



HAL
open science

Analyse multi-échelles du comportement mécanique d'un éco-composite, constitué d'une matrice à base de résine thermoplastique renforcée de fibres de lin

Mondher Haggui

► **To cite this version:**

Mondher Haggui. Analyse multi-échelles du comportement mécanique d'un éco-composite, constitué d'une matrice à base de résine thermoplastique renforcée de fibres de lin. Acoustique [physics.class-ph]. Le Mans Université; École nationale d'ingénieurs de Sfax (Tunisie), 2019. Français. NNT : 2019LEMA1037 . tel-02886625

HAL Id: tel-02886625

<https://theses.hal.science/tel-02886625>

Submitted on 1 Jul 2020

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

« Mondher HAGGUI »

« Analyse multi-échelles du comportement mécanique d'un éco-composite, constitué d'une matrice à base de résine thermoplastique renforcée de fibres de lin »

Thèse présentée et soutenue à « Sfax », le « 14 Décembre 2019 »

Unité de recherche : Laboratoire d'Acoustique de l'Université de Maine (LAUM) et Laboratoire de Mécanique, Modélisation et Productique (LA2MP)

Thèse N° : 2019LEMA1037

Rapporteurs avant soutenance :

Elhem Ghorbel Professeur des universités, Université de Cergy-Pontoise

Noamen Guerhazi Maître des conférences, Institut Supérieur des Sciences Appliquées et de Technologie de Kasserine

Composition du Jury :

Président : Moez Abdennadher Professeur des universités, Institut Préparatoire aux Etudes d'Ingénieur de Sfax

Examineurs : Mustapha Assarar Maître de conférences HDR, Université de Reims Champagne Ardenne

Mohamed Haddar Professeur des universités, Ecole Nationale d'Ingénieurs de Sfax

Dir. de thèse : Abderrahim El Mahi Professeur des universités, Le Mans Université

Co-dir. de thèse : Ali Akrouf Maître de conférences, Ecole Nationale d'Ingénieurs de Tunis

Zouhaier Jendli Maître de conférences, ESTACA Laval

Invité(s)

Jean-Luc Rebière Maître de conférences HDR, Le Mans Université

Lassaad Walha Professeur des universités, Ecole Nationale d'Ingénieurs 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 Mans «LAUM »(France).

*Tout d'abord, Je tiens à exprimer ma profonde reconnaissance à mes directeurs de thèse coté français Messieurs **Abderrahim EL MAHI** et **Zouhaier JENDLI** pour leurs soutiens, leurs disponibilité et leurs précieux conseils qui ont permis de mener à bien ce travail. Je tiens à exprimer également ma reconnaissance et ma profonde gratitude à mes directeurs de thèse coté Tunisien Messieurs **Ali AKROUT** et **Mohamed HADDAR** pour avoir initié et dirigé ce travail.*

*J'adresse mes remerciements à Monsieur **Moez ABDENNADHER**, Professeur à l'Institut Préparatoire aux Etudes d'Ingénieurs de Sfax « IPEIS » pour avoir eu l'amabilité de présider ce jury.*

*J'adresse mes remerciements à Madame **Elhem GHORBEL** Professeur à l'Université de Cergy-Pontoise(France) et à Monsieur **Noamen GUERMAZI** Maitre de Conférence HDR à l'ISSAT de Kasserine (Tunisie) pour avoir accepté de rapporter sur ce travail. Merci à Monsieur **Mustapha ASSARAR** Maître de Conférences HDR à Université de Reims Champagne-Ardenne, Reims (France) pour avoir accepté de participer à mon jury de thèse.*

*Un grand merci à la société ARKEMA, et plus particulièrement à **Pierre Gérard**, pour son aide précieuse à propos de la résine Elium.*

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

Mes pensées s'adressent aussi à mes parents, mes frères et ma sœur qui m'ont toujours soutenu tout au long de mes études et m'ont toujours encouragé.

Enfin, Je remercie mon épouse Marwa pour son soutien et encouragement quotidien. J'ai aussi une pensée toute particulière pour mes deux filles Lina et Ranim.

Résumé

La recherche de solutions alternatives à l'utilisation de composites issus totalement ou partiellement de ressources renouvelables représente un enjeu environnemental majeur et un levier de développement économique pour les générations futures. La présente étude considère le choix d'un composite biosourcé élaboré à partir de fibres de lin associées à une résine thermoplastique. L'objectif des travaux de recherche consiste à analyser le comportement mécanique global, à identifier les principaux phénomènes physiques constatés, puis à analyser leurs mécanismes associés. Une analyse expérimentale du comportement mécanique en statique et en fatigue des composites stratifiés unidirectionnels et croisés est présentée. Les techniques de l'émission acoustique et d'observations micro-mésomacrosopiques sont les principaux moyens utilisés pour la caractérisation des phénomènes de l'endommagement. Ensuite, une étude expérimentale du comportement vibratoire des poutres composites est réalisée. Dans un premier temps, les propriétés dynamiques des composites stratifiés, sains et endommagés ont été déterminées. À savoir le module de flexion et le facteur de perte sont évalués à partir des réponses en fréquences obtenues en mode linéaire. Dans un second temps, le comportement vibratoire non linéaire des composites sains et endommagés est exploré. Finalement, un modèle analytique qui tient compte des composantes propres à l'élasticité, à la plasticité, à l'endommagement et des paramètres de couplage est identifié et utilisé pour simuler le comportement mécanique global du matériau composite. Des simulations numériques prédictives sont proposées pour évaluer l'effet de sollicitations d'impact à basses vitesses/énergies sur le comportement mécanique des composites étudiés. Les résultats numériques sont corrélés aux résultats expérimentaux obtenus et sont en bon accord permettant de conclure à la validité de l'approche et des choix considérés.

Mots-clés : Biocomposite, Fibre de lin, Résine thermoplastique, Endommagement, Emission acoustique, Multi-échelles.

Liste des publications scientifiques

Articles de rang A

- M.Haggui, A.El Mahi, Z.Jendli, A.Akrouit, M.Haddar. **Static and fatigue characterization of flax fiber reinforced thermoplastic composites by acoustic emission**, Applied acoustics, (2018).
- M.Haggui, A. El Mahi, Z. Jendli, A. Akrouit, M. Haddar. **Damage Analysis of Flax Fibre/Elium Composite Under Static and Fatigue Testing**, Design and Modeling of Mechanical Systems—III (2018).

Conférences internationales

- M. Haggui, A. El Mahi, Z.Jendli, A.Akrouit, M. Haddar. **International Conference on Composites or Nano Engineering ICCE26**, “Damage characterization of flax fibre composite using linear and nonlinear vibration resonant techniques”
- M. Haggui, A. El Mahi, Z.Jendli, A.Akrouit, M. Haddar, **International Conference on Advanced Materials, Mechanics and Manufacturing (A3M’2018)** “Dynamic characterization of flax fiber thermoplastic composite”
- M. Haggui, A. El Mahi, Z.Jendli, A.Akrouit, M. Haddar.**The second "International Conference on Acoustics and Vibration" ICAV'2018**, Effect of damage on the vibration behaviour of flax fibre composite
- M. Haggui, A. El Mahi, Z.Jendli, A.Akrouit, M. Haddar.**International Congress Design and Modelling of Mechanical Systems (CMSM'2017)**, “Damage analysis of Flax fibre/Elium Composite under static and fatigue testing”
- M. Haggui, Z.Jendli, A.Akrouit, A. El Mahi, M. Haddar.**International Conference on Advanced Materials, Mechanics and Manufacturing**, (A3M’2016); ”Damage identification in flax fibre composite with thermoplastic matrix under quasi static loading”
- Mondher HAGGUI, Zouhaier JENDLI, Abderrahim EL MAHI, Ali AKROUT, Mohamed HADDAR. **EIW 2018 Laval 21-23 mars 2018. Laval, France**.Damage Analysis of Flax Fibre/Elium Composite Under Static and Fatigue Testing.

Conférences nationales

M. Haggui, A. El Mahi, Z.Jendli, A.Akrouit, M. Haddar. Avril 2018.**14ème Congrès Français d'Acoustique**; Analyse du comportement vibratoire d’un éco-composite à différents niveau d’endommagement.

Table des matières

Liste des figures.....	V
Liste des tableaux	X
Introduction générale.....	1
Chapitre 1. Etude bibliographique.....	4
1.1. Introduction	5
1.2. Les fibres naturelles.....	5
1.2.1. Composition chimique des fibres naturelles.....	6
1.2.2. Extraction des fibres naturelles	7
1.2.3 Modification chimique des fibres naturelles	7
1.3. La matrice.....	9
1.3.1. Matrices thermodurcissables	10
1.3.2. Matrices thermoplastiques.....	10
1.4. Le composite matrice polymère / fibre naturelle.....	11
1.5. Comportement mécanique des composites stratifiés en statique.....	12
1.5.1. En traction	12
1.5.2. En flexion	13
1.5.3. En cisaillement	14
1.5.4. En compression	15
1.6. Fatigue des composites à base de fibre naturelle.....	15
1.6.1. Principe de l'essai de fatigue.....	16
1.6.2. Comportement d'une fibre végétale soumise à des sollicitations cycliques.....	17
1.6.3. Comportement du bio-composites en fatigue.....	18
1.7. Impact.....	25
1.7.1. Le principe du test d'impact.....	26
1.7.2. Impact d'un stratifié	27
1.7.3. Comportement d'un composite à l'impact	28
1.8. Test d'impact –fatigue.....	29
1.9. Comportement en vibration linéaire et non-linéaire des composites stratifiés.....	30
1.9.1. Comportement en vibration linéaire.....	31
1.9.2. Comportement en vibration non-linéaire.....	32
1.10. Analyse multi-échelles du comportement mécanique des composites.....	32
1.10.1. Approche macroscopique	33
1.10.2. Approche microscopique.....	33

1.10.3. Approche mésoscopique.....	33
1.11. Conclusion.....	34
Chapitre 2. Etude du comportement mécanique globale d'un matériau composite à base de fibres de lin	35
2.1. Introduction	36
2.2. Matériaux et mise en œuvre	37
2.2.1. Présentation des constituants et leurs caractéristiques.....	37
2.2.2. Mise en œuvre par infusion de résine liquide.....	39
2.3. La caractérisation expérimentale du matériau	40
2.3.1. Etude de la microstructure.....	40
2.3.2. Les propriétés physiques	42
2.4. Comportement mécanique en statique.....	43
2.4.1. Essai de traction.....	43
2.4.2. Essai de traction répétée (charge-décharge)	53
2.5. Analyse Mécanique Dynamique (DMA).....	58
2.5.1. Méthode expérimentale	59
2.5.2. Effet de la température sur la rigidité	59
2.5.3. Effet de la température sur l'amortissement.....	60
2.6. Comportement des composites soumis à des sollicitations cycliques	62
2.6.1. Comportement des biocomposites en fatigue traction-traction	62
2.6.2. Comportement des biocomposites en fatigue par flexion 3 points.....	73
2.6.2.1. Protocole expérimental.....	73
2.6.2.2. Evolution des propriétés mécaniques	74
2.7. Conclusion.....	78
Chapitre 3. Comportement en vibration linéaire et non-linéaire du bio-composite Lin/Elium sain et endommagé	80
3.1. Introduction	81
3.2. Comportement en vibration linéaire des composites sains.....	81
3.2.1. Eléments théoriques.....	81
3.2.2. Méthode d'analyse modale.....	84
3.2.3. Analyse expérimentale	86
3.3. Comportement en vibration linéaire des composites endommagés.....	91
3.3.1. Introduction	91
3.3.2. Procédure expérimentale	92
3.3.3. Effet de l'endommagement sur les fréquences propres.....	92
3.3.4. Effet de l'endommagement sur le facteur de perte.....	94

3.4. Comportement en vibration non-linéaire des composites endommagés	95
3.4.1. Introduction	95
3.4.2. Méthode de résonance non linéaire	96
3.4.3. Caractérisation de l'endommagement par la résonance non linéaire	98
3.4.4. Théorie de l'élasticité non linéaire	105
3.4.5. Application de la modélisation à l'analyse des résultats	108
3.4.6. Paramètres de non linéarité	114
3.4.7. Sensibilité des paramètres non linéaires.....	119
3.5. Conclusion.....	121
Chapitre 4. Modélisation multi-échelles du comportement mécanique du bio-composite Lin/Elium	123
4.1. Introduction	124
4.2. Présentation du modèle de Ladeveze et Le Dantec	125
4.2.1. Modèle du pli.....	125
4.2.2. Modèle de l'interface.....	130
4.3. Identification des paramètres du modèle.....	132
4.3.1. Propriétés en traction dans les sens des fibres.....	133
4.3.2. Paramètres d'endommagement par cisaillement et de plasticité à partir d'essais de traction cyclique d'échantillons à $\pm 45^\circ$	133
4.3.3. Paramètres d'endommagement et de couplage à partir d'essais de traction cyclique d'échantillons à $\pm 67,5^\circ$	139
4.3.4. Paramètres de l'endommagement transverse et de couplage à partir d'essais de traction cyclique sur éprouvette à 45°	143
4.4. Simulation par le modèle et validation expérimentale	146
4.4.1. Simulation d'un cas de chargement en impact	146
4.4.2. Méthode expérimentale	149
4.4.3. Comparaison des résultats numériques et expérimentaux	154
4.5. Application: Cas d'une structure OMEGA soumise à l'impact	155
4.5.1. Résultats Expérimentaux	156
4.5.1. Résultats Numériques.....	157
4.6. Conclusion.....	158
Conclusion générale	159

Liste des figures

Figure 1.1. Processus générique d'extraction des fibres végétales [4].....	7
Figure 1.2. Influence du traitement NaOH sur les propriétés mécaniques de composites jute/époxy (V _f =40 vol%).[10].....	9
Figure 1.3. Comportement en traction des composites : Verre/Epoxy et Lin/Epoxy [65]	13
Figure 1.4. Courbe de contrainte-déformation pour un essai flexion 3-points appliqué au composite lin/greenpoxy [33]	14
Figure 1.5. Effet de la température sur le comportement en cisaillement du composite lin/époxy [34]	14
Figure 1.6. Effet de la fraction volumique de fibre sur la résistance en compression pour le composite lin/epoxy [64]	15
Figure 1.7. Cycle de sollicitation en fatigue.....	16
Figure 1.8. Principales zones de la courbe de Wöhler.....	17
Figure 1.9 : (a) Evolution du module d'une fibre de Lin soumis à des sollicitations cycliques, (b) comparaison avec fibre de verre [35]	18
Figure 1.10: Courbes S-N des composites à base de fibres de sisal traités et non traités [36]	19
Figure 1.11. Effet de traitement des fibres sur le composite lin/polyester (F20 bien traité que F50) [37].	19
Figure 1.12: Courbes S-N de composites à base de chanvre: effet de traitement alcalin [58]	20
Figure 1.13: courbes S-N de composite jute/polyester à différentes fractions volumiques [38].....	21
Figure 1.14. Micrographie de rupture de composite jute /polyester suite à un essai de fatigue traction-traction a) V _f =17% b) V _f =38% [38]......	21
Figure 1.15. Courbes S-N de [0/90] _{3S} et [±45] _{3S} lin/époxy composite [38]	22
Figure 1.16. Effet de textile de fibre sur le comportement en fatigue mode traction-traction [38].....	22
Figure 1.17. Paramètres mesurés et exploitables.....	23
Figure 1.18. Suivi de l'évolution de module typique en cisaillement et en traction [38]	24
Figure 1.19. Evolution du module relatif des éprouvettes en cisaillement a) et en traction b) [38].....	24
Figure 1.20. Evolution du rapport E/E ₀ en fonction du nombre de cycle pour différents niveaux de chargements [40].	25
Figure 1.21. Synoptique du banc d'essais d'impact.	26
Figure 1.22. Mécanismes d'endommagement suite à des essais d'impact sur les composites unidirectionnels (a et b) et leurs interaction intra et inter-plis (c)[44].....	27
Figure 1.23. Variation des caractéristiques mécaniques normalisés a) contrainte résiduel b) module résiduel lors des essais d'impacts, en fonction de l'énergie pour deux fraction volumique de chanvre [56]	29
Figure 1.24 : Comparaison des courbes S-N des échantillons impactés et non impactés [58].....	30

Figure 1.25. Comparaison des courbes S-N normalisées des échantillons impactés et non impactés [58]	30
Figure 1.26. Dispositif expérimental de mesure des vibrations [59]	31
Figure 1.27. Comparaison des propriétés d'amortissement spécifique des stratifiés renforcés de verre et renforcés de lin [60]	32
Figure 2.1 Morphologie d'une fibre de lin élémentaire [71]	38
Figure 2.2 Fibre de lin FlaxTape	38
Figure 2.3 : Technique de mise en œuvre de composite	40
Figure 2.4: Exemple d'une plaque de composite	40
Figure 2.5. Observations par microscope optique	41
Figure 2.6. Défauts issus de la mise en œuvre des composites lin/Elium	42
Figure 2.7. Essai de traction	44
Figure 2.8. Courbes de contrainte/ déformation issues des essais de traction: a) UD-0° and b) [02/902] _s	45
Figure 2.9. Essai de traction jusqu'à la rupture de l'échantillon	47
Figure 2.10. Scenario d'endommagement pour le composite Lin/Elium CR-(0/90°) : (a) 20%,(b) 40%, (c) 60% et (d) 80% de la contrainte relevée à la rupture	48
Figure 2.11. Scenario d'endommagement pour le composite Lin/Elium CR-(±45°) : (a) 20%,(b) 40%, (c) 60% et (d) 80% de la contrainte relevée à la rupture	49
Figure 2.12. Caractéristiques d'une onde acoustique	50
Figure 2.13. Distribution de l'amplitude de chargement en fonction de temps pour des essais de traction: a) UD 0°, b) CR[02/902] _s , c) UD45° et d) UD90°	51
Figure 2.14 Nombre des coups cumulés en fonction de temps pour des essais de traction: a)UD0°, b)CR[02/902] _s , c)UD45° et d)UD90°	52
Figure 2.15. Courbe contrainte/déformation pour des essais de traction charge-décharge: a)UD 0° et b)CR[02/902] _s	54
Figure 2.16. Distribution de l'amplitude en fonction du temps pour des essais de traction charge-décharge: a)UD-0° et b)CR[02/902] _s	55
Figure 2.17. Nombre de coups cumulés en fonction de temps pour des essais traction charge-décharge: a)UD 0° et b)CR[02/902] _s	56
Figure 2.18. Endommagement macroscopique en fonction de la déformation au cours d'un essai traction charge-décharge : a)UD-0° ; b) CR-[02/902] _s	58
Figure 2.19 Banc d'essai d'analyse mécanique dynamique DMA	59
Figure 2.20 Effet de la température sur la rigidité	60
Figure 2.21 effet de la température sur le module de perte	61
Figure 2.22 Evolution de l'amortissement en fonction de la température	61
Figure 2.23. Profile de chargement pour un cycle de fatigue	62

