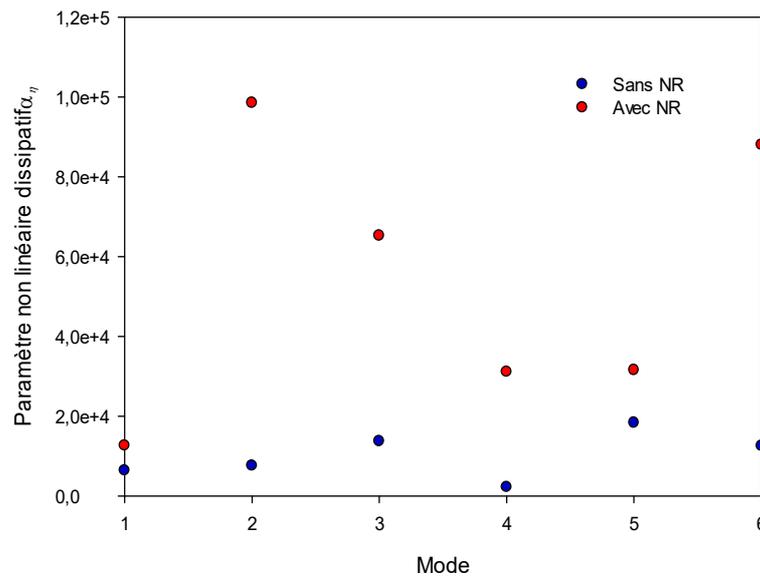


Figure A. 17. Comparaison du paramètre non linéaire dissipatif (α_η) pour les six premiers modes de vibration des stratifiés $[0_2/90_2]_s$ et $[0_2/90_2/NR]_s$.

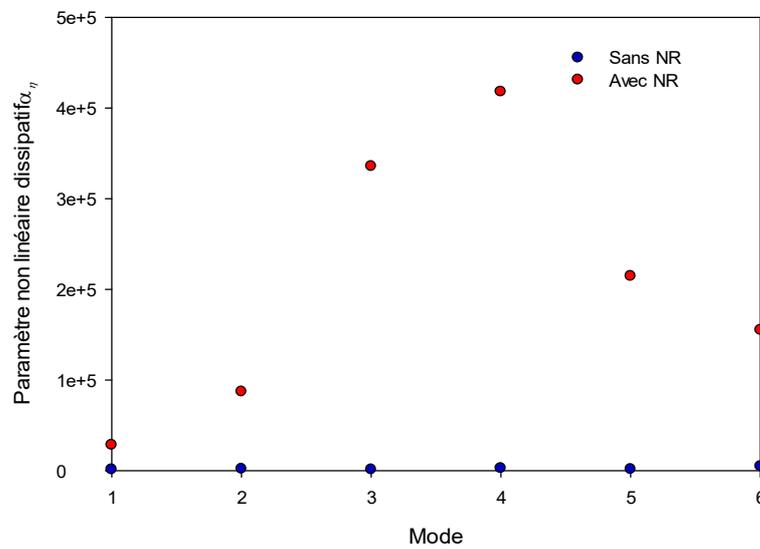


Figure A. 18. Comparaison du paramètre non linéaire dissipatif (α_η) pour les six premiers modes de vibration des stratifiés $[+45_2/-45_2]_s$ et $[+45_2/-45_2/NR]_s$.

Bibliographie

- [1] R. Rowell, «Natural fibres: types and properties,» *woodhead publishing*, pp. 3-66, 2008.
- [2] N. Dujardin, «Un matériau biosourcé de choix: Les fibres naturelles. Caractérisations et applications,» chez *25^{ème} Journées scientifiques de l'environnement*, France, 2014.
- [3] K. Satyanarayana, G. Arizaga et F. Wypych, «Biodegradable composites based on lingocellulosic fibers- an overview,» *Progress in polymer science*, vol. 34, pp. 902-1021, 2009.
- [4] R. Whitecare, A. Amiri et C. Ulven, «The effects of zein protein coupling agent on mechanical properties of flax fiber reinforced composites,» *Industrial Corps and Products*, vol. 77, pp. 232-238, 2015.
- [5] L. Yan et K. Jayaraman, «Flax fibres and its composites,» *Composites, Part B*, vol. 56, pp. 296-317, 2014.
- [6] A. Abdul Nasir, A. Azmi et A. Khalil, «Measurement and optimization of residual tensile strength and delamination damage of drilled flax fibre reinforced composites,» *Measurments*, vol. 75, pp. 298-307, 2015.
- [7] H. Akil, L. Cheng, Z. Ishak, A. Abu Bakar et M. Abdrahman, «Water absorption study on pultruded jute fibre reinforced unsaturated polyester composites,» *Composites Science and Technology*, vol. 69, pp. 1942-1948, 2009.
- [8] A. Arbelaiz, B. Fernandez, G. Cabtero, R. Liano-Ponte, A. Valea et I. Mondragon, «Mechanical properties of flax fibre/polypropylene composites. Influence of fibre/matrix modification and glass fibre hybridization,» *Composites Part A*, vol. 36, pp. 1637-1644, 2005.
- [9] H. Buttlar, «Natural fibre reinforced construction materials for SMC applications,» chez

- Conference-RIKO, pp1-24, 2005.*
- [10] K. Oksman, «Mechanical properties of natural fibre mat reinforced thermoplastic,» *Applied Composite Materials*, vol. 7, pp. 403-414, 2000.
- [11] M. Jhon et R. Anandjiwala, «Chemical modification of flax reinforced polypropylene composites,» *Composites Part A*, vol. 40, pp. 442-448, 2009.
- [12] M. George, P. Mussone, Z. Abboud et D. Bressler, «Characterization of chemically and enzymatically treated hemp fibres using atomic force microscopy and spectroscopy,» *Applied Surface Science*, vol. 314, pp. 1019-1025, 2014.
- [13] A. Bourmaud et C. Baley, «Rigidity analysis of polypropylene/vegetal fibre composites after recycling,» *Polymer Degradation and Stability*, vol. 94, pp. 297-305, 2009.
- [14] C. Santulli et A. Caruso, «Effect of fibre architecture on the falling weight impact properties of hemp/epoxy composite,» *Journal of Biobased Materials and Bioenergy*, vol. 3, pp. 291-297, 2009.
- [15] B. Sutharson, M. Rajendran, S. Devadasan et B. Selvam, «Effect of chemical treatments on mechanical properties of jute fiber hybrid composite laminates,» *Journal of Engineering and Applied Sciences*, vol. 6, pp. 760-765, 2012.
- [16] A. Granato et K. Lucke, «Theory of mechanical damping due to dislocations,» *Journal of Applied Physics*, vol. 27, pp. 583-593, 1956.
- [17] E. Trujillo, M. Moesen, L. Osorio, A. Van Vuuer, J. Ivens et I. Verpoes, «Bamboo fibres for reinforcement in composites materials: Strength Weibull analysis,» *Composites Part A*, vol. 61, pp. 115-125, 2014.
- [18] H. Brodowsky, W. Jenschke et E. Mader, «Characterization of interphase properties: Microfatigue of single fibre model composites,» *Composites: Part A*, vol. 41, pp. 1579-1586, 2010.

- [19] J. Gassan, A. Chate et A. Bledzki, «Calculation of elastic properties of natural fibres,» *Journal of Materials Science*, vol. 36, pp. 3715-3720, 2001.
- [20] O. Faruk, A. Bledzki, H. Fink et M. Sain, «Biocomposites reinforced with natural fibres: 2000-2010,» *Progress in Polymer Science*, vol. 37, pp. 1552-1596, 2012.
- [21] A. Monti, «Elaboration et caractérisation mécanique d'une structure sandwich à base de constituant naturels,» Thèse de doctorat, Université de Maine, Le Mans, France, Décembre-2016.
- [22] S. Sam-Brew et G. Smith, «Flax and hemp fiber reinforced particle board,» *Industrial Corps and Products*, vol. 77, pp. 940-948, 2015.
- [23] N. Nosbi, H. Akil, Z. Ishak et A. Abu Bakar, «Degradation of compressive properties of pultruded kenaf fiber reinforced composites after immersion in various solutions,» *Materials and Design*, vol. 31, pp. 4960-4964, 2010.
- [24] M. Ragoubi, D. Bienaime, S. Molina, B. George et A. Merlin, «Impact of corona treated hemp fibres onto mechanical properties of polypropylene composites made thereof,» *Industrial Corps and Products*, vol. 31, pp. 344-349, 2010.
- [25] A. pizzi, F. Kuney, F. Lecoanet, B. Massetau, D. Carpentier, A. Krebs et F. loiseau, «High resin content natural matrix-natural fibres biocomposites,» *Industrial Corps and Products*, vol. 30, pp. 235-240, 2009.
- [26] Y. Seki, M. Sarikanat, K. Sever, S. Erden et H. Gulec, «Effect of the low and radio frequency oxygen plasma treatment of jute fiber on mechanical properties of jute fiber/polyester compositeFibers and Polymers,» *Fibers and Polymers*, vol. 11, pp. 1159-1164, 2010.
- [27] Y. Xu, S. Kawata, K. Hosoi, T. Kawai et S. Kurodo, «Thermomechanical properties of the silanized-kenaf/polystyrene composites,» *Express Polymer Letters*, vol. 3, pp. 657-