Figure 2.24. Perte de rigidité: a)UD 0° et b)CR[02/902]s.....	64
Figure 2.25. Boucles d'hystérésis à différents cycles: a)UD 0° et b)CR[02/902]s.....	65
Figure 2.26. Energie potentielle (Ep) et énergie dissipée (Ed).....	67
Figure 2.27. Energie dissipée en fonction du nombre de cycle.....	68
Figure 2.28. Facteur de perte en fonction du nombre de cycles.....	68
Figure 2.29. Distribution de l'amplitude en fonction du temps pour des essais de fatigue traction-traction: a)UD 0° and b) CR[02/902]s	70
Figure 2.30. Nombre des coups cumulés en fonction du temps pour des essais de fatigue traction-traction: a)UD-0° et b) CR-[02/902]s.....	71
Figure 2.31. Courbes S-N.....	73
Figure 2.32. Essai cyclique de flexion 3-points.....	74
Figure 2.33. Courbe de la charge en fonction du déplacement pour [03/903]s.....	75
Figure 2.34. Boucles d'hystérésis des essais de fatigue en flexion 3-points.....	76
Figure 2.35. Rigidité en fonction du nombre de cycles.....	76
Figure 2.36. Evolution de l'énergie dissipée au cours d'un essai de fatigue en flexion 3-points.....	77
Figure 2.37. Evolution du facteur d'amortissement pour un essai de fatigue flexion 3-points.....	78
Figure 3.1. Elément de poutre.....	82
Figure 3.2. Méthode de « Circle Fitting ».....	85
Figure 3.3. Méthode de la bande passante.....	86
Figure 3.4. Dispositif expérimental de mesure en vibration linéaire.....	87
Figure 3.5. Comparaison des amortissements de l'Elium et du Greenpoxy	88
Figure 3.6. Effet de l'orientation des fibres sur le facteur d'amortissement	89
Figure 3.7. Evolution du module longitudinal en fonction de la fréquence.....	91
Figure 3.8. Evolution des fréquences propres en fonction du taux de chargement: (a) UD-0°, (b) [02/902]S.....	93
Figure 3.9: Effet de l'endommagement: (a) UD-0, (b) [02/902]s.....	94
Figure 3.10. Dispositif expérimental de mesure non linéaire.....	97
Figure 3.11. Courbes de résonance du 1er mode de vibration en flexion d'une éprouvette composite...	97
Figure 3.12. Courbes de résonances pour les 6 premiers modes de vibration du composite Lin/Elium [02/902]S :a) matériau sain et b) matériau endommagé.....	99
Figure 3.13. Effet du niveau d'excitation sur la fréquence de résonance pour différents taux de chargement du composite Lin/Elium ([02/902]S)	101
Figure 3.14. Effet du niveau d'excitation sur la fréquence de résonance pour différents taux de chargement du composite Lin/Elium UD-0°.....	102
Figure 3.15. Effet du niveau d'excitation sur le facteur de perte η (%) pour différents taux de chargement du composite Lin/Elium [02/902]s.....	104

Figure 3.16. Effet du niveau d'excitation sur le facteur de perte $\eta(\%)$ pour différents taux de chargement du composite Lin/Elium UD-0°	105
Figure 3.17. Comportement non linéaire classique.....	106
Figure 3.18. Comportement non linéaire hystérétique.....	107
Figure 3.19. Evolution du décalage de la fréquence en fonction de la déformation des stratifiés UD-0°	110
Figure 3.20. Evolution du décalage de la fréquence en fonction de la déformation des stratifiés [02/902]S.....	111
Figure 3.21. Evolution du décalage de l'amortissement en fonction de la déformation des stratifiés [02/902]S.....	113
Figure 3.22. Evolution du décalage de l'amortissement en fonction de la déformation des stratifiés UD-0°	114
Figure 3.23.Évolution du paramètre non linéaire élastique en fonction du taux de chargement dans le cas du stratifié [02/902]S.....	115
Figure 3.24.Évolution du paramètre non linéaire élastique en fonction du taux de chargement dans le cas du stratifié UD-0°	116
Figure 3.25. Influence de la microstructure sur le paramètre non linéaire élastique pour le stratifié [02/902]S.....	117
Figure 3.26. Évolution du paramètre non linéaire élastique en fonction du taux de chargement dans le cas du stratifié [02/902]S.....	118
Figure 3.27. Évolution du paramètre non linéaire élastique en fonction du taux de chargement dans le cas du stratifié UD-0°	119
Figure 3.28. Evolution des paramètres linéaire et non linéaire élastiques en fonction du taux de chargement pour les modes 1 et 2 : (a) UD-0° (b) [02/902]S.....	120
Figure 3.29. Evolution des paramètres linéaire et non linéaire dissipatifs en fonction du taux de chargement pour les modes 1 et 2 : (a) UD-0° (b) [02/902]S	121
Figure 4.1. Repère local d'un pli.....	125
Figure 4.2. Repère local de l'interface.....	131
Figure 4.3. Evolution de la contrainte en fonction de la déformation Au cours d'un essai de traction réalisé sur un composite UD-0°	133
Figure 4.4. Mesure de la déformation plastique.....	135
Figure 4.5. Courbe de contrainte-cisaillement pour un essai typique de Lin/Elium à $\pm 45^\circ$	136
Figure 4.6. Courbe de l'endommagement dû au cisaillement pour un pli élémentaire de Lin/Elium sur un échantillon à $\pm 45^\circ$	137
Figure 4.7. Courbe de plasticité pour le composite Lin/Elium déterminée à partir d'essais cycliques sur un échantillon à $\pm 45^\circ$	138

Figure 4.8. Comportement au cisaillement suite à un essai de traction cyclique appliqué à une éprouvette Lin/Elium à $\pm 67.5^\circ$	140
Figure 4.9. Comportement transversal suite à un essai de traction cyclique appliqué à une éprouvette Lin/Elium à $\pm 67.5^\circ$	140
Figure 4.10. Courbe de l'endommagement transverse du Lin/Elium à $\pm 67,5^\circ$	142
Figure 4.11. Comportement au cisaillement typique d'un essai de traction cyclique sur une éprouvette Lin/Elium à 45°	143
Figure 4.12. Comportement transverse typique d'un essai de traction cyclique sur un échantillon Lin/Elium à 45°	144
Figure 4.14. Maillage de l'ensemble.....	144
Figure 4.15. Simulation de l'endommagement suite à des essais d'impact sur CR-(0/90) Lin/Elium : a) 2J, b) 4J, c) 6J et d) 10J.....	146
Figure 4.16. Simulation de l'endommagement suite à des essais d'impact sur UD-0° Lin/Elium : a) 2J, b) 4J, c) 6J et d) 10J.....	147
Figure 4.17. Evolution de la force de contact en fonction du temps pour le Lin/Elium pour une énergie d'impact de 10 J.....	148
Figure 4.18. La tour de chute.....	149
Figure 4.19. Evolution de la charge en fonction du déplacement pour des essais d'impact sur les composites Lin/Elium : (a) [0]8, (b) [02/902]S.....	150
Figure 4.20. Evolution de la charge en fonction du déplacement pour des essais d'impact sur les composites Verre/Elium : (a) [0]8, (b) [02/902]S.....	151
Figure 4.21. Photographies des faces impactées et opposées pour le composite Lin/Elium.....	152
Figure 4.22. Comparaison des résultats numériques et expérimentaux pour le composite Lin/Elium UD-0°.....	153
Figure 4.23. Evolution de l'énergie absorbée en fonction de l'énergie imposée lors d'essais expérimentaux et prédictifs sur des composites Lin/Elium UD-0° et CR-0/90.....	154
Figure 4.24. Géométrie de la structure.....	155
Figure 4.25. Evolution de la charge maximale en fonction de l'énergie imposée lors d'essais expérimentaux sur des structures Oméga.....	156
Figure 4.26. Evolution de l'énergie absorbée en fonction de l'énergie imposée lors d'essais expérimentaux sur des structures Oméga.....	157
Figure 4.27. Résultat de la simulation pour la structure OMEGA à 10J.....	157
Figure 4.28. Comparaison de résultat numérique et expérimental de l'énergie absorbée en fonction de l'énergie d'impact lors d'essais impact sur des structures OMEGA.....	158

Liste des tableaux

Tableau 1.1. Composition en cellulose de quelques fibres naturelles [3].....	6
Tableau 1.2. Caractéristiques des résines thermodurcissables [16].....	10
Tableau 1.3. Caractéristiques des résines thermoplastiques [16].....	11
Tableau 2.1. Comparaison des principales propriétés mécaniques de la résine Elium et de résines Epoxy.....	39
Tableau 2.2. Propriétés mécaniques d'un composite unidirectionnel Elium/lin.....	46
Tableau 2.3. Caractéristiques en flexion 3-points du composite Lin/Elium $[0_3/90_3]_s$	75
Tableau 4.1. Propriétés en traction du composite UD-0° Lin/Elium.....	133
Tableau 4.2. Paramètres de cisaillement du modèle.....	137
Tableau 4.3. Paramètres de plasticité du modèle.....	138
Tableau 4.4. Paramètres de l'endommagement transverse.....	142
Tableau 4.5. Facteurs de couplage pour le modèle.....	142
Tableau 4.6. Facteurs de couplage obtenu par des essais sur des éprouvettes à 45°.....	145
Tableau 4.7. Paramètres de l'endommagement transverse obtenu par des essais sur des éprouvettes à 45°.....	145
Tableau 4.8. Paramètres du modèle d'endommagement pour le composite Lin/Elium.....	145

Introduction générale

Ces dernières années, les matériaux composites font l'objet d'intérêts croissants pour la conception et le dimensionnement de structures allégées et fonctionnalisées. En effet, les propriétés mécaniques des composites associées à leur faible poids permettent d'étendre leurs champs d'application pour divers secteurs industriels (le transport terrestre, l'aéronautique, l'aérospatiale, le bâtiment, ...). Ces matériaux sont généralement constitués de résines polymères renforcées par des fibres synthétiques conventionnelles. La gestion des structures à la fin du cycle de vie, l'augmentation du coût des ressources fossiles et leur disparition inévitable font apparaître l'utilisation de fibres naturelles dans l'industrie des composites comme une solution pertinente et d'avenir. Ainsi, l'industrie des matériaux composites cherche à mieux intégrer dans sa stratégie de croissance la composante environnementale du développement durable. Dans ce contexte, le développement de composites à base de ressources issues de la biomasse, à la fois pour les fibres et pour la matrice, est devenu l'intérêt de plusieurs applications industrielles. Pour cela, des composites renforcés par des fibres naturelles, plus particulièrement de fibres de lin, ont montré des propriétés spécifiques concurrentielles à celles des composites renforcés par des fibres synthétiques, en particulier la fibre de verre. Ces matériaux peuvent aussi apporter nombreuses autres fonctionnalités, comme l'isolation thermique et acoustique, l'amortissement des vibrations.

Les matériaux composites sont fortement hétérogènes et anisotropes, en particulier, les biocomposites. Ces derniers présentent une variabilité importante de leurs propriétés mécaniques résultant des dispersions dues à plusieurs facteurs, tels que le processus d'élaboration, les propriétés physiques des constituants (densité massique, taux de porosité) et en particulier, celles du renfort végétal. Du fait de la variabilité, la description des propriétés mécaniques exige une caractérisation multi-échelles dépendant essentiellement de l'échelle d'observation (macroscopique, mésoscopique et microscopique). L'analyse de ce phénomène se traduit par un classement des variables décrivant la structure selon les échelles considérées pour représenter le comportement du matériau à une échelle globale. D'autre part, l'anisotropie matérielle évolutive avec la sollicitation conditionne le comportement du composite de son état initial jusqu'à la rupture. Ainsi, il est important d'exprimer les propriétés mécaniques du matériau composite en fonction de celles de ses constituants. Entre

autre, l'emploi des biocomposites dans différents secteurs nécessite une étude plus approfondie des phénomènes liés à la plasticité, l'endommagement et la sensibilité aux conditions environnementales (température, taux d'humidité) qui conditionnent leur durée de vie au cours du chargement. Par conséquent, la maîtrise du comportement mécanique requiert la réalisation d'essais expérimentaux spécifiques en statique et en dynamique et le développement de modèles numériques prédictifs. Le but étant d'estimer les propriétés mécaniques résiduelles et de simuler la progression des mécanismes accompagnant le comportement au cours du chargement.

La présente étude considère le choix d'un composite bio-sourcé élaboré à partir de fibres de lin associées à une résine thermoplastique. L'objectif des travaux de recherche consiste à définir le comportement mécanique global, à identifier les principaux phénomènes physiques constatés puis à analyser leurs mécanismes associés. Les techniques de l'émission acoustique, l'analyse vibratoire et les observations microscopiques sont les principaux moyens techniques visés pour l'étude et la caractérisation de différentes configurations du biocomposite.

Le premier chapitre propose une étude bibliographique qui consiste à définir les matériaux composites à renfort végétal et leurs constituants ainsi que les différents procédés d'obtention des fibres et des composites. Ensuite, une revue de la littérature, concernant le comportement mécanique en statique et en fatigue des biocomposites, est introduite. Enfin, un intérêt est porté aux travaux de recherche concernant le comportement vibratoire linéaire et non linéaire.

Le deuxième chapitre présente une analyse expérimentale du comportement mécanique en statique et en fatigue des composites stratifiés unidirectionnels et croisés renforcés par des fibres de lin. L'étude en statique est basée sur des essais de traction uni-axiale permettant d'évaluer les grandeurs caractéristiques des matériaux. Les résultats obtenus ont été associés à des observations microscopiques et macroscopiques afin d'identifier les différents mécanismes d'endommagement. Entre autre, des essais complémentaires de chargements répétés progressifs, permettant de quantifier la perte de rigidité associée à différents niveaux d'endommagement dus aux chargements, ont été réalisés. La technique d'émission acoustique (EA) a été utilisée afin d'identifier et suivre les différents mécanismes d'endommagement. L'analyse et la classification des différents signaux d'EA en fonction du niveau de chargement, ont permis de définir les principales signatures acoustiques des différents modes/mécanismes d'endommagement prépondérants dans chaque type de matériau composite. Pour déterminer les performances des matériaux en fatigue, des essais cycliques à

différents niveaux de chargement ont été menés en traction et en flexion trois points en contrôlant le signal de la force. Le comportement en fatigue a été étudié à travers la perte de rigidité, l'énergie dissipée et le facteur d'amortissement. Enfin, le critère de la durée de vie (N_R) a été considéré pour tracer les courbes de Wöhler à partir des résultats donnant l'évolution de la rigidité en fonction du nombre de cycles.

Le troisième chapitre est consacré à la caractérisation de l'endommagement des biocomposites par des mesures vibratoires. Un premier protocole expérimental basé sur une analyse modale en vibrations linéaires a été développé. Cette analyse vise à suivre la variation des fréquences de résonance et des amortissements en fonction du niveau d'endommagement des éprouvettes préalablement testées à différents niveaux de chargement. Ensuite, le comportement en vibration non linéaire des biocomposites en présence d'endommagement a été évalué. Deux paramètres non linéaires élastiques et dissipatifs associés respectivement aux fréquences et aux amortissements, ont été déterminés en fonction du niveau d'endommagement pour les six premiers modes de flexion. Une étude de sensibilité est proposée à l'issue de l'analyse approfondie et la discussion des résultats obtenus lors de ce chapitre. Il ressort que la méthode de résonance non linéaire apparaît plus sensible à la présence des dommages que la méthode de résonance linéaire.

Le quatrième chapitre présente une modélisation multi-échelles du comportement mécanique global du matériau. Cette modélisation est basée sur l'intégration de la cinétique de la dégradation, de la variabilité et de l'hétérogénéité du biocomposite. Ensuite, une identification des différentes variables qui traduisent l'effet des mécanismes d'endommagement dans le modèle est effectuée à partir de multiples essais expérimentaux. Enfin, une corrélation des résultats d'essais d'impact à basses vitesses/énergies avec ceux obtenus par des simulations numériques prédictives est proposée et discutée.

Finalement, une conclusion générale, dans laquelle on rappelle le cadre de l'étude et les principaux résultats obtenus sur le comportement mécanique des biomposites Lin/Elium, est présentée. Des perspectives sont proposées pour la continuation de ce travail de recherche.