- 664, 2009.
- [28] S. Alix, E. Philippe, A. Bessdok, A. Lebrun, C. Morvan et S. Marais, «Effect of chemical treatments on water sorption and mechanical properties of flax fibres,» *Bioresource Technology*, vol. 9, pp. 4742-4749, 2009.
- [29] C. Baley, F. Busnel, Y. Grohens et O. Sire, «Influence of chemical treatments on surface properties and adhesion of flax fibre–polyester resin,» *Composites Part A*, vol. 37, pp. 1626-1637, 2006.
- [30] N. Chand et U. Dwivedi, «Effect of coupling agent on abrasive wear behaviour of chopped jute fibre-reinforced polypropylene composites,» *Wear*, vol. 261, pp. 1057-1063, 2006.
- [31] G. Beckermann et K. Picckering, «Engineering and evaluation of hemp fibre reinforced polypropylene composites: fibre treatment and matrix modification,» *Composites Part A*, vol. 39, pp. 979-988, 2008.
- [32] D. Rouisson, M. Sain et M. Couturier, «Resin transfer molding of natural fiber reinforced composites: cure simulation,» *Composites Science and Technology*, vol. 64, pp. 629-644, 2004.
- [33] D. Rouison, M. Sain et M. Couturier, «Resin transfer molding of hemp fiber composites: optimization of the process and mechanical properties of the materials,» *Composites science and Technology*, vol. 66, pp. 895-906, 2006.
- [34] M. Assarar, «Etude expérimentale et modélisation du comportement dynamique des composites stratifiés et sandwichs,» Thèse de doctorat, Université du Maine, Le Mans, France, 2007.
- [35] M. Idriss, «Analyse expérimentale et par élément finis du comportement statique et vibratoire des matériaux,» Thèse de doctorat, Université du Maine, Le Mans, France,

- 2013.
- [36] J.-M. Berthelot, *Mécanique des matériaux et structures composites.*, Le Mans, France: Institut supérieur des matériaux et mécanique avancée, 2006.
- [37] M. Blétry, «Méthodes de caractérisation mécanique des matériaux,» thèse de doctorat, Université de Grenoble, France, 2007.
- [38] A. Bezzazi, A. El Mahi, J.-M. Berthelot et B. Bezzazi, «Experimental analysis of behavior and damage of sandwich composite materials in three-point bending. Part 1. Static tests and stiffness degradation at failure studies,» *Strength of Materials*, vol. 41, pp. 257-267, 2009.
- [39] M. Idriss, A. El Mahi, M. Assarar et R. El Guerjouma, «Damping analysis in cyclic fatigue loading of sandwich beams with debonding,» *Composites: Part B*, vol. 44, pp. 597-603, 2013.
- [40] M. Hammami, «Comportement mécanique et vibratoire des composites stratifiés sains et endommagés par délaminage.,» Thèse de doctorat, Université de Maine, Le Mans, France, 2016.
- [41] C. Poilâne, Z. Cherif, F. Richard, A. Vivet, B. Ben Doudou et J. Chen, «Polymer reinforced by flax fibres as a viscoelastoplastic material,» *Composites structures*, vol. 112, pp. 100-112, 2014.
- [42] M. Assarar, W. Zouari, H. Sahbi, R. Ayad et J. Berthelot, «Evaluation of the damping of hybrid carbon-flax reinforced composites,» *Composites Structures*, vol. 132, pp. 148-154, 2015.
- [43] M. Kersani, S. Lomov, A. Van Vuure, A. Bouabdallah et I. Verposet, «Damage in flax epoxy quasi unidirectional woven laminates under quasi static tension,» *Composite Materials*, vol. 49, pp. 403-413, 2015.