Chapitre 1. Etude bibliographique

Résumé

Ce chapitre présente une revue de la littérature concernant les matériaux bio-sourcés. Tout d'abord, il convient de définir les différents constituants et les méthodes de mise en œuvre correspondantes. Ensuite, un état de l'art portant sur la caractérisation mécanique en statique et en fatigue de ces matériaux, est proposé. Plusieurs paramètres pouvant influencer le comportement des composites à renfort végétal sont étudiés ; tels que l'orientation des fibres, la qualité d'interface ainsi que l'architecture du renfort dans le composite. D'autre part, il est démontré que les bio-composites offrent une grande capacité d'amortissement des vibrations. Cet aspect est démontré dans des travaux issus de la littérature. Finalement, certains modèles permettant d'établir une loi de comportement pour les matériaux composites ont été présentés.

1.1. Introduction

En raison de leur faible densité, leur facilité de mise en œuvre et leur capacité d'absorption de chocs, les matériaux composites représentent une réelle alternative pour les matériaux métalliques. Ces matériaux sont basées, généralement, sur une matrice polymère et un renfort fibreux. Dans ce champ et selon l'application, on distingue deux catégories : des composites à fibres courtes et d'autres à fibre longues. Pour des raisons écologiques d'environnement et de développement durable, les bio-composite suscitent plus d'intérêt ces dernières années. Ces matériaux sont à base des constituants naturels ou bio-sourcés tels que les fibres végétales. En effet, l'objectif de cette étude est en particulier de développer des composites à base de fibres naturelles, le lin. La nature de la matrice, la longueur des fibres, leurs orientations, leurs fractions massiques et le procédé de fabrication, sont des facteurs influents sur le comportement mécanique des composites en particulier après la phase élastique.

Dans ce chapitre, un état de l'art sur les bio-composites et leurs constituants est présenté. Tout d'abord, une étude globale sur les fibres végétales est établie. En particulier, leurs constitutions et la manière d'extraction. Ensuite, les différentes méthodes de traitement des fibres sont citées. Le rôle du traitement est d'assurer une bonne compatibilité entre le renfort et la matrice. Plusieurs méthodes de mise en œuvre des composites sont aussi détaillées. Pour cela, une revue bibliographique est réalisée pour mettre en valeur le comportement en statique et en dynamique des bio-composites en fonction de différents facteurs. Par la suite l'accent est mis sur le comportement vibratoire des composites. Finalement, ce travail présente les différentes méthodes de modélisation multi-échelles des matériaux qui conduisent à la description de l'endommagement.

1.2. Les fibres naturelles

Les fibres naturelles trouvent beaucoup d'applications dans le domaine du textile (habillement, ameublement). Vu leurs propriétés mécaniques spécifiques et leur caractère renouvelable, elles trouvent des débouchés dans d'autres secteurs d'activité industrielle (emballage, automobile). Plusieurs types de fibres naturelles d'origine végétale sont utilisés dans le monde des matériaux composites. Les fibres les plus usuelles sont: le chanvre, le lin, le jute, le kenaf, le sisal, la ramie et le palmier.

Les fibres végétales sont divisées en trois catégories [1] :

- les fibres de graines ou de fruits : le coton et le coco...
- les fibres de feuilles : le sisal, l'abaca et l'alfa...

- les fibres libériennes ou fibres de tige : le lin, le jute, le chanvre et la ramie...

1.2.1. Composition chimique des fibres naturelles

Les constituants majoritaires des fibres naturelles sont : la cellulose, les hémicelluloses et la lignine. D'autres composantes comme les pectines, les protéines, l'amidon et des sels inorganiques sont présents en faibles quantités [2]. En effet, la fibre elle-même se présente sous la forme d'un bio-composite multicouches dans lequel la lignine joue le rôle d'une matrice enrobant la cellulose qui apporte la rigidité.

1.2.1.1. La cellulose

La cellulose est la composante protectrice de la fibre. Elle est présente avec un taux qui dépasse, généralement, le 50%. Le tableau 1.1 illustre le pourcentage de cellulose pour quelques fibres végétales.

Tableau 1.4. Composition en cellulose de quelques fibres naturelles [3]

Fibre	% de cellulose
Coton	> 90,0
Jute	64,4
Chanvre	55,0
Lin	64,1
Ramie	68,6

1.2.1.2. Les hémicelluloses

Les hémicelluloses sont caractérisées par des masses molaires beaucoup plus faibles par rapport à la cellulose. Leur rôle consiste à assurer une bonne qualité d'interface entre la cellulose et la lignine [2]. En revanche, elles sont sensibles aux solutions alcalines diluées qui provoquent leurs solubilités.

1.2.1.3. La lignine

La troisième composante est la lignine qui représente la deuxième macromolécule qui caractérise les fibres végétales. Il s'agit d'un polymère ayant une structure très complexe qui dépend de l'âge, l'espèce et les conditions climatiques. La lignine est liée au polysaccharide par des liaisons covalentes qui améliorent le caractère adhésif de l'interface entre cette matrice et les fibres celluloses.

1.2.2. Extraction des fibres naturelles

Cette première étape consiste à mieux déliébrer les fibres. Il y a plusieurs méthodes d'extractions suivant le type de plante et la nature de fibres (courtes ou longues). Dans plusieurs applications, on utilise des machines décortiqueuses pour les fibres longues, essentiellement pour les fibres de feuilles (figure 1.1).

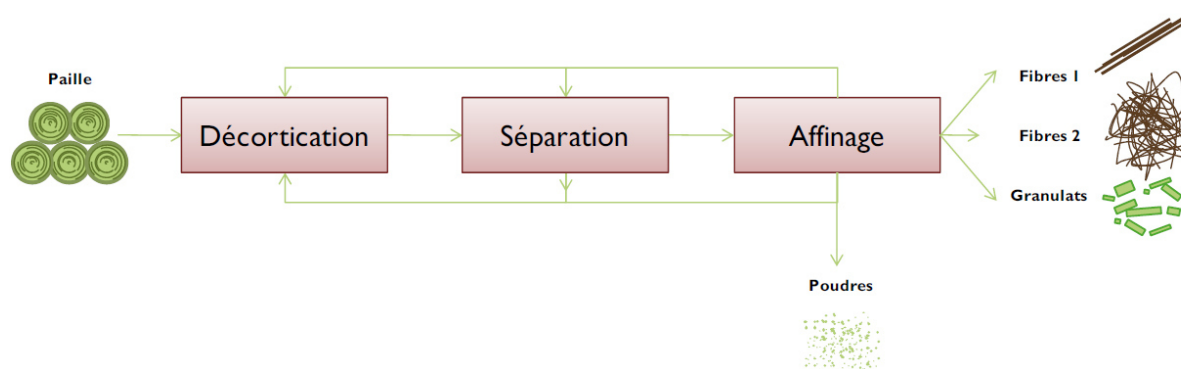


Figure 1.1. Processus générique d'extraction des fibres végétales [4]

L'extraction des fibres de lin s'effectue suite à deux étapes principales. En effet, après la récolte des pailles de lin par arrachage, une première étape est appliquée. Il s'agit du rouissage qui consiste à étaler les fibres sur le sol du champ pendant une durée déterminée. Le but de cette étape est de dissocier la partie externe de la paille qui va subir une dégradation suite à une alternance entre l'humidité, le soleil et le vent. La deuxième étape est le teillage au cours de laquelle les pailles rouies seront broyées et battues. Cela permet d'avoir des fibres longues dite lin teillé et des fibres courtes appelées étoupes.

1.2.3 Modification chimique des fibres naturelles

Les fibres naturelles sont de nature hydrophiles. Cela pose un problème de compatibilité avec les matrices polymères qui sont en général hydrophobes. Pour remédier à ces limitations, on doit modifier et contrôler l'interface, ou bien agir soit sur la matrice polymère soit sur les fibres. Dans la plupart des cas, les fibres subissent des traitements par des méthodes chimiques : imprégnation, greffage, et des méthodes physiques : traitements thermiques, corona, plasma [3].

1.2.3.1. Traitements des fibres naturelles par des méthodes physiques

Afin d'assurer une forte adhésion entre la fibre et la matrice et une absorption limitée de l'eau par les fibres, Gouanvé et *al.* [5] ont appliqué le traitement autoclave à la vapeur d'eau pour réduire la sensibilité des fibres à l'eau ainsi que le traitement par plasma froid pour améliorer l'adhésion fibre/matrice.

➤ Traitement autoclave

Ce procédé a été développé sur les fibres de lin par la compagnie CERES B. V (Wageningen, Pays-Bas) [6]. C'est un traitement qui consiste à mettre les non-tissés de fibres de lin, pendant un temps bien définis, en présence de vapeur d'eau saturante, à une température légèrement supérieure à 130°C en assurant une tension de vapeur est de 2 bar. Cette étape est suivie d'une opération de séchage à température ambiante, ensuite elle est mise à une température d'environ 130°C pendant 2 heures.

➤ Traitement plasma froid

Ce traitement sert à modifier la surface des fibres en gardant ses propriétés intrinsèques. Cette technique est basée sur l'utilisation du gaz plasmagène hélium He. Dû à sa nature, ce gaz permet d'introduire des radicaux libres à la surface sans apporter de nouvelles fonctionnalités. Les paramètres optimaux de la phase plasmagène correspondent à une puissance de 50 W et un temps de traitement de 5min [5].

1.2.3.2. Principales modifications chimiques de surface des fibres lignocellulosiques

La modification chimique des fibres naturelles consiste à modifier la cellulose qui représente le constituant majoritaire. La plupart des travaux de traitement des fibres naturelles sont basés sur les solutions alcalines qui permettent d'avoir une meilleure qualité de l'interface fibre/matrice et garder les caractéristiques mécaniques des fibres. D'autres traitements supplémentaires peuvent être appliqués pour améliorer l'adhésion entre fibre et matrice.

➤ Traitement par les alcalins : Activation des fibres

Les fibres sont traitées avec une solution de NaOH (10%) durant une heure. Elles sont ensuite rincées avec de l'eau distillée contenant un peu d'acide acétique. Après, les fibres sont séchées à l'air. Ce traitement améliore les caractéristiques adhésives des fibres en éliminant toutes les impuretés.

Pour optimiser l'interface fibre de lin/résine polyester insaturée dans des composites, Balnois et *al.* [7] ont traité les fibres de lin par des traitements successifs : à base de soude (10g/l), d'anhydride acétique et d'acide formique. Cela augmente les propriétés d'adhésion fibre/matrice. Ils en résultent des fibres de lin avec des surfaces de fibres plus lisses.

Bledzki et *al.* [8] ont trouvé la meilleure méthode de traitement. Elle consiste à appliquer une concentration en NaOH de 22% sur des fibres de chanvre et une concentration en NaOH de 29% sur les fibres de lin. Le traitement alcalin des fibres a également permis l'augmentation

de la cristallinité en pourcentage [9] et l'alignement moléculaire de la cellulose. Par la suite, la résistance de la fibre est améliorée en éliminant les substances non cellulosiques amorphes.

Pour évaluer l'influence du traitement alcalin sur les propriétés mécaniques du composite époxy-fibre de jute, Gassan et *al.* [10] ont appliqué un traitement de 26% NaOH pendant 20min à une température de 20°C. Les résultats sont illustrés dans la figure suivante :

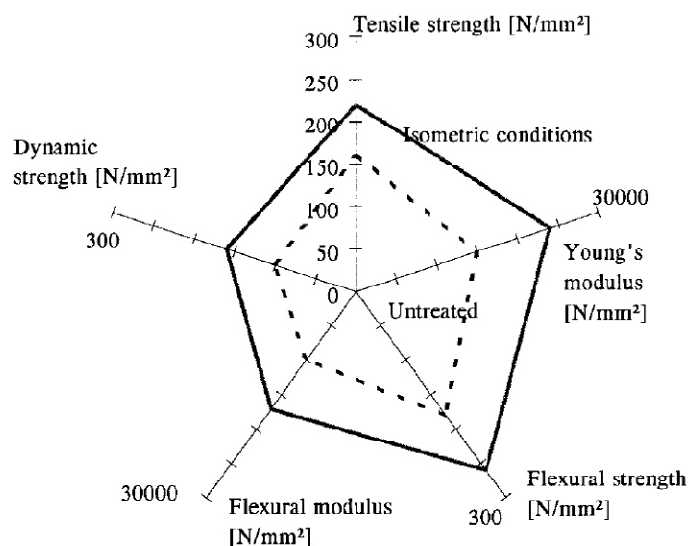


Figure 1.2. Influence du traitement NaOH sur les propriétés mécaniques de composites jute/époxy ($V_f=40$ vol%), [10].

➤ Traitement enzymatique

Les enzymes sont des protéines qui font partie des micro-organismes, des animaux, des plantes, et des hommes. Elles sont des catalyseurs biologiques. Chaque enzyme catalyse une réaction ou un substrat spécifique.

Plusieurs chercheurs ont utilisé des enzymes pour extraire les fibres de chanvre, de lin et de coton [11-14]. Après nettoyage par pectinase, les fibres de lin obtiennent une structure de cellulose quasiment intacte. Ce traitement surmonte le processus alcalin des fibres puisqu'elle permet d'avoir une perte plus faible de poids et une meilleure résistance.

Les fibres non traitées sont de bonnes propriétés mécaniques, mais une fois incorporées dans une matrice, deviennent moins intéressantes par rapport aux fibres traitées en terme de propriétés mécaniques globales du composite.

1.3. La matrice

La matrice représente une autre composante très importante d'un matériau composite. Il s'agit d'une structure organique légère et déformable. Ses rôles principaux sont la protection des

fibres, la distribution équilibrée de la charge mécanique sur les renforts et l'homogénéisation du composite. Le type de matrice peut modifier les propriétés mécaniques globales du composite : module d'élasticité, résistance mécanique et ténacité.

En général, on distingue deux types de matrices polymères : les matrices thermodurcissables et les matrices thermoplastiques.

1.3.1. Matrices thermodurcissables

Les polymères thermodurcissables sont des polymères infusibles et insolubles. Ils ne peuvent être utilisés qu'une seule fois et après traitement thermique.

Ils sont très utilisés en raison de leurs caractéristiques thermomécaniques élevées. Les principaux sont les polyesters insaturés et les résines époxydes.

Les polyesters insaturés sont très employés pour usage techniques grâce à leur excellent compromis coût/performance. Pour les applications aéronautiques, ce sont les résines époxydes qui sont les plus employées [15]. Le tableau 1.2 résume les propriétés mécaniques et physiques des résines thermodurcissables les plus utilisées.

Tableau 1.5. Caractéristiques des résines thermodurcissables [16]

Résine	densité ρ	E (GPa)	σ_r (MPa)	T_{max} (°C)
Époxyde	1,2	4,5	130	90-200
Uréthane	1,1	0,7-7	30	100
Polyester insaturé	1,2	4	80	60-200
Urée Formaldéhyde	1,2-1,5	6-10	40-80	140
Phénol Formaldéhyde	1,1-1,3	3-4	35-60	80-300

1.3.2. Matrices thermoplastiques

Les matrices thermoplastiques présentent beaucoup d'avantages par rapport aux matrices thermodurcissables :

- ✓ Facilité de stockage sous forme de semi produits à température ambiante.
- ✓ Possibilité de recyclage.
- ✓ Des cycles de transformation plus courts ;
- ✓ Possibilité de réparation
- ✓ Une meilleure tenue à la fatigue.

On pourra les diviser en trois groupes :

- ✓ les polymères de grande diffusion comme le polypropylène
- ✓ les polymères techniques comme les polyamides, les polyesters thermoplastiques...

✓ les polymères de haute performance pour des applications aéronautiques comme le PEEK, le PPS, le PEI et le PES.

Certains polymères thermoplastiques peuvent résister à des températures élevées. Cependant, la mise en œuvre est réalisée en général par thermo-compression à chaud ou bien par injection à haute pression. Les thermoplastiques sont utilisés fréquemment sans renfort [17]. Le tableau 1.3 résume les propriétés des résines thermoplastiques les plus utilisées.

Tableau 1.6. Caractéristiques des résines thermoplastiques [16]

<i>Polymère</i>	<i>T_g (°C)</i>	<i>T_f (°C)</i>	<i>Densité ρ</i>	<i>σ_r (MPa)</i>	<i>E(GPa)</i>
PP	5	165	0,92	30	1,2
PLA	50-60	150	**	40-60	3-4
HDPE	-100	134	0,95	28	1,1
PVC	75-105	160-220	1,39	58	2,9
PS	90-100	-	1,05	55	3,2
PET	70	255-265	1,30	47	2,6
ABS	90-120	-	1,05	50	2,5

De nombreux additifs entrent dans la composition finale des matières polymériques pour faciliter leur mise en forme, améliorer ou adapter leurs propriétés mécaniques, électriques ou thermiques, améliorer l'aspect de surface ou bien diminuer le prix de revient du polymère transformé.

1.4. Le composite matrice polymère / fibre naturelle

Les biomatériaux constituent un nouveau débouché pour les fibres naturelles plus particulièrement les fibres de lin. Ils sont établis aujourd'hui sous des objets variés tels que des hélices, des tableaux de bord ou des matériaux d'emballage [18]. Plus généralement, dans le domaine d'automobile, on trouve des structures qui contiennent plusieurs kilos de bio-composites à base de fibres végétales comme le chanvre, le lin ou le sisal : accoudoirs, dossier de siège, tablettes arrière... [19]. L'élaboration de matériaux composites renforcés par des fibres naturelles se fait au moyen plusieurs techniques dont les plus utilisées:

➤ Le moulage par compression: La compression fait généralement appel à des feuilles pré-imprégnée de non-tissé, ou mat, composées de fibres végétales. Pour imprégner les fibres, on prépare la séquence d'empilement désirée sur une presse à plateaux chauffants, en ajoutant une quantité de la résine entre les plis qui est sous forme de films. Ensuite la phase de compression est réalisée. Cependant, cette technique ne permet pas d'avoir de grandes structures ou bien de formes complexes.

- Le moulage par injection : le procédé est avantageux par rapport au moulage par compression. C'est la technique qui convient le plus pour les fibres végétales courtes, en les associant à des thermoplastiques, initialement sous la forme de granules, comme le PP, PEHD ou ABS [20-21]. Un mélange de résine fondu avec des additifs qui sont généralement sous forme de fibres courtes ou bien des particules est comprimé à l'aide d'une vis sans fin qui par la suite permet l'injection de la matière dans un moule. La technique convient bien aux pièces de structures et aux pièces techniques avec une grande cadence.
- Le moulage par transfert de résine RTM: cette technique est utilisée en particulier pour les résines thermodurcissables. Elle consiste en l'injection de résine liquide à basse pression en amont et en contrôlant le vide à l'aval, dans un moule compacté contenant le renfort fibreux. Ensuite, le produit polymérise dans le moule, suivi d'une étape de post-cuisson. Tous les modes classiques de renforts (unidirectionnels, mats à fibres longues ou courtes ...) peuvent être utilisés en RTM [22-23].

1.5. Comportement mécanique des composites stratifiés en statique

1.5.1. En traction

Les composites à renfort naturels montrent un comportement très différent de ceux des composites à base de fibres synthétique. En effet, de nombreux travaux ont été élaborés dans le but de spécifier les propriétés mécaniques des bio-composites. Ainsi, Assarar et *al.* [24] ont étudié le comportement d'un composite unidirectionnel (UD) en lin/époxy, sollicité en traction suivant la direction des fibres. Ils ont remarqué que le résultat présente un comportement non-linéaire. A partir de la courbe de réponse contrainte-déformation, ils distinguent deux phases : une première phase considérée linéaire et élastique suivie par une deuxième phase qui représente 70 % de la courbe. La liaison de ces deux parties s'effectue autour d'un point caractéristique appelé «coude» qui prend lieu autour de 0,3% de déformation. Dans le même cadre, Poilane et *al.*[25] et Monti et *al.* [26] ont trouvé un comportement similaire à celui-ci en travaillant sur des composites à base de fibre de lin. Cette bilinéarité est caractéristique des composites à base de fibres longues de lin qui reflète la particularité de la fibre elle-même et sa microstructure complexe. Tous les travaux cités invoquent une grande variabilité au niveau des caractéristiques mécaniques des composites à base de fibres naturelles. Coroller et *al.* [67] ont comparé les propriétés en statique du verre/Epoxy et Lin/Epoxy. Les résultats sont donnés par la figure 1.3 :

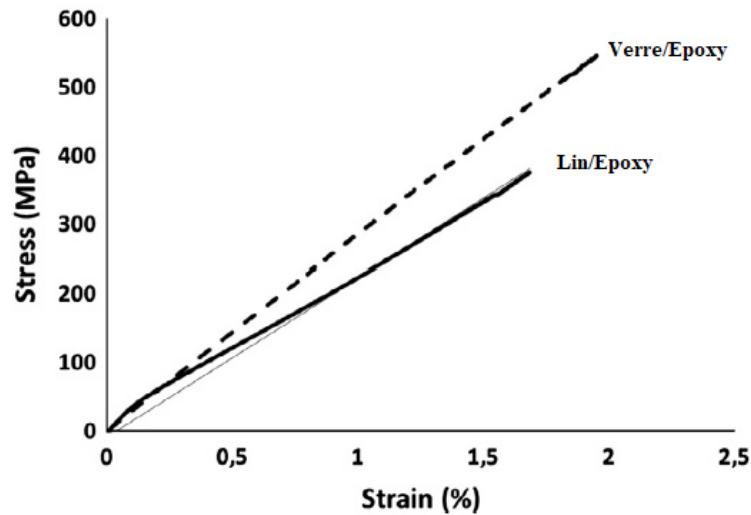


Figure 1.3. Comportement en traction des composites : Verre/Epoxy et Lin/Epoxy [67]

1.5.2. En flexion

L'étude du comportement en flexion des composites permet d'identifier leur comportement mécanique et leur adéquation pour certaines applications. En effet, durant ces dernières années, des recherches ont été établies pour la caractérisation mécanique en flexion des composites à base des fibres naturelles et plus particulièrement ceux renforcés par des fibres de lin [27-31], [32].

Dans ce contexte, Di Bella et *al.* [29] ont étudié le comportement de tissus de lin incorporés dans une matrice époxy. Les résultats ont été interprétés par le biais de la courbe contrainte-déformation. Cela permet de distinguer trois phases. La première est considérée linéaire élastique, ensuite la réponse se transforme en une phase non-linéaire, due au réarrangement des micro fibrilles. Enfin la contrainte reste stable jusqu'à la rupture. Ce comportement est retrouvé au cours des travaux réalisés par Daoud et *al.* [33] sur le composite lin/greenpoxy (figure 1.4).

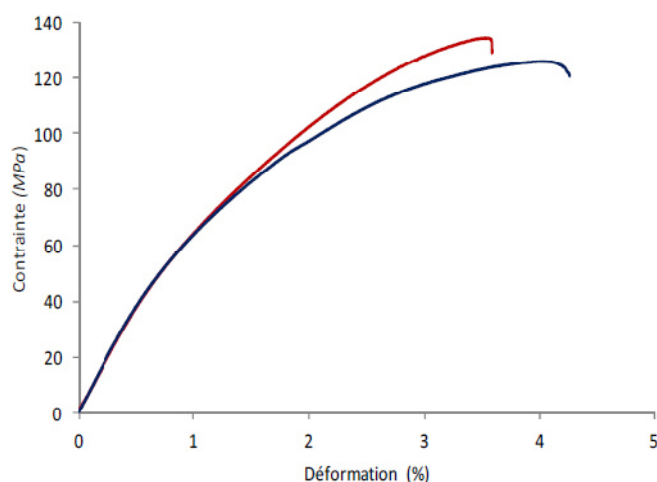


Figure 1.4. Courbe de contrainte-déformation pour un essai flexion 3-points appliqué au composite lin/greenepoxy [33]

1.5.3. En cisaillement

Le comportement en cisaillement est réalisé, généralement, par des essais de traction sur des composites ayant un empilement de $[\pm 45]$. Dans ce contexte, Liang et *al.* [34] ont étudié le composite lin/Epoxy. La réponse contrainte-déformation révèle un comportement non linéaire. Ce type d'essai permet d'évaluer la qualité de l'interface fibre-matrice au sein de composite. Les auteurs ont également étudié l'effet de la température (figure 1.5). D'autres techniques permettent d'étudier l'interface. En effet, Baley et *al.*[35] ont étudié le comportement mécanique en cisaillement du lin/polyester par la méthode pull-out ou de la microgoutte. Cela consiste à tester une mèche de fibre de lin incorporée dans une gouttelette de résine de polyester. Les résultats ont montré des propriétés similaires à celles des fibres de verre.

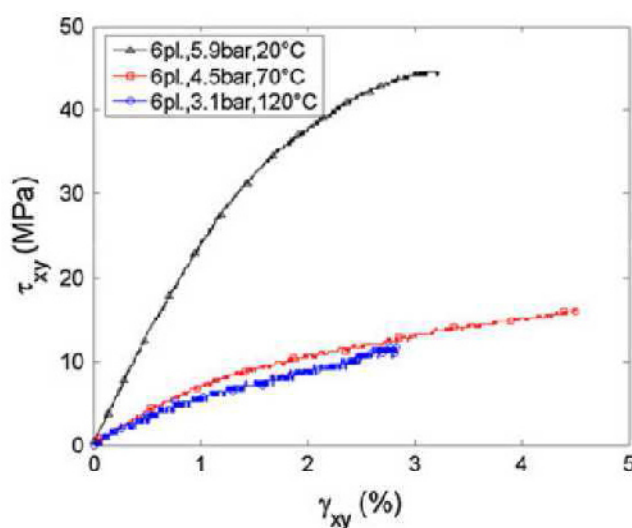


Figure 1.5. Effet de la température sur le comportement en cisaillement du composite lin/époxy [35]

1.5.4. En compression

Plusieurs travaux ont été élaborés pour caractériser le comportement en compression statique des bio-composites. Dans ce cadre, Baley et al.[36] ont présenté une étude détaillée développée sur des composites unidirectionnels renforcés des fibres végétales. Ils ont étudié l'influence du type de fibre (jute ou lin), du polymère (PP, PP / MAPP, PA11, époxy ou acrylique) et de la fraction volumique du renfort. Les résultats obtenus pour les composites renforcés par le lin montrent que pour les petites déformations, le module de compression est très similaire au module de traction, malgré que la résistance en compression est faible. Aussi, ils ont noté que le micro flambage des fibres est le mécanisme le plus important qui contribue à la rupture. Cela permet de mettre en évidence l'influence du taux de fibre pour la résistance à la compression. En augmentant la fraction volumique du lin, le composite présente une meilleure tenue mécanique (figure 1.6).

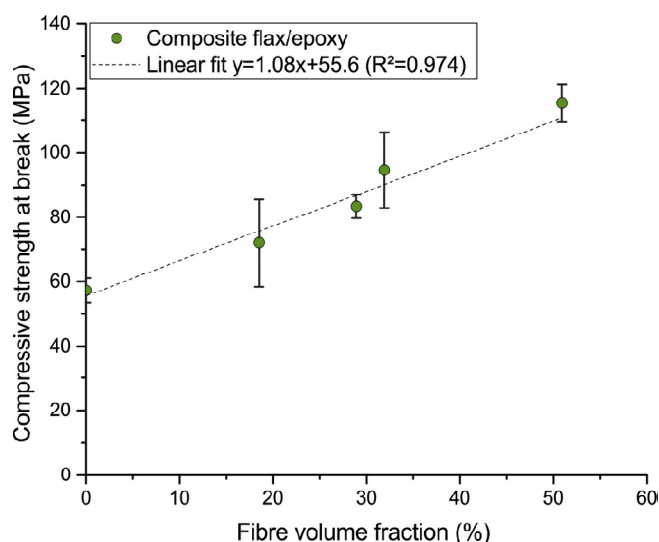


Figure 1.6. Effet de la fraction volumique de fibre sur la résistance en compression pour le composite lin/époxy [36]

1.6. Fatigue des composites à base de fibre naturelle

L'évaluation des propriétés mécaniques en fatigue des bio-composites à renforts végétaux se trouve dans pas mal de sujet de recherche. En effet, la plupart des études concernent les composites synthétiques.

Le phénomène de fatigue est défini par la dégradation progressive d'une structure soumise à des chargements fluctuants ou répétées, qui engendre l'apparition et le développement de fissures qui amènent à la ruine par rupture brutale des structures. Avec l'intérêt croissant au potentiel des bio-composites à renforts naturels dans des applications structurelles, l'étude du comportement en fatigue s'avère fondamental pour étendre leur champ d'applications.

Plusieurs chercheurs se sont penchés sur l'étude du comportement mécanique en fatigue des composites à base de fibres naturelles.

1.6.1. Principe de l'essai de fatigue

On peut étudier la tenue en fatigue sous différents aspects :

- En fonction de l'amplitude d'une part, telle que la fatigue vibratoire (solllicitations faibles mais à des fréquences assez élevées), la fatigue plastique ou oligocyclique (à faibles fréquences mais à fortes solllicitations)
- En fonction du mode de sollcitation d'autre part, comme la traction, flexion, torsion, compression, complexe...

Les essais en fatigue sont générés, soit à force imposée, soit à déplacement imposé. En général, l'essai à contrainte imposée est très couramment utilisé car de nombreuses structures subissent des efforts plutôt que des déplacements. Les différents paramètres considérés pour caractériser un chargement en fatigue sont représentés sur la figure 1.7. Le chargement est essentiellement déterminé par l'amplitude de contrainte cyclique σ_a et la contrainte moyenne σ_m , définies comme suit:

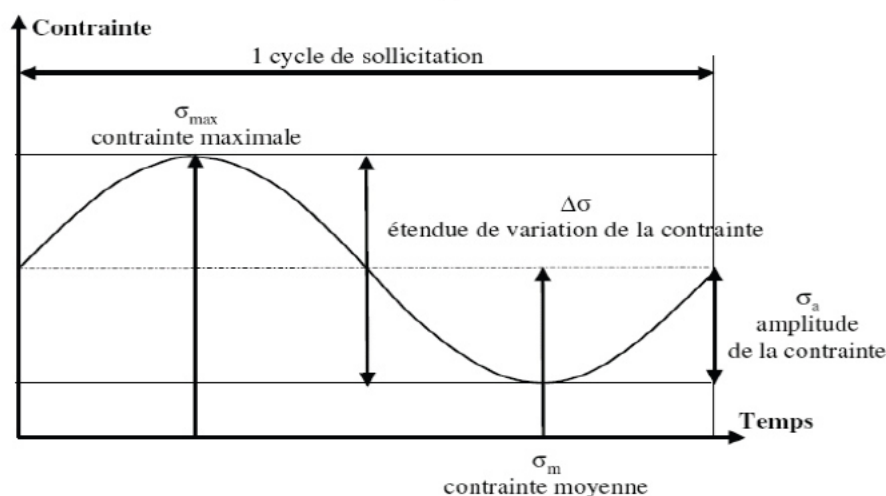


Figure 1.7. Cycle de sollicitation en fatigue

Les essais de fatigue en traction peuvent être réalisés selon la norme ISO 13003. Les essais de fatigue pour les bio-composite à renfort végétal sont souvent contrôlés en charge et à basse fréquence (1 Hz). Ces conditions permettent d'éviter tout effet secondaire dû essentiellement à l'échauffement du matériau. Plusieurs niveaux de chargements sont identifiés en fonction de la contrainte ultime déterminée par un essai de traction quasi statique. Les résultats des essais de fatigue sont souvent présentés sous la forme d'un diagramme S-N (courbe de Wöhler) qui représente le nombre de cycles nécessaires pour amener la rupture de l'éprouvette en fonction

de la contrainte cyclique, laquelle peut être représentée par son amplitude, son maximum ou son minimum. Chaque courbe du diagramme est établie pour une contrainte moyenne constante.

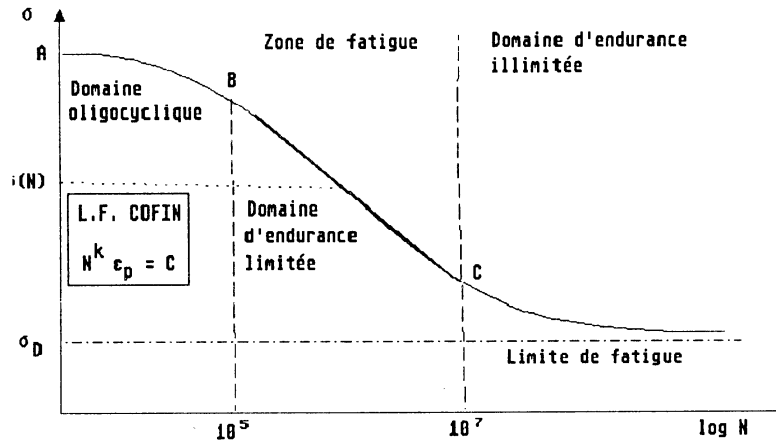


Figure 1.8. Principales zones de la courbe de Wöhler

En appliquant le principe de Wöhler, la courbe d'endurance peut être représentée par une droite de régression:

$$\log N = a - b \cdot \sigma \quad (1.1)$$

N représente le nombre de cycles à rupture. a et b sont les paramètres intrinsèques du matériau déterminés par l'expérience. σ est la contrainte maximale appliquée.

Basquin a proposé en 1910 une relation de la forme :

$$\log N = a - b \cdot \sigma \quad (1.2)$$

Soit encore :

$$N \sigma_B = A \quad (1.3)$$

Ces relations assimilent la zone d'endurance limitée à une droite qui ne tend pas vers une limite σ_D lorsque N_R augmente pour décrire la zone d'endurance illimitée. Pour prendre en compte la courbure et l'asymptote horizontale (limite d'endurance), Stromeier [37] a proposé en 1914 :

$$\log N = a - b \log (\sigma - \sigma_D) \quad (1.4)$$

1.6.2. Comportement d'une fibre végétale soumise à des sollicitations cycliques

Des essais de traction répétée en charge-décharge, réalisés par Baley [35], sur une fibre de lin montrent que la rigidité augmente pendant l'essai en fonction du nombre de cycle (figure

1.9.(a)). En revanche, le même type d'essai a été réalisé sur des fibres de verre E. Le résultat montre que la rigidité relative à la fibre synthétique demeure constante (figure 1.9.(b)). L'augmentation de la rigidité de la fibre de lin avec le nombre de cycle peut s'expliquer par une réorientation des fibrilles de cellulose. Initialement, l'angle fibrillaire de la couche S2 (qui représente 80% du volume de la fibre) de la paroi secondaire est de 10° [35].