- [44] M. Meo et G. Zumpano, «Nonlinear elastic wave spectroscopy identification of impact damage on a sandwich plate,» *Composites Structure*, vol. 71, pp. 469-474, 2005.
- [45] A. Towo et M. Ansell, «Fatigue evaluation and dynamic mechanical thermal analysis of sisal fibre–thermosetting resin composites,» *Composites Science and Technology*, vol. 68, pp. 925-932, 2008.
- [46] F. Silva, B. Mobasher et R. Filho, «Fatigue behavior of sisal fiber reinforced cement composites,» *Materials, Science and Engineering*, vol. 527, pp. 5507-5513, 2010.
- [47] F. Silva, N. Chawla et R. Filho, «An experimental investigation of the fatigue behavior of sisal fibers,» *Materials, Science, and Engineering*, vol. 516, pp. 90-95, 2009.
- [48] K. Dyer et D. Isaac, «Fatigue behaviour of continuous glass fibre reinforced composites,» *Composites Part B*, vol. 29, pp. 725-733, 1998.
- [49] J.-L. Rebiere, «Modélisation du champs des contraintes créées par des fissures de fatigue dans un composite stratifié carbone/polymere,» Thèse de doctorat, Université de Poitiers, France, 1992.
- [50] M. Dody, «Modélisation des caractéristiques mécaniques et études expérimentales de l'endommagement d'un composite,» université de Franche-Comté, Besançon, 1985.
- [51] K. Reifsnider, K. Schulte et J. Duke, «Long-Term Fatigue Behavior of Composite Materials,» 1983, pp. 136-159.
- [52] L. Yan, S. Su et N. Chouw, «Microstructure, flexural properties and durability of coir fibre reinforced concrete beams externally strengthened with flax FRP composites,» *Composites Part B*, vol. 80, pp. 343-354, 2015.
- [53] S. Liang, L. Gning et L. Guillaumat, «Comportement en fatigue des composites lin/epoxy,» chez *JNC-17*, Poitiers, 2011.
- [54] M. Meo, U. Polimeno et G. Zumpano, «Detecting Damage in Composite Material

- Using Nonlinear Elastic Wave Spectroscopy Methods,» *Applied Composite Material*, vol. 15, pp. 115-126, 2008.
- [55] H. Nechad, «Evaluation de l'endommagement et de la rupture de matériaux hétérogènes par ultrasons et émission acoustique: estimation de la durée de vie,» Thèse de doctorat, Insa de Lyon, Lyon, France, 2004.
- [56] J. Payan, «Etude du comportement mécanique des composites stratifiés sous chargement statique et de fatigue,» Thèse de doctorat de l'université Aix-Marseille, France, 2004.
- [57] Q. Liu et M. Hughes, «The fracture behaviour and toughness of woven flax fibre reinforced epoxy composites,» *Composites Part A*, vol. 39, pp. 1644-1652, 2008.
- [58] J. Masters, Basic failure modes of continuous fiber composites, Ohio,USA: Engineered materials handbook-Volume 1: Composites, 1993.
- [59] C. Thomas, «Etude des mécanismes d'endommagement des composites fibres de carbone / matrice polyamide : application à la réalisation de réservoirs de stockage de gaz sous haute pression de type IV,» Thèse de doctorat, École nationale supérieure des mines de Paris, Paris, France, 2011.
- [60] J. Mércier, «Prise en compte de vieillissement de l'endommagement dans le dimensionnement de structures en matériaux composites,» Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, France, 2006.
- [61] S. Masmoudi, A. El Mahi et S. Turki, «Fatigue behaviour and structural health monitoring by acoustic emission of E-glass/epoxy laminates with piezoelectric implant,» *Applied Acoustics*, vol. 108, pp. 50-58, 2016.
- [62] A. Bravo, L. Toubal, D. Koffi et F. Erchiqui, «Characterization of Tensile Damage for a Short Birch Fiber-reinforced Polyethylene Composite with Acoustic Emission,»