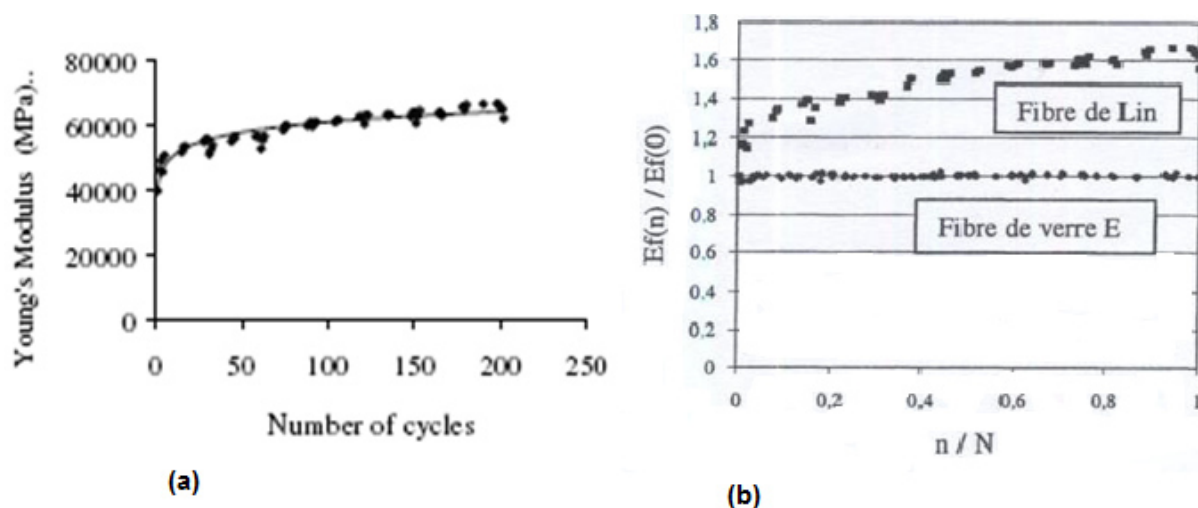


Figure 1.9 : (a) Evolution du module d'une fibre de Lin soumise à des sollicitations cycliques, (b) comparaison avec la fibre de verre [35]

1.6.3. Comportement du bio-composites en fatigue

Le comportement en fatigue dépend de plusieurs paramètres du composite : La nature de la fibre (courte ou longue), la fraction volumique de la fibre, la qualité d'interface fibre/matrice et la technique de mise en œuvre ...

➤ Effet de traitement des fibres

Le traitement des fibres est une opération indispensable pour la mise en œuvre des bio-composites, afin d'assurer une bonne qualité d'interface fibre-matrice et par la suite une amélioration au niveau de propriétés mécaniques, cela a été remarqué par plusieurs auteurs lors d'essais de traction. Pour l'essai de fatigue, plusieurs recherches ont été développées pour quantifier l'effet de traitement des fibres.

ARNOLDN et al. [38], lors des essais de fatigue réalisés sur des composites à base de fibre de sisal, ont trouvé que l'influence du traitement des fibres par une solution alcaline est importante pour les contraintes de sollicitation élevées tandis que pour des niveaux de contraintes faibles, l'effet de traitement est négligeable (figure 1.10).

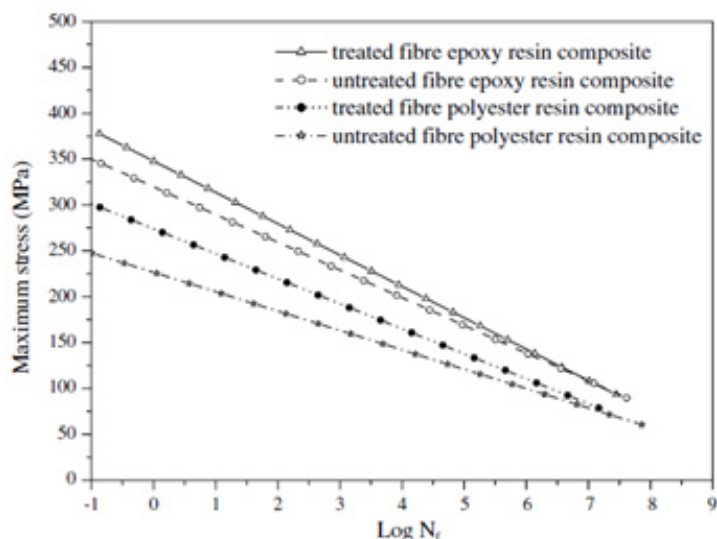


Figure 1.10: Courbes S-N de composites à base de fibres de sisal traités et non traités [38] Shah et *al.*[39] concluent que les fibres traitées (fibres ayant les meilleures caractéristiques mécaniques) ont le même taux de régression de contrainte au niveau de la courbe S-N. Notons que les essais ont été réalisés sur deux configurations de fibres de lin dont l’une possède une contrainte maximale de rupture plus de 40% par rapport à l’autre (figure 1.11).

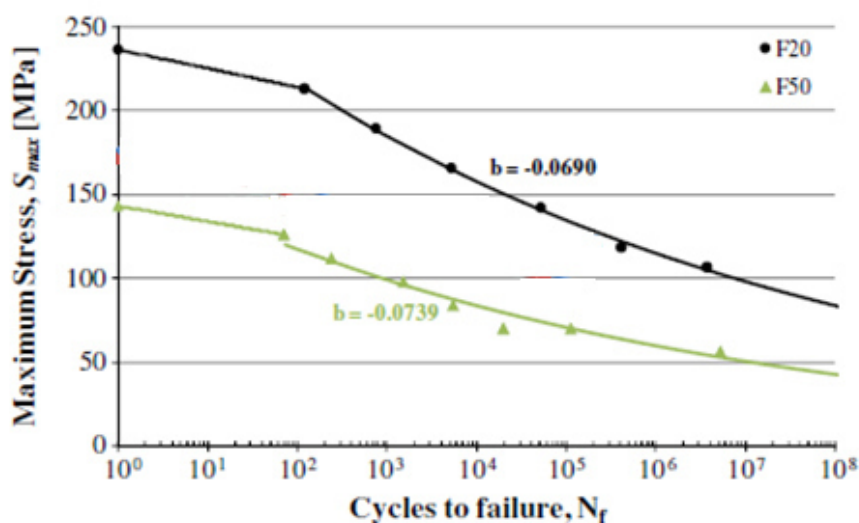


Figure 1.11. Effet de traitement des fibres sur le composite lin/polyester (F20 bien traité que F50) [39].

Pour étudier l'effet de traitement de surface des fibres de chanvre sur les propriétés de fatigue de composite à matrice polyester insaturé, Shahzad et *al.* [40] ont traité les fibres par diverses concentrations de NaOH. La comparaison des courbes S-N (figure 1.12) montrent une

amélioration mesurable de la résistance à la fatigue des matériaux composites à base de fibres traités par des solutions de 1% à 5% de NaOH. Par contre, suite à un traitement de la fibre par des concentrations de NaOH supérieur à 10%, la résistance à la fatigue diminue jusqu'à environ atteindre le même niveau donné par des fibres non traitées.

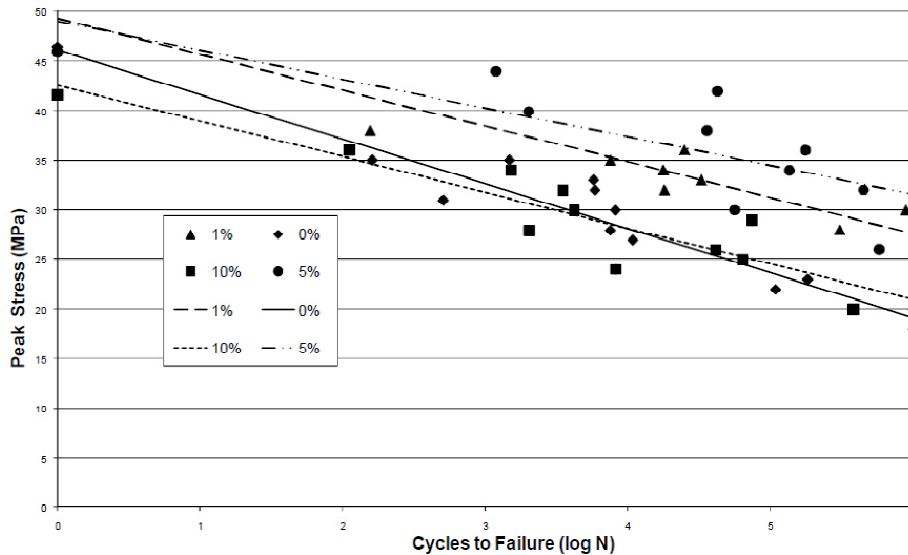


Figure 1.12: Courbes S-N de composites à base de chanvre: effet de traitement alcalin [40]

Gassan [41] a montré que, sous une sollicitation de fatigue en mode de traction-traction, une meilleure interface fibre/matrice conduit à un module dynamique élevé et à une réduction de la dégradation de la rigidité pour un nombre croissant de cycles à la rupture et pour des contraintes maximales appliquées.

- Effet de fraction volumique de fibres

La plupart des travaux réalisés dans le but de quantifier l'effet de la fraction volumique de fibre montre que l'augmentation du taux de fibre mène non seulement à une meilleure valeur de la contrainte maximale de rupture en essai de traction simple, mais aussi à une meilleure résistance à la fatigue.

Pour interpréter l'effet de la fraction volumique sur le comportement en fatigue de composites, Shah et *al.* [39] ont mené des essais de fatigue sur le composite jute/polyester à quatre fractions volumiques différentes. Le résultat est décrit par la figure 1.13 : plus la fraction est grande, plus le comportement en fatigue est favorable.

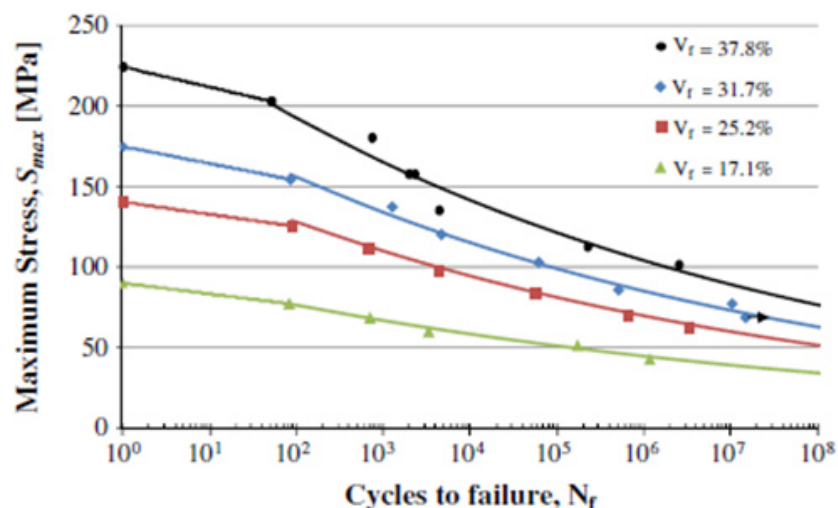


Figure 1.13: Courbes S-N de composite jute/polyester à différentes fractions volumiques [39]

On peut aussi distinguer l'effet de la fraction volumique en se référant à la micrographie présentée par la figure 1.14. Il y a deux comportements différents : pour l'échantillon qui contient la fraction de fibre la plus petite, la rupture est de type fragile tandis qu'au cours de l'essai appliqué sur l'autre échantillon, avec une fraction volumique plus importante, on enregistre des délaminages avant la rupture.

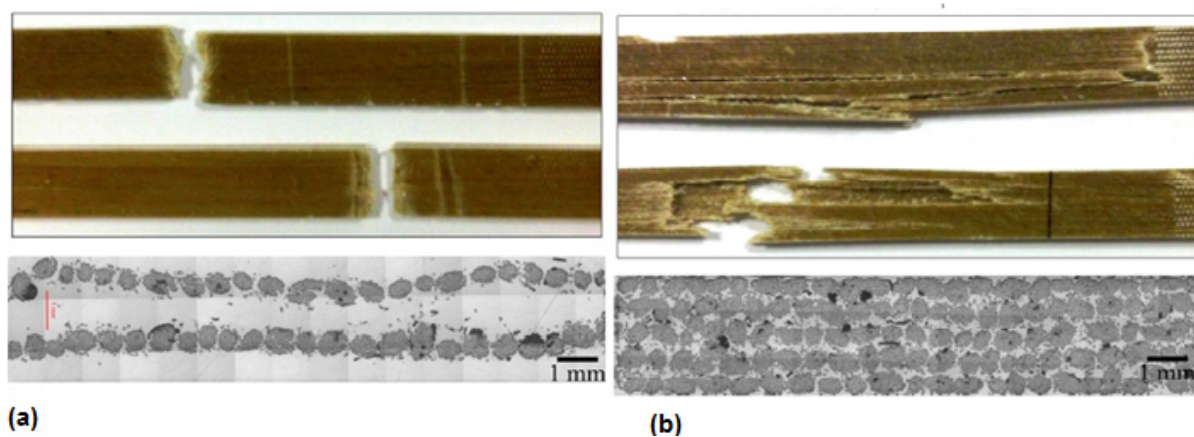


Figure 1.14. Micrographies de ruptures de composite jute /polyester suite à un essai de fatigue traction-traction a) $V_f=17\%$ b) $V_f=38\%$ [39].

- Effet de l'architecture de fibre

Pour les stratifiés la direction de fibre a un effet important sur le comportement en fatigue. Liang et al. [42] ont montré à l'aide des essais de fatigue sur des composites stratifiés en lin/époxy à $[0/90]_{3S}$ et $[\pm 45]_{3S}$ que les comportements en fonction du nombre de cycles, de

stratifiés à $[0/90]_{3S}$ et $[\pm 45]_{3S}$ est linéaire. Les éprouvettes à $[\pm 45]_{3S}$ peuvent résister à plus de 2×10^6 cycles sous un chargement au moins égale à 50% UTS.

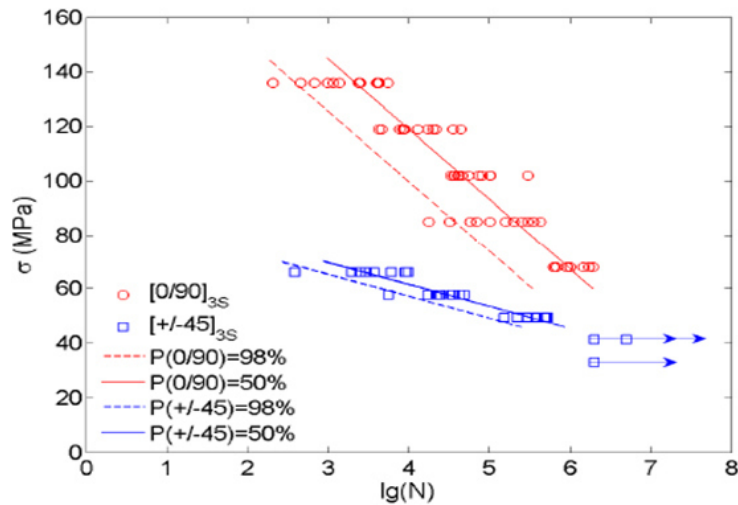


Figure 1.15. Courbes S-N de $[0/90]_{3S}$ et $[\pm 45]_{3S}$ lin/époxy composite [42]

Shah et *al.*[39] ont mené des essais de fatigue traction-traction sur 3 architectures de composites lin/polyester : 2 uni-axial ($[0]_4$ $[90]_4$) et 1 bi-axial ($[\pm 45]_4$) (figure 1.16). L'analyse confirme les résultats trouvés précédemment : Plus les fibres sont orientées à la direction de chargement plus le composite résiste à l'endommagement causé par fatigue.

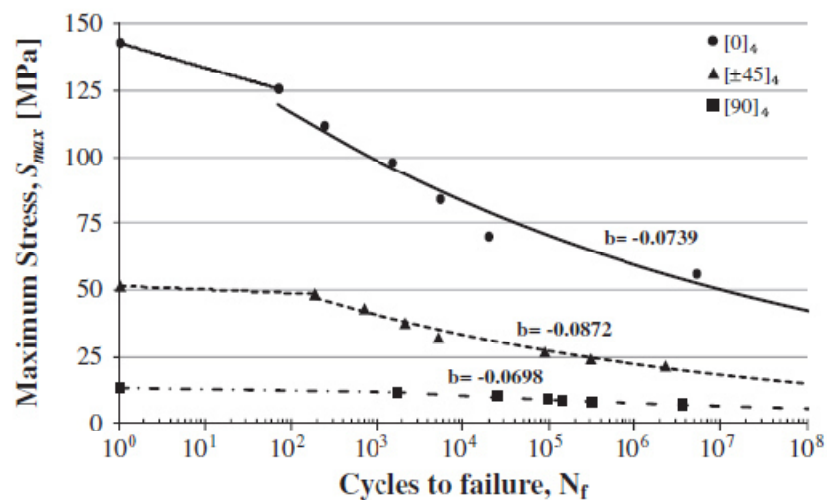


Figure 1.16. Effet de disposition de fibre sur le comportement en fatigue mode traction-traction [39]

Gassan [41] a identifié l'influence du type de renfort (lin, jute), présentant une structure unidirectionnelle (UD) ou tissée et des paramètres de fabrication, sur la capacité d'amortissement des bio-composites.

- Plastification du composite

Lors d'une sollicitation cyclique, le comportement (σ - ϵ) décrit une boucle d'hystérésis (figure 1.17). Elle correspond à un décalage entre l'évolution de la contrainte et l'évolution de la déformation en fonction du temps. La surface engendrée par la boucle hystérésis est représentative du comportement visqueux du matériau.

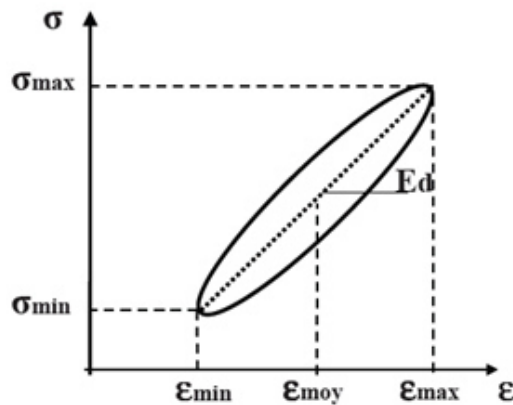


Figure 1.17. Paramètres mesurés et exploitables

Le but de cette méthode est d'exprimer l'énergie dissipée en fonction de la durée de vie du matériau. Certains auteurs [42-43] considèrent que les mécanismes d'endommagement sont à l'origine de ce comportement dissipatif résultant de la fatigue du composite. En effet, le scénario de fatigue est caractérisé par le fait que les dommages sont diffus. Ensuite, leur multiplication par décohésion de la liaison fibre/matrice conduit à la rupture. Une réduction progressive de la résistance et de la rigidité est remarquée. Celles-ci engendrent une augmentation significative de la perte d'énergie. Ce comportement est dû à plusieurs facteurs dont:

- La nature viscoélastique de la résine et de la fibre,
 - L'amortissement thermoplastique,
 - L'amortissement de friction dû au glissement entre fibre/matrice ainsi que le décollement interfacial,
 - La dissipation d'énergie lors du processus de l'endommagement
-
- Evolution de la rigidité au cours des essais de fatigue:

L'endommagement d'un matériau se caractérise par une perte du module d'Young E . Ainsi, la plupart des travaux réalisés pour évaluer la résistance en fatigue des composites sont suivis d'une étude de la perte de rigidité.

Liang et al.[42] ont évalué le rapport entre la différence de contraintes ($\Delta\sigma$) et de déformations ($\Delta\varepsilon$) entre les points haut et bas de la boucle d'hystérésis des essais réalisées en traction et en cisaillement sur des composites lin-époxy $[\pm 45]_{3S}$. Les résultats trouvés sont présentés par les deux courbes suivantes :

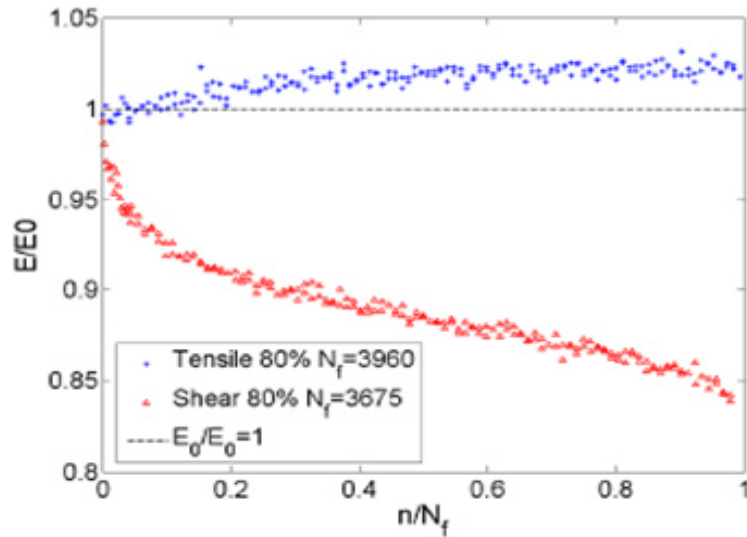


Figure 1.18. Suivi de l'évolution du module typique en cisaillement et en traction [42]

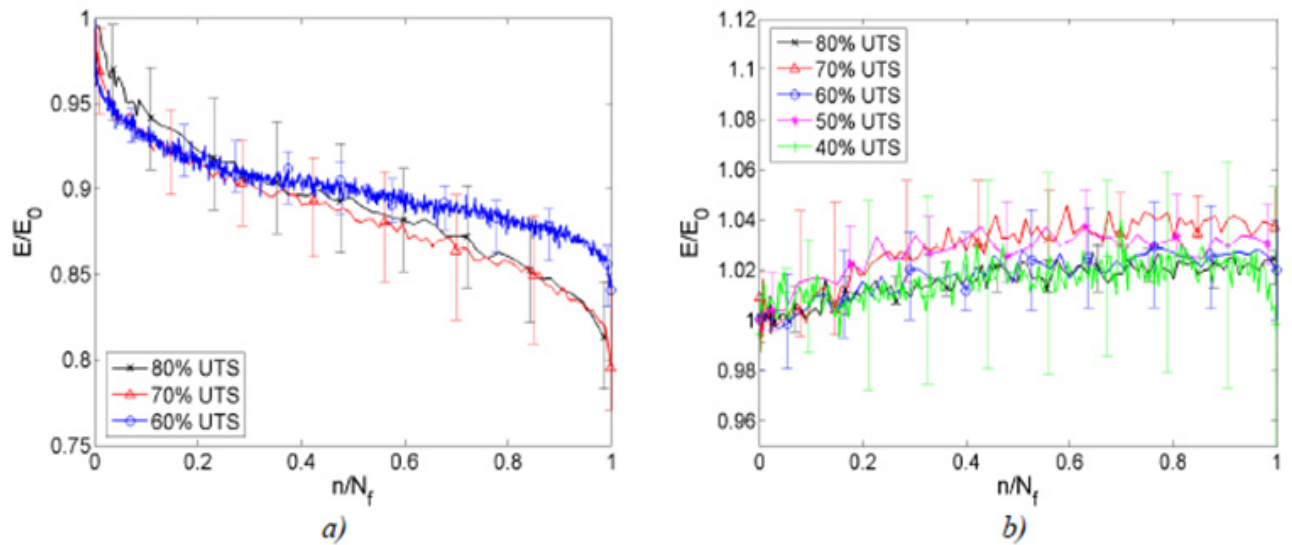


Figure 1.19. Evolution du module relatif aux éprouvettes testées en cisaillement a) et en traction b) [40]

L'évolution du module en trois phases, qui sont l'initialisation, la perte régulière de module et l'accélération, sur les éprouvettes à $[\pm 45]_{3S}$ correspond bien à ce qui est décrit pour les composites traditionnels. On note une perte de 15 à 20% en fin de vie. Un phénomène de raidissement du matériau est remarqué sur les éprouvettes à $[0/90]_{3S}$. Le module peut

augmenter jusqu'à 6% dans certains cas, au fur et à mesure, de l'essai de fatigue. Puis, il reste stable jusqu'à la rupture. Toutefois, dans quelques cas, on peut constater une diminution du module avant la rupture [42].

Elouaer et al. [43] ont travaillé sur le composite Polypropylène PP fibres courtes de chanvre. Ils ont étudié l'évolution des pertes de rigidité (évolution de la rigidité endommagée sur la rigidité initiale) en fonction du nombre de cycle pour différents niveaux de chargement dans le cas du PP/Chanvre Blanc. La perte de rigidité s'accroît avec le niveau de chargement. Par contre, elle demeure inchangée (rapport $E/E_0 = 1$) dans le cas des chargements inférieurs ou égaux à 50%. Dans le cas d'un chargement à 85% de la contrainte ultime, la perte de rigidité atteint 40%. Ce constat est également valable pour les autres matériaux.

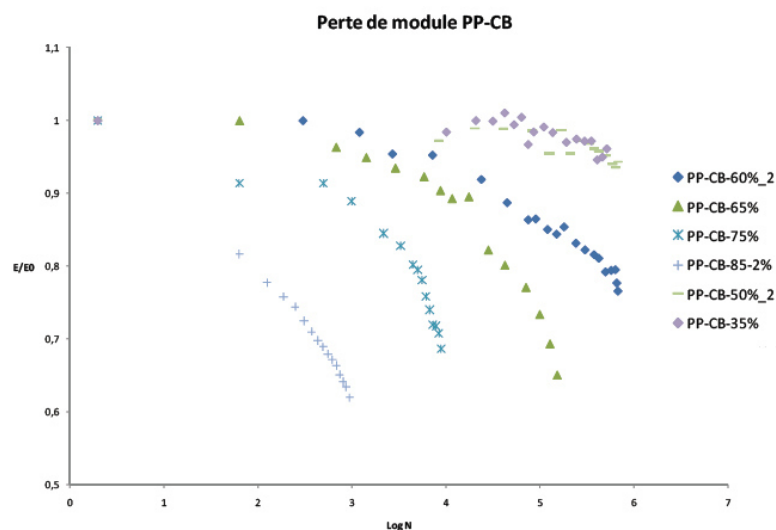


Figure 1.20. Evolution du rapport E/E_0 en fonction du nombre de cycle pour différents niveaux de chargements [43].

L'introduction des renforts dans le PP atténue le comportement viscoplastique du matériau mais engendre dans certains cas la rupture [43].

1.7. Impact

Les structures composites sont sujettes à différents types d'impact au cours de leur service : des chocs lors des manipulations en phase d'assemblage ou des impacts en service. Les tests d'impact peuvent être classés selon plusieurs catégories :

- Impact à faible vitesse : entre 0 et 50 m.s^{-1}
- Impact à vitesse modérée : entre 50 et 200 m.s^{-1}
- Impact à vitesse élevée : entre 200 et 1000 m.s^{-1}

- Impact hyper vitesse : supérieure à 4000 m.s^{-1}
- Crash de la structure : étudié pour des vitesses verticales entre 7 et 10 m.s^{-1}

Les études expérimentales de l'impact à grande vitesse entraînent des difficultés spécifiques au niveau de la réalisation ainsi qu'au niveau de l'acquisition. En fait, plusieurs problèmes expérimentaux apparaissent comme la fluctuation du chargement, les effets d'inertie, et la difficulté de mesure des résultats [44]. Par contre, dans l'impact à basse vitesse, la durée de contact est assez longue ce qui permet de déterminer les caractéristiques mécaniques du matériau [45].

On s'intéresse dans cette étude à l'impact basse vitesse. L'objectif est d'identifier les différents mécanismes d'endommagement associé à l'impact (délaminage, rupture de fibres, fissuration matricielle, etc...). Cela permet de quantifier la diminution drastique de la tenue résiduelle des composites [44-46].

1.7.1. Le principe du test d'impact

Les essais dynamiques par poids tombants sont, pour la plupart, des essais sur structures. Les énergies d'impact peuvent atteindre quelques kilos Joules. Le principe de cette machine consiste à laisser tomber une masse déterminée de façon guidée et d'une hauteur h sans vitesse initiale sur une éprouvette encastré à sa base (figure 1.21). On doit toujours faire un équilibrage pour éviter le frottement aux niveaux des colonnes verticales. Dans cette étude on s'intéresse à ce type d'essai.

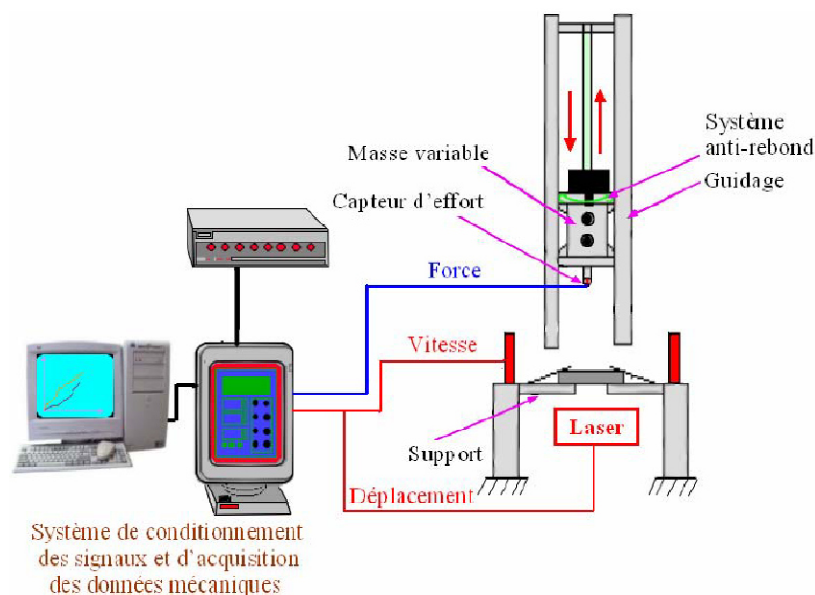


Figure 1.21. Synoptique du banc d'essais d'impact.

1.7.2. Impact d'un stratifié

L'application de l'impact (basse vitesse / basse énergie) sur un composite stratifié unidirectionnel engendre plusieurs mécanismes d'endommagement qui sont classés selon la littérature en trois catégories : la fissuration matricielle, les ruptures de fibres et les délaminages (figure1.22) [47-50].

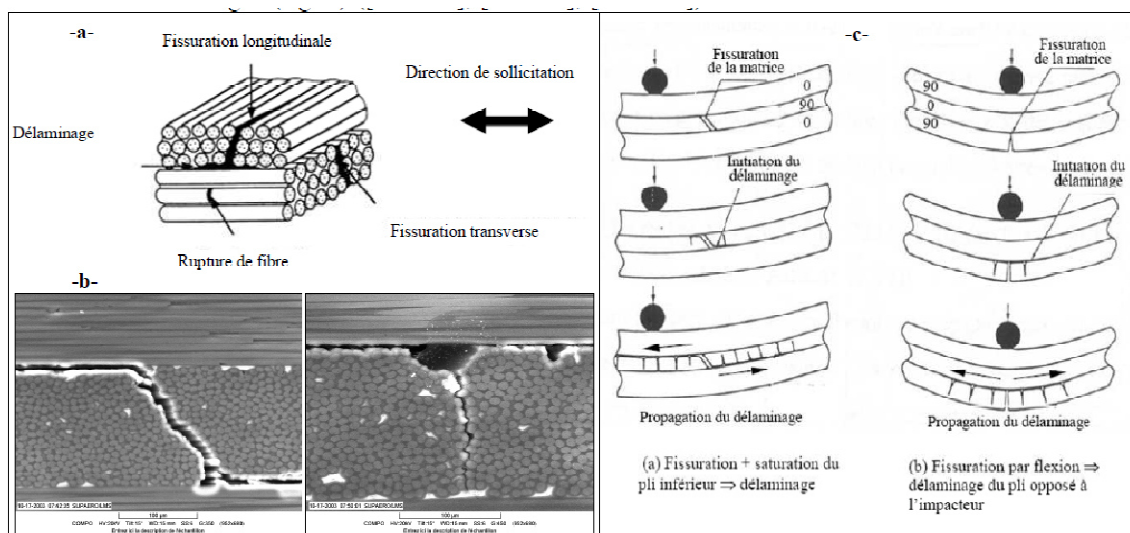


Figure 1.22. Mécanismes d'endommagement suite à des essais d'impact sur les composites unidirectionnels (a et b) et leurs interactions intra et inter-plis (c)[47]

En effet, la microfissuration de la matrice est le premier mécanisme qui apparaît. Cela dépend fortement de l'épaisseur de l'éprouvette. Dans le cas de plaques épaisses, cette fissuration se développe sur le côté supérieur impacté. Tandis que pour des plaques fines, la matrice se fissure du côté opposé à l'impact. De ce fait, l'application de l'impact à certains niveaux d'énergie entraîne des fissurations qui atteignent l'interface entre deux plis d'orientations différentes. Cela engendre le phénomène du délaminage. Par ailleurs, la concentration des contraintes en pointe de fissure peuvent induire des micro-délaminages entraînant une perte de la rigidité axiale du composite. Généralement, une zone délaminée possède une forme oblongue dans le sens des fibres proches du pli opposé à la face impactée. La taille de cette zone dépend de plusieurs facteurs, tels que la différence entre les modules d'Young longitudinal et transversal d'un pli (E_{11} et E_{22}), l'épaisseur du pli ainsi que le comportement à la flexion de la plaque lors de l'impact. Le mécanisme de délaminage entraîne une dégradation significative des propriétés mécaniques de la structure surtout lorsqu'il apparaît de manière dissymétrique par rapport au plan moyen du composite car cela entraîne des zones de sur-contraintes lors des impacts.

Contrairement à l'impact à vitesse élevée, qui engendre des déformations localisées, un impact à basse vitesse provoque une déformation globale [51- 54].

1.7.3. Comportement d'un composite à l'impact

Chawla et Bastos [55] se sont intéressés à l'étude de l'influence de la fraction volumique des fibres sur les propriétés mécaniques (telles que le module de Young, la résistance maximale en traction) et sur les propriétés d'impact des composites à renforts en fibres de jute non traitées et résine de polyester insaturée. Santulli [56] a étudié le comportement post-impact d'un composite de type textile-tissé de polyester renforcé par des fibres de jute, soumis à de faibles vitesses d'impact, et il a été noté que ce composite présente de mauvaises propriétés à l'impact. De même Pavithran et *al.* [57] se sont intéressés, au moyen de l'essai de Charpy, à l'énergie de rupture des composites en fibres de sisal/polyester, fibres de banane/polyester, et des composites en fibres d'ananas/polyester.

➤ Effet du traitement de la fibre

Srinivasa et *al.*[58] ont étudié l'effet d'un traitement alcalin de 10% KOH pendant 36h sous 30°C de la fibre d'areca sur le comportement à l'impact des composites obtenue au moyen des essais de Charpy et Izod. Les auteurs ont trouvé que le traitement des fibres donne aux composites une aptitude très importante à absorber l'énergie d'impact.

➤ Effet de la fraction volumique des fibres

Le taux de fibre dans le composite représente le facteur le plus important qui permet une bonne tenue à l'impact.