- Interantional Journal of Materials ans Sciences*, pp. 79-89, 2013.
- [63] J. Roget, «Essai non destructif par l'émission acoustique. Mise en oeuvre et application. AFNOR,CETIM,» AFNOR, Paris, France, 1988.
- [64] A. Marec, «Contrôle de santé des matériaux hétérogènes par émission acoustique et acoustique non linéaire Discrimination des mécanismes d'endommagement et estimation de la durée de vie restante,» Thèse de doctorat, Université du Maine, Le Mans, France, 2008.
- [65] M. Shaira, «, Caractérisation non destructive de la transformation martensitique de l'acier 304L induite par déformation cyclique,» Thèse de doctorat, Lyon, France, 2006.
- [66] S. Masmoudi, «Comportement mécanique et caractérisation par implant piézoélectrique intégré d'un matériau composite,» Université du Maine, Le Mans, France, 2013.
- [67] 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.
- [68] A. Monti, A. El Mahi, Z. Jendli et L. Guillaumat, «Mechanical behaviour and damage mechanisms analysis of a flax-fibre reinforced composite by acoustic emission,» *Composites, Part A*, vol. 90, pp. 100-110, 2016.
- [69] G. Warburton, «The vibration of rectangular plates,» *Proceedings of the institution of Mechanical Engeineers*, vol. 168, pp. 371-384, 1954.
- [70] R. Haermon, «Vibrations of rectangular orthotropic plates with clamped or supported edges,» *Journal of applied Mechanics*, vol. 168, pp. 537-540, 1959.
- [71] S. Dickinson, «The buckling and frequency Vibrations of rectangular isotropic and orthotropic plates using Raileigh's method,» *Journal of Sounds and Vibration*, vol. 61, pp. 1-8, 1978.

- [72] M. Hammami, A. El Mahi, C. Karra et M. Haddar, «Experimental analysis of the linear and nonlinear behavior of composites with delaminations,» *Applied Acoustics*, vol. 108, pp. 31-39, 2016.
- [73] Y. Sefrani, «Analyse de l'amortissement des matériaux composites à fibres unidirectionnelles,» Thèse de doctorat, Université du Maine, Le Mans, 2002.
- [74] A. El Mahi, M. Assara, Y. Sefrani et J. Berthelot, «Damping analysis of orthotropic composite materials and laminates,» *Composites Part B*, vol. 38, pp. 1069-1076, 2009.
- [75] M. Omar, H. Akil, Z. Ahmad, A. Mauki et T. Yokoyama, «Dynamic properties of pultruded natural fibre reinforced composites using split hopkinson pressure bar technique,» *Materials and Design*, vol. 31, pp. 4209-4218, 2010.
- [76] S. Prabhakaran, V. Krishnaraj, M. Senthilkumar et R. Zitoune, «Sound and vibration damping properties of flax fiber reinforced composites,» *Industrial Crops and Products*, vol. 97, pp. 573-581, 2014.
- [77] F. Duc, P. Bourban et C. Plummer, «Damping of thermoset and thermoplastic flax fiber composites,» *Composites Part A*, vol. 64, pp. 115-123, 2014.
- [78] C. Cai, H. Zheng et G. Liu, «Vibration analysis of a beam with PCLD Patch,» *Applied Acoustics*, 2004.
- [79] S. Gang et M. Norman, «Analysis of Sandwich Plates with Isotropic Face Plates and a Viscoelastic Core,» *Journal of Vibration and Acoustics*, 2000.
- [80] H. Zhzng, X. Tan et C. Cai, «Damping analysis of beams covered with multiple PCLD patches,» *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 48, pp. 1371-1383, 2006.
- [81] D. Saravanos et J. Pereira, «Effects of Interply Damping Layers on the Dynamic Characteristics of Composite Plates,» *AIAA Journal*, vol. 30, pp. 2906-2913, 1992.
- [82] A. Nashif, D. Jones et J. Henderson, «Vibration damping: Wiley-interscience,» 1985.