Tong et *al.*[59] ont étudié l'effet de la fraction volumique de la fibre de chanvre associée à une matrice en polyester sur la résistance d'impact. Les dommages d'impact dans la fraction riche en fibres sont localisés et ce type d'échantillons résistent pour des niveaux d'énergies d'impact élevés jusqu'à 5J contrairement à la fraction faible en fibre la résistance ne dépasse pas 2J. À des faibles énergies d'impact, le dommage était à peine visible de la part de deux faces de l'échantillon même si la dégradation de la résistance et le module sont considérables (environ 20%). Pour des énergies d'impact élevées (2,5 J et J 5), une fissuration de la face de contact et une grave rupture des fibres ont été constatés sur la face opposée à l'impacteur, avec des dégâts couvrant la totalité de la zone à l'intérieur des bagues de serrage. En effet, avec un impact 5 J, il y'a un état de quasi-pénétration [59] (figure 1.23).

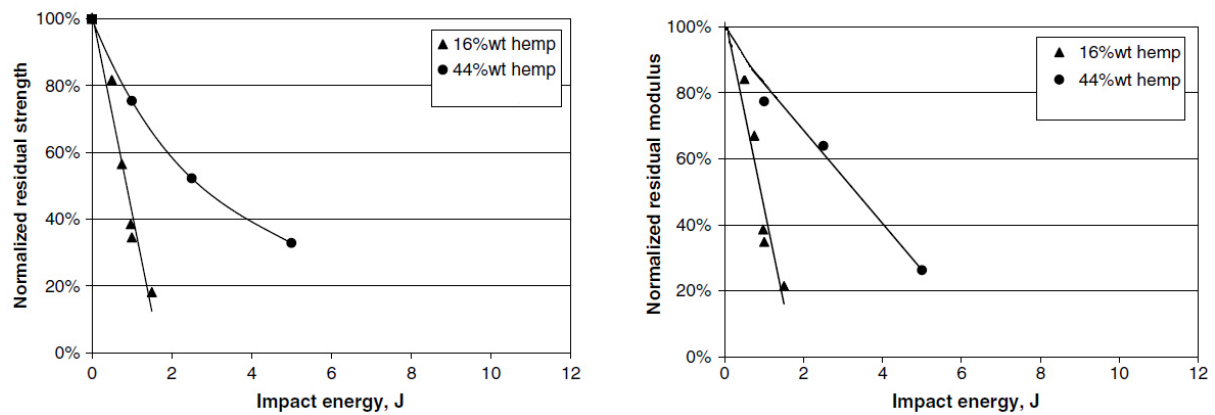


Figure 1.23. Variation des caractéristiques mécaniques normalisées a) contrainte résiduelle b) module résiduel lors des essais d'impacts, en fonction de l'énergie pour deux fractions volumiques de chanvre [58]

Benoit [60] a étudié le comportement à l'impact du composite polyéthylène/fibre de chanvre pour différentes fractions volumiques de fibre 0%,10%,20% et 40%. Les résultats permettent de déduire que 20% de fibre donne au composite une meilleure résistance à l'impact.

Contrairement aux autres propriétés mécaniques, la résistance à l'impact est plus complexe à interpréter. En effet, la matrice polymère est caractérisée par une bonne capacité à amortir le chargement subi sans aller jusqu'à la rupture. Cependant, lorsqu'on introduit la fibre, on amène plus de rigidité qui favorise la résistance. De plus, l'effet de traitement de la fibre intervient dans le comportement à l'impact. En assurant un compromis entre la ductilité du polymère et la rigidité du composite, on aura la meilleure valeur de la résistance à l'impact.

1.8. Test d'impact –fatigue

Shahzad et al.[40] ont étudié le comportement en fatigue de composites à matrice polyester renforcés de fibres de chanvre qui ont été soumis à des chocs à faible vitesse à des niveaux d'énergies de 1, 2 et 3J. Les essais de fatigue testée sont en mode de tension - tension à une fréquence de 1 Hz ($R = 0,1$). Les courbes S-N résultantes (figure1.24) montrent une dégradation significative de la performance en fatigue à la suite de l'impact.

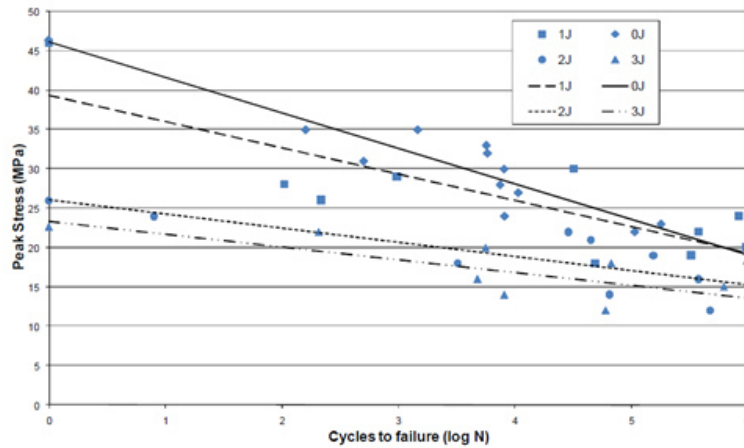


Figure 1.24 : Comparaison des courbes S-N des échantillons impactés et non impactés [40]

La normalisation de courbes S-N (figure 1.25) montre que toutes les tendances sont similaires. Ceci permet de remarquer que l'effet de dégâts sur la performance de fatigue était semblable à l'effet sur la résistance à la traction statique. Les valeurs des coefficients de sensibilité de fatigue des échantillons impactés ont été jugées assez similaires, ce qui suggère que, l'effet des dommages d'impact sur la résistance à la fatigue est la même, quel que soit le niveau d'énergie de l'impact [40].

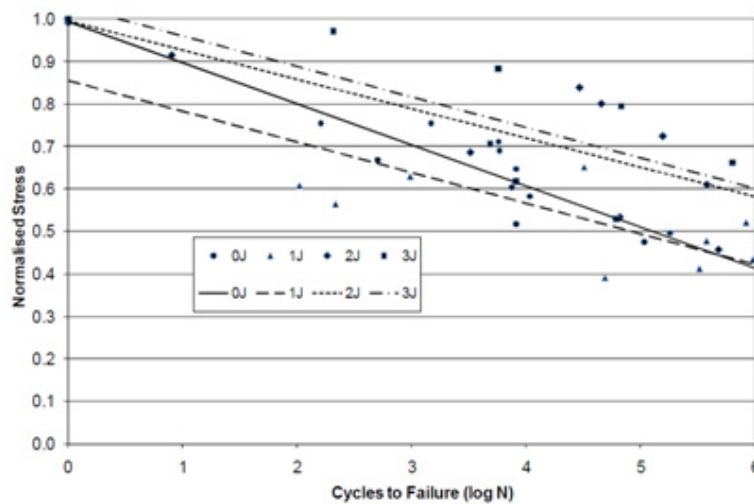


Figure 1.25. Comparaison des courbes S-N normalisées des échantillons impactés et non impactés [40]

1.9. Comportement en vibration linéaire et non-linéaire des composites stratifiés

L'étude de comportement en vibration est un outil qui permet de caractériser les matériaux composites en dynamique. Deux paramètres sont généralement étudiés suite à une excitation

donnée à savoir la fréquence de résonance et l'amortissement modal. Les méthodes expérimentales de mesure des vibrations consistent à mettre en résonance un échantillon à l'aide d'une force oscillante (figure 1.26). La résonance est identifiée par le pic de l'amplitude des vibrations induites dans le système correspondant à un déphasage entre le signal de l'excitation et celui de la réponse fréquentielle. Généralement, pour le cas de vibrations linéaires, on utilise un marteau d'impact pour l'excitation, tandis que pour le cas de vibrations non linéaires, on utilise un pot vibrant.

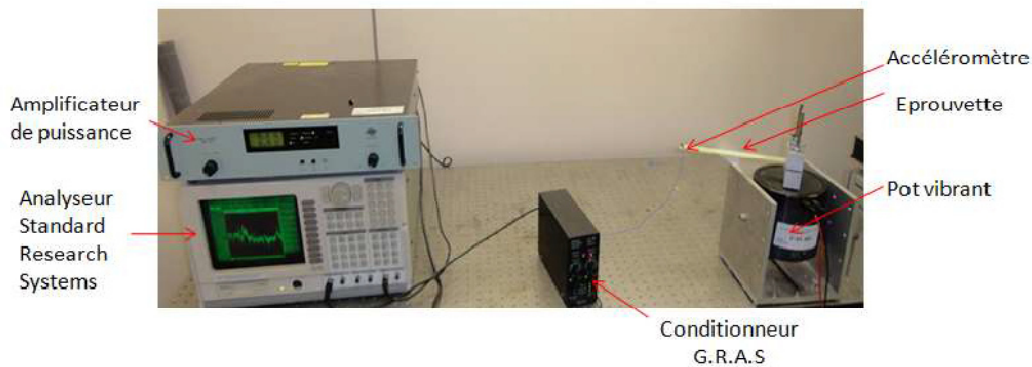


Figure 1.26. Dispositif expérimental de mesure des vibrations [61]

1.9.1. Comportement en vibration linéaire

Daoud et *al.*[33], Monti et *al.*[62] et Assarar et *al.* [63] ont étudié le comportement vibratoire des composites à base de fibres de lin dans le cas de la configuration encastree/libre. Les résultats trouvés permettent de mettre en valeur les propriétés modales des bio-composites. Ils ont montré que ces matériaux possèdent un facteur d'amortissement plus important que celui du composite à fibres synthétique (figure 1.27). Ce comportement est induit par les propriétés intrinsèques des fibres de lin et particulièrement par leur morphologie.

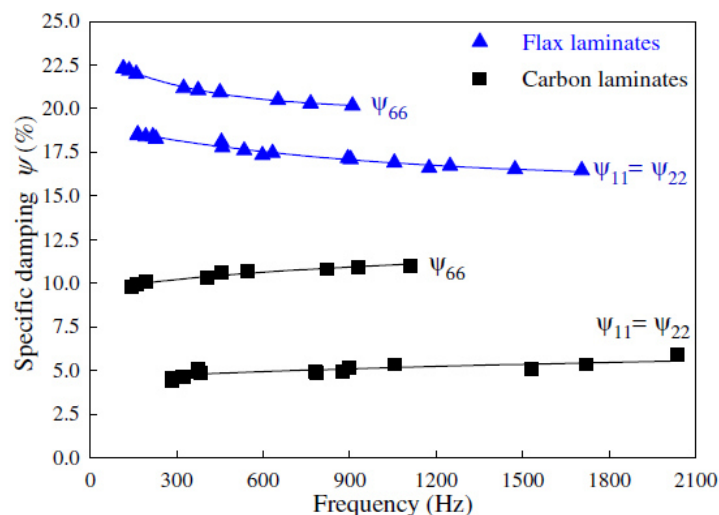


Figure 1.27. Comparaison des propriétés d'amortissement spécifique des stratifiés renforcés de verre et renforcés de lin [63]

Dans le même cadre, Prabhakarana et *al.* [64] ont comparé le comportement vibratoire des composites renforcés de fibres de lin et celui des composites renforcés de fibres de verre. Ils en ressortent que dans le cas du lin, l'amortissement des vibrations est supérieur de 51,03%, ce qui signifie que l'utilisation des composites renforcés de fibres naturelles donne de meilleurs résultats en ce qui concerne les propriétés d'amortissement des vibrations.

1.9.2. Comportement en vibration non-linéaire

Le comportement mécanique en statique de matériaux composites à renfort végétal est considérée non linéaire vue l'hétérogénéité et la forte anisotropie induite par les renforts et puis par l'endommagement. En effet, la technique de mesure vibratoire non linéaire permet de dégager et quantifier la source de non linéarité. Dans ce contexte, Hammami et *al.*[65] ont appliqué cette technique sur les stratifiés verre/epoxy contenant des délaminages incorporés dans le matériau à la phase de fabrication. Les résultats trouvés ont montré que la présence d'un défaut dans le matériau favorise une non linéarité marquée par un décalage fréquentiel. Aussi, Daoud et *al.*[66] ont étudié l'effet de l'introduction d'une couche viscoélastique dans le composite lin/greenpoxy. Ils ont montré que la technique de mesure non linéaire représente un outil efficace pour la caractérisation de la non linéarité au sein de la structure étudiée.

1.10. Analyse multi-échelles du comportement mécanique des composites

Les matériaux composites sont considérés comme des structures complexes vu l'hétérogénéité de leurs compositions. De plus, plusieurs mécanismes d'endommagement s'initient et évoluent au cours des sollicitations mécaniques. Dans ce cadre, une analyse multi

échelle semble être nécessaire pour suivre, qualifier et quantifier les différents mécanismes afin d'établir un modèle mécanique global. Cette analyse consiste à décrire le composite suivant trois approches : la première, dite macro, étudie le stratifié à l'échelle de la structure. La deuxième, dite micro se focalise à l'échelle de la microstructure. La troisième est une approche intermédiaire, dite méso, qui correspond à l'échelle du pli.

1.10.1. Approche macroscopique

Cette approche consiste à établir des modèles décrivant le composite à l'échelle de la structure. En effet, ils sont basés sur deux étapes successives. En premier lieu, un calcul global à l'aide de la théorie des stratifiés et la reconstruction des champs de contraintes. Ensuite, une application des critères de la rupture classique pour prédire le moment d'apparition ou d'évolution des dégradations [68]. Pour la deuxième étape les critères les plus utilisés sont ceux de déformations / contraintes maximales, de Von-Mises, de Tsai-Wu et de Hashin.

1.10.2. Approche microscopique

Elle est représentée par des modèles micromécanique et ce pour intégrer la physique des mécanismes de dégradation à travers les techniques d'homogénéisation permettant de passer au modèle numérique et les calculs prédictifs. Cependant, le calcul peut être très coûteux et comporte certaines limitations au niveau du traitement des interactions et couplage entre les mécanismes. Le principe est d'intégrer l'effet matériau à l'échelle de composite (pli) puis à l'échelle de la structure (plusieurs plis et interfaces) [69].

1.10.3. Approche mésoscopique

Il s'agit d'une approche intermédiaire [70]. Les modèles utilisés considèrent que la structure est comme étant un empilement de deux constituants : le pli et l'interface.

Toujours la modélisation est basée dans un premier temps sur l'identification des différents mécanismes de l'endommagement. Ensuite, ils seront introduits dans les modèles selon l'échelle à laquelle ils se présentent. En effet, les mécanismes d'endommagement diffus sont considérés à l'échelle du pli. Ils tiennent en compte l'hypothèse de la mécanique de l'endommagement des milieux continus, puisqu'ils sont considérés comme localement homogènes. Le deuxième mécanisme est le délaminage qui caractérise la qualité de l'interface. On le représente par des éléments cohésifs. Finalement, pour le mécanisme de la fissuration transverse, il est traité de deux manières, selon la littérature : soit d'une manière continue, soit d'une manière discrète.

1.11. Conclusion

Dans des larges secteurs industriels, les bio-composites à renfort végétal montrent un potentiel considérable. Pour cela leur application pour des structures est devenue de plus en plus importante. Toutes les recherches décrites dans ce chapitre ont montré que ces matériaux possèdent des propriétés mécaniques en statique et en dynamique comparable à celles obtenues pour des composites à renforts synthétiques à savoir les fibres de verre ou les fibres de carbone. Un grand intérêt est porté à l'étude du comportement mécanique des bio-composite sous chargement dynamiques dont l'impact. Nombreuses études ont mis en valeur la résistance des matériaux composites stratifiés croisés. Cependant les composites à renforts végétales sont très sensibles à plusieurs paramètres dont le type de fibre, le traitement, la fraction volumique, ainsi que l'architecture de l'empilement pour les stratifiés.

L'éco-conception des systèmes dynamiques doit assurer un compromis entre l'aspect écologique et l'amortissement des vibrations. Dans ce sens, plusieurs travaux expérimentaux et numériques ont montré que l'introduction de fibres végétales dans une matrice polymère permet d'avoir une structure présentant une haute performance vibratoire.

L'application de tout type de chargement sur les bio-composites, donne naissance, après une phase élastique, à des mécanismes complexes d'endommagement. Une analyse de ces mécanismes permet d'alimenter une carte de matériaux utilisable dans le dimensionnement.

L'objectif globale de cette étude est d'établir une analyse à différentes échelles le comportement mécanique du composite à base de fibre de lin. Le choix d'une matrice thermoplastique doit être effectué en tenant compte de la technique de mise en œuvre appropriée. Ensuite, le bio-composite obtenu sera soumis à des sollicitations mécaniques en statique et dynamique couplées à des outils de caractérisation de l'endommagement afin d'obtenir les différentes grandeurs caractéristiques du matériau. Des mesures vibratoires sont nécessaires pour comprendre toute source de non-linéarité dans le composite. Les ressources obtenues à travers les travaux expérimentaux peuvent être utilisés pour alimenter un modèle bien adapté à la description de ces matériaux.

Chapitre 2. Etude du comportement mécanique globale d'un matériau composite à base de fibres de lin

Résumé

Ce chapitre présente une étude expérimentale du comportement mécanique en statique et en dynamique de matériaux composites. Une première partie est consacrée à la définition et le choix de différents constituants du matériau ainsi que sa mise en œuvre. Le choix est porté sur une résine thermoplastique dite Elium en tant que matrice et des fibres longues de lin comme renfort. La technique retenue pour la mise en œuvre est l'infusion de résine liquide. La deuxième partie comporte l'expérimentation par des essais statiques et des essais répétés de traction sur plusieurs configurations de composite, afin de déterminer ses grandeurs caractéristiques. Une étude détaillée des différents mécanismes d'endommagement constatés au sein des matériaux est proposée. Cette analyse est basée sur deux techniques pour la caractérisation de l'endommagement : L'observation microscopique au Microscope Electronique à Balayage (MEB) pour différents niveaux de chargement couplée à l'analyse des événements constatés par Emission Acoustique (EA) au cours de l'essai. Une troisième partie de l'étude est orientée vers une analyse expérimentale du comportement mécanique par chargements cycliques afin de caractériser la durabilité. En effet, il est intéressant d'explorer la capacité de résistance du bio-composite à des sollicitations de type fatigue en traction-traction et en flexion 3-points. L'analyse réalisée en conséquence aborde nombreux paramètres dont la perte de rigidité, l'énergie dissipée et le facteur de perte.