- [83] E. Kerwin, «Damping of flexural waves by a constrained viscoelastic layer.,» *Journal of the Acoustical Society of America*, vol. 31, pp. 952-962, 1959.
- [84] D. Granger et A. Ross, «Effects of partial constrained viscoelastic layer damping parameters on the initial transient response of impacted cantilever beams: Experimental and numerical results,» *Journal of Sounds and Vibrations*, vol. 321, pp. 45-64, 2009.
- [85] E. Fotsing, M. Sola, A. Ross et E. Ruiz, «Lightweight damping of composite sandwich beams : Experimental analysis,» *Journal of Composite Materials*, n° 47, pp. 1501-1511, 2013.
- [86] F. Horel, «Modélisation analytique de l'amortissement des poutres composites sandwich contenant des couches viscoélastiques,» Thèse de doctorat, Université de Montréal, 2013.
- [87] E. Piollet, «Amortissement non-linéaire des structures sandwichs,» Thèse de doctorat, Université de Toulouse, France, 2014.
- [88] B. Khalfi, «Modélisation analytique pour l'étude du comportement vibratoire en régime transitoire d'une plaque avec tompon amortissant contraint,» Thèse de doctorat, Ecole polytechnique de Montréal, 2012.
- [89] J. Yang, j. Xiong, l. MA, B. Wang, G. Zhang et L. Wu, «Vibration and damping characteristics of hybrid carbon fiber composite pyramidal truss sandwich panels with viscoelastic layers,» *Composites Structures*, vol. 106, pp. 570-580, 2013.
- [90] S. Huang, D. Inman et E. Austin, «Some design considerations for active and passive constrained layer damping treatments.,» *Smart Materials and Structures*, vol. 5, pp. 301-313, 1996.
- [91] M. Lam, «Hybrid Active/Passive Models With Frequency Dependent Damping.,» Faculty of the Virginia Polytechnic Institute, Blacksburg, VA, 1997.

- [92] K. Charlet, C. Baley, C. Morvan, J. Jernot, M. Gomina et B. J., «Characteristics of Herme's flax fibres as a function of their location in the stem and properties of the derived unidirectional composites,» *Composites Part A*, vol. 38, pp. 1912-1921, 2007.
- [93] M. Khalfallah, B. Abbes, F. Abbes, Y. Guo, v. Marcel et A. Duval, «Innovative flax tapes reinforced Acrodur biocomposites: a new alternative for automotive applications,» *Mater Des*, vol. 64, pp. 116-126, 2014.
- [94] V. Placet, O. Cissé et M. Lamine Boubakar, «Innovative flax tapes reinforced Acrodur biocomposites: a new alternative for automotive applications,» *Composites Part A*, vol. 56, pp. 319-327, 2014.
- [95] N. software, Advanced acoustic emission data analysis pattern recognition and neural networks software, 2004.
- [96] A. Likas, N. Classis et J. Verbeek, «The global k-mean clustering algorithm,» *Pattern Recognition Letters*, vol. 36, pp. 451-461, 2003.
- [97] W. Glenn et C. Martha, «An examination of procedures for determining the number of clusters in a data set,» *Psychometrika*, vol. 50, pp. 159-179, 1985.
- [98] I. De Rosa, C. Santulli et F. Sarassini, «Acoustic emission for monitoring the mechanical behaviour of natural fibre composites: a literature review,» *Composites, Part A*, vol. 40, pp. 1456-1469, 2009.
- [99] M. Aslan, «Investigation of damage mechanism of flax fibre LPET commingled composites by acoustic emission,» *Composites Part B*, vol. 54, pp. 289-297, 2013.
- [100] A. El Mahi, I. Ben Salem, M. Assarar, R. Beraboui, C. Poilâne et R. El Guerjouma, «Analyse par émission acoustique de l'endommagement des matériaux composites,» chez *CFA*, France, 2010.
- [101] A. Monti, «Elaboration et caractérisation mécanique d'une structure sandwich à base de

- constituant naturels,» Université de Maine, Le Mans, France, 2017.
- [102] A. D30309/D3039M-14, Standard test method for tensile properties of polymer matrix composite..
- [103] A. El Mahi, I. Ben Salem, M. Assarrar, R. Berbaoui, C. Poilâne et R. El Guerjouma, «Analyse par émission acoustique de l'endommagement des matériaux éco-composites,» chez *CFA*, France, 2010.
- [104] G. Rhomany, J. Karger-Kocsis et T. Czigany, «Tensile Fracture and Failure Behavior of Technical,» *Journal of applied Polymer Science*, vol. 90, pp. 3638-3645, 2003.
- [105] C. De Silva, *Vibration : Fundamentals and Practice*, Crc press , 2006.
- [106] M. Idriss, «Analyse expérimentale et par élément finis du comportement statique et vibratoire des matériaux,» Thèse de doctorat, Université du Maine, Le Mans, France, 2013.
- [107] D. Pasqualini, K. Heitmann, J. TenCate, S. Habib, D. Higdon et P. Jhonson, «Nonequilibrium and nonlinear dynamics in Berea and Fontainebleau sandstones: Lowstrain,» *Journal of Geophysical Research*, vol. 112, pp. 1-16, 2007.
- [108] L. Landau et E. Lifshitz, «Theory of elasticity,» *Available from: <http://archive.org/details/TheoryOfElasticity>*.
- [109] V. Nazarov, A. Radostin, L. Ostrovsky et I. Soustova, «Wave processes in media with hysteretic nonlinearity Part I,» *Acoustical Physics*, vol. 49, pp. 344-353, 2003.
- [110] A. Novak, M. bentahar, V. Tournat et R. El Guerjouma, «Nonlinear acoustic characterization of micro-damaged materials through higher harmonic resonance analysis,» *NDT&E International*, vol. 45, pp. 1-8, 2012.
- [111] P. Jhonson, B. Zinszner et R. P.N.J., «Resonance and elastic nonlinear phenomena in rock,» *Journal of Geophysical Resarch-Solid Earth*, vol. 101, pp. 11553-11564, 1996.

- [112] P. Jhonson et A. Sutin, «Slow dynamics and anomalous nonlinear fast dynamics in diverse solids,» *The journal of the Acoustical Society of America*, vol. 30, pp. 117-124, 2005.

Titre : Contribution à l'étude du comportement mécanique et vibratoire des composites biosourcés incorporant des matériaux fonctionnels.

Mots clés : composite, fibres naturelles, couche viscoélastique, propriétés mécaniques, vibratoire.

Résumé : Cette thèse porte sur l'étude du comportement mécanique et vibratoire d'un composite biosourcé incorporant un matériau viscoélastique. Les matériaux étudiés sont des stratifiés en composite lin/greenpoxy et des stratifiés viscoélastiques composés d'un noyau viscoélastique en caoutchouc naturel confiné entre deux composites. La première partie du travail a été consacrée à l'étude de l'influence de l'intégration de la couche viscoélastique sur le comportement mécanique des composites. L'analyse des résultats expérimentaux et l'observation des signaux d'émission acoustique obtenus dans ces composites soumis à différentes sollicitations mécaniques en statique et en fatigue ont permis d'identifier les signatures acoustiques des mécanismes d'endommagement prépondérants dans les deux matériaux. Dans un deuxième temps, les propriétés dynamiques de ces composites ont été déterminées à partir des essais de vibration. Les résultats obtenus ont montré que la couche viscoélastique a joué un rôle majeur

dans l'amortissement et la dissipation d'énergie des composites. Suite à cette analyse, nous avons mis en place une procédure, utilisant la méthode des éléments finis, pour calculer l'amortissement de ces matériaux. Les énergies de déformation emmagasinées associées aux amortissements des constituants ont permis de déterminer l'amortissement global des composites. Dans le but de mettre en évidence l'influence des caractéristiques de la couche viscoélastique, une étude paramétrique a été menée sur le composite viscoélastique, permettant d'optimiser l'amortissement de ce matériau en faisant varier divers paramètres. Enfin, le comportement visqueux des composites a été caractérisé par la méthode de résonance non linéaire en faisant varier l'amplitude d'excitation. Les paramètres linéaires et non linéaires relatifs au décalage fréquentiel et à l'amortissement ont été mesurés et leurs sensibilités ont été comparées

Title : Contribution to the study of the mechanical and vibratory behavior of biosourced composites incorporating functional materials.

Keywords : Mechanical and vibration behavior, bio-composite, natural rubber, flax fibers.

Abstract: This thesis focuses on the study of the mechanical and vibration behaviour of a flax fibre reinforced composites with and without an interleaved natural viscoelastic layer. The composite materials have been characterized experimentally using different mechanical and vibrational tests. First, both types of composites were studied using uni-axial tensile and three-points bending tests. Acoustic emission (AE) has been often used for the identification and characterization of micro failure mechanisms in composites. The results showed that these composites have very high specific characteristics. Next, experimental and finite element vibration analyses were carried out on the composites

with and without an interleaved natural viscoelastic layer. A good agreement between the two methods was obtained. It has been shown that the viscoelastic layer plays a major role in damping because it has a high level of energy dissipation. Therefore, it improves with a significant way the modal properties of the composite. Finally, nonlinear resonance tests were performed on the composites. It has been shown that the viscoelastic layer generates a nonlinear behaviour in the material. The linear and nonlinear, elastic and dissipative parameters have been calculated to deduce finally that nonlinear parameters are more sensitive to heterogeneities than those derived from linear vibration tests.