2.1. Introduction

Les Bio-composites à renfort végétal, plus particulièrement ceux à base de fibres de lin, sont devenus une solution de choix à de nombreuses applications et ce dans divers secteurs industriels [71]. A titre d'exemple, le transport automobile, naval ou encore l'équipement pour l'environnement, les sports et les loisirs. En effet, par soucis environnemental, l'usage du lin comme renfort permet d'augmenter la part de recyclabilité voir la biodégradabilité des matériaux quand il est associé à une résine d'origine naturelle [33]. Les nombreux avantages résident dans les propriétés intrinsèques telles qu'une densité faible contribuant à l'allègement des structures [72]. La qualité d'isolation acoustique et thermique couplée à leurs coûts réduits [72] constitue des avantages indéniables. De ce fait, un grand nombre de recherches ont été menées, au cours des dernières années, pour étudier les propriétés mécaniques de composites renforcés par du lin et soumis à des sollicitations statiques et dynamiques.

Au cours des essais réalisés en statique, en dynamique ou en fatigue, des mécanismes d'endommagement s'initient et évoluent dans les biocomposites renforcés en fibres de lin. Le cumul de ces mécanismes explique la dégradation des propriétés mécaniques et la rupture finale du matériau [73]. Lorsqu'il s'agit de renfort naturel, ce phénomène devient fortement conditionné par de nombreux facteurs tels que la fraction volumique des fibres, la qualité de l'interface fibre-matrice, les conditions environnementales, la géométrie de l'éprouvette, la sévérité du chargement appliqué et bien d'autres paramètres [74]. L'introduction de fibres naturelles dans les polymères engendre plusieurs phénomènes rendant le comportement anisotrope et non linéaire. De plus, la méthode de traitement de fibres représente souvent un facteur qui influence les propriétés mécaniques et les caractéristiques interfaciales des composites. Ainsi, pour produire une structure biocomposite optimale, en particulier avec moins de porosités, il est primordial de sélectionner les techniques de traitement et les paramètres de mise en œuvre le plus appropriés [26].

Dans ce cadre, l'objectif de ce chapitre est de présenter d'une part, les techniques et protocoles adoptés pour la mise en œuvre de composites Lin/Elium et d'autre part, une démarche de caractérisation expérimentale établie à travers une campagne d'essais couplée à des moyens de contrôle pour identifier le comportement mécanique en statique et en fatigue. Plusieurs configurations de composites stratifiés UD et croisé (CR (0/90), CR ($\pm 45^\circ$)) sont analysées. Dans le cas des essais statiques, les résultats sont corrélées à des observations microscopiques et ce dans le but d'identifier, qualifier et quantifier les différents mécanismes

d'endommagement. De plus, certains essais, en statique et en cyclique, ont été couplés à la technique d'émission acoustique lors de leur réalisation. En conséquence, le traitement des résultats obtenus conduit à une description de la chronologie d'endommagement. Les résultats des essais cycliques concernent des modes de chargement fatigue en traction-traction et en flexion 3points. Les principales grandeurs paramétriques considérées en vue de quantifier et de caractériser l'endommagement sont la rigidité du matériau, l'énergie dissipée et le facteur de perte.

2.2. Matériaux et mise en œuvre

2.2.1. Présentation des constituants et leurs caractéristiques

2.2.1.1. La fibre de Lin

La fibre de lin représente l'une des fibres naturelles les plus populaires dans le monde plus particulièrement dans l'Europe. En effet, la France est le leader mondial en termes de production de lin. Grace à leur caractère écologique, aussi bien qu'à leurs propriétés spécifiques, ces fibres sont exploitées dans plusieurs domaines : Leur transformation produit majoritairement des textiles et leur association à d'autres matières séduit de plus en plus des applications et des secteurs industriels innovants. C'est les propriétés mécaniques spécifiques du lin qui apportent performance et compétitivité aux nouveaux matériaux biosourcés. Plusieurs recherches ont montré que la microstructure de ces fibres est complexe et elle traduit, à l'échelle macroscopique, une variabilité des propriétés spécifiques. Une représentation de l'architecture d'une fibre élémentaire est proposée par Bourmaud et al [75] (figure 2.1). En effet, les fibres de lin possèdent une section polygonale due à leur croissance sous forme de faisceaux. La considération d'une section circulaire entraîne une erreur de l'ordre de 10% par rapport à la section réelle [75]. La section est formée de deux paroi : une dite primaire noté P et une autre secondaire divisé en trois couche S1, S2 et S3. Les parois de la fibre sont constituées de micro fibrilles de cellulose imprégnées dans une matrice d'hémicellulose.

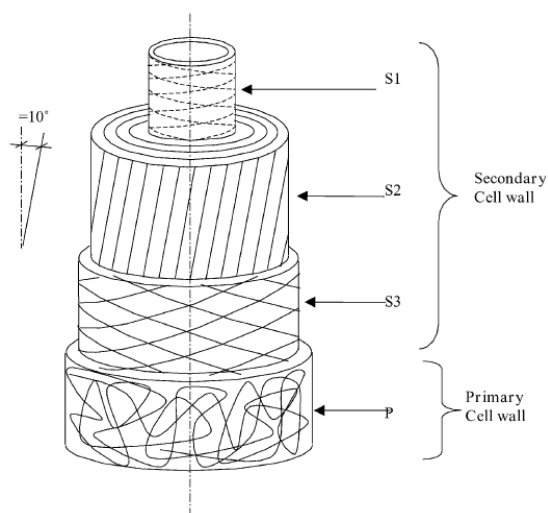


Figure 2.1. Morphologie d'une fibre de lin élémentaire [75].

Dans cette étude, les renforts utilisés sont des fibres de lin unidirectionnelles (UD) fournis sous forme de rouleau par la société LINEO. Il s'agit d'un voile de fibres, possédant une masse volumique de 200 g.m^{-2} commercialisé sous le nom de FlaxTape 200 (figure 2.2).



Figure 2.2. Fibre de lin FlaxTape.

2.2.1.2. La résine Elium

La résine utilisée dans la présente étude est un produit de la société ARKEMA fourni sous l'appellation Elium®150. Il s'agit d'une résine thermoplastique liquide de type acrylique activée par un peroxyde. L'infusion et la polymérisation de cette résine sont réalisés à température ambiante avec des temps de durcissement courts. L'Elium permet l'obtention de pièces de grandes tailles par rapport aux autres technologies thermoplastiques avec des

propriétés mécaniques similaires à celles des pièces en Epoxy. Une comparaison des propriétés mécaniques de la résine Elium par rapport à d'autres résines commerciales est proposée dans le tableau suivant :

Tableau 2.1. Comparaison des principales propriétés mécaniques de la résine Elium et de résines Epoxy

	Module d'Young (GPa)	Déformation à la rupture (%)	Contrainte à la rupture (MPa)	Masse volumique (kg.m ⁻³)
Elium	3.28	2.03	44	1190
GreenPoxy 56	3.15	3.6	51	1200
Epoxy SR 8500	3.5	1.2	41	1185
Epoxy SR 1700	4.2	3.1	84	1180

2.2.2. Mise en œuvre par infusion de résine liquide

2.2.2.1. Description

La technique utilisée pour la mise en œuvre des composites de l'étude est l'infusion de résine liquide sous vide LRI (Liquid Resin Infusion). Ce procédé permet l'élaboration de plaques de composites stratifiés et unidirectionnels. Le protocole consiste à découper les plis sur le voile de fibres de lin selon la configuration choisie. Ensuite, un cycle de séchage est appliqué aux plis afin d'éliminer toute humidité excessive et garantir ainsi une bonne adhésion avec la matrice et une meilleure qualité du composite. L'opération consiste à introduire et séjourner le renfort en lin dans une étuve pendant une heure à une température de 110° [76, 26]. Après le séchage, les plis constitués de fibres sont insérés entre deux tissus d'arrachage et disposés sur un moule plat préalablement ciré. Ensuite, Un milieu drainant accompagné d'un film micro-perforé est posé sur l'ensemble pour assurer l'écoulement de la résine d'une manière homogène. L'introduction de la résine est assurée à l'aide de deux gaines positionnées sur le tissu drainant à l'entrée comme à la sortie. La gaine d'entrée est relié à un tuyau qui est plongé dans un bac de résine activée et la gaine de sortie est relié à un autre tuyau du côté la pompe à vide. L'ensemble est recouvert par une bâche imperméable supportant la température. La fixation de la bâche est effectuée par un joint d'étanchéité en mastic. Une première opération de dégazage de l'ensemble sous la bâche doit être réalisé par application d'une dépression en maintenant le tuyau d'entrée de la résine fermé. Ensuite, ce dernier sera ouvert pour permettre l'écoulement de la résine vers la préforme et remplir la gaine d'entrée qui assure la diffusion de la résine à travers le milieu drainant. Une fois l'écoulement atteint la gaine de sortie, l'entrée de la résine est fermée en gardant la dépression active. Lorsque la température de l'ensemble dépasse le pic

exothermique, qui se situe aux environs de 50°C, la polymérisation du matériau prend lieu pour donner une plaque de composite. Finalement, après le refroidissement de l'ensemble, la dépression est arrêtée en coupant la pompe à vide. Il est fortement conseillé de réaliser le démoulage après 24 heures (figure 2.3).

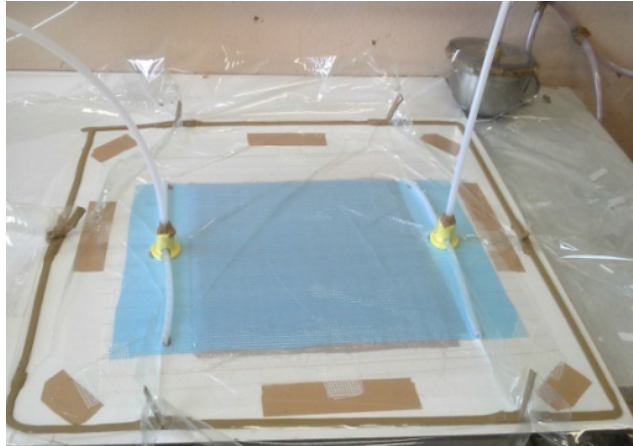


Figure 2.3. Technique de mise en œuvre de composite.



Figure 2.4. Exemple d'une plaque de composite.

2.3. La caractérisation expérimentale du matériau

2.3.1. Etude de la microstructure

La mise en œuvre du composite Elium-Lin est réalisée pour obtenir plusieurs configurations de stratifié. La variabilité est parmi les aspects qui influencent le comportement mécanique. Une étude de la microstructure est en conséquence indispensable pour caractériser ces matériaux. En effet, des observations microscopiques ont été réalisées sur des éprouvettes saines. La figure 2.5 présente la vue en coupe suivant l'épaisseur d'un échantillon Lin/Elium $[0_2/90_2]_s$. On remarque une grande hétérogénéité au niveau de l'organisation du renfort dans la matrice ainsi que d'autres défauts liés principalement à l'interface fibres-matrice. Des limitations ont été enregistrées pour cette méthode d'observation tels que sa profondeur de

champ qui est très réduit ainsi que la nécessité d'un meilleur polissage (la qualité du polissage, le fait d'utiliser l'eau lors du polissage, le frottement, ...). En effet l'utilisation de l'eau pour le polissage engendre des effets indésirables sur la fibre et aussi sur l'interface. Des études ont montré que la présence de l'eau apporte des changements sur le comportement global des composites à renfort végétale [77-78].

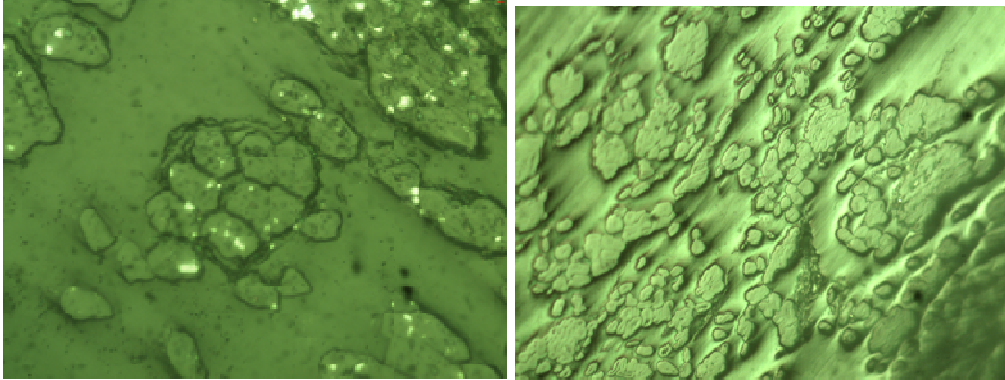


Figure 2.5. Observations par microscope optique

Pour compléter les informations issues de la microscopie optique la technique du microscopie électronique à balayage (MEB) a été adoptée.

La visualisation sous MEB et la réalisation de micrographies a permis d'identifier plusieurs types de défauts locaux. La figure 2.6 montre une répartition non homogène du renfort dans la matrice. Il apparaît clairement des zones où les fibres sont regroupées en faisceaux et d'autres où les fibres sont unitaires. D'autant plus, les faisceaux appelés aussi la fibre technique contient des décohésions d'interfaces fibre/fibre. Par ailleurs, il est constaté d'autres défauts en surface tels qu'un taux de porosité non négligeable autour des fibres et des décohésions fibre/matrice.

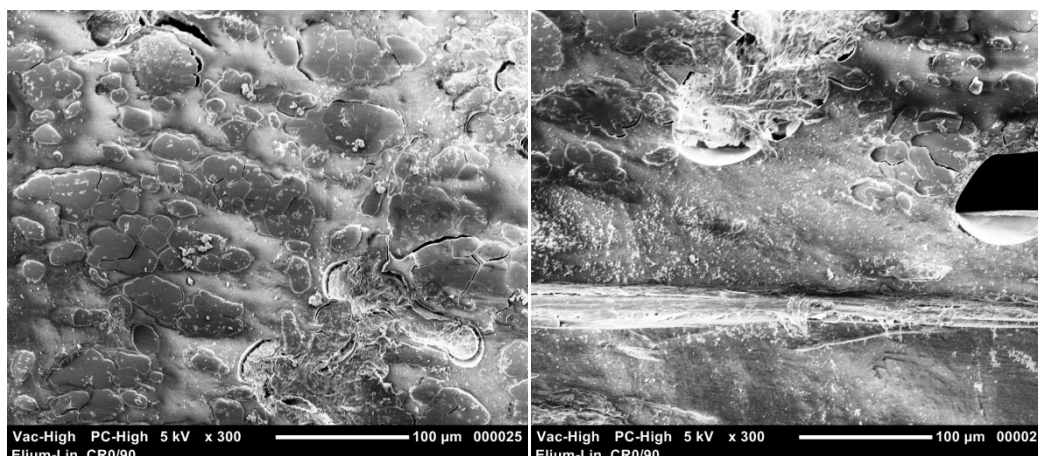


Figure 2.6. Défauts issus de la mise en œuvre des composites Lin/Elium

2.3.2. Les propriétés physiques

L'étude des propriétés physiques du composite est basée essentiellement sur la détermination des taux respectifs des constituants la fibre, la matrice et de la porosité au sein du matériau. Selon les normes et les procédures usuelles, il convient de procéder par une méthode de calcination et/ou de dissolution chimique pour éliminer un ou plusieurs constituants. Toutefois, ces techniques s'avèrent être efficaces seulement pour des renforts synthétiques et non cohérentes avec les composites à renfort végétal.

Une autre technique inspirée du principe d'Archimède semble plus intéressante. Elle nécessite d'appliquer des pesées successives sur un minimum de 5 échantillons prélevés sur le composite. Initialement, ces derniers sont pesés à sec à l'aide d'une balance de grande précision. Ensuite, les échantillons sont immergés dans l'eau pour mesurer leur volume par pesée. Cela permet la détermination de la masse volumique ρ_c du composite. En effet, pour évaluer le taux de fibre dans le composite on commence à déterminer la fraction massique de fibre ϕ_m^f qui est donné par la relation suivante, Eq1 :

$$\phi_m^f = \frac{NS\rho_s}{m_c} \quad (2.1)$$

Avec N et S sont respectivement le nombre de plis du composite considéré et la surface de l'échantillon pesé. ρ_s représente la masse surfacique de fibres qui est de l'ordre de 200 g.m^{-2} (d'après la fiche technique du fournisseur de lin) et m_c la masse de l'échantillon de composite. Connaissant la valeur de la fraction massique on peut l'insérer dans la relation proposée en équation 2.2 pour déterminer la valeur de la fraction volumique ϕ_v^f :

$$\frac{1}{\phi_v^f} = \frac{\rho_f}{\rho_m} \left(\frac{1}{\phi_m^f} - 1 \right) + 1 \quad (2.2)$$

ρ_m et ρ_f sont respectivement les masses volumiques de la matrice et des fibres. ρ_m est déterminée par la méthode de pesée hydrostatique d'un échantillon de résine Elium pure. Alors que la valeur de ρ_f est prise de la littérature et est équivalente à 1500 kg.m^{-3} [9]. Le résultat trouvé permet de considérer un taux de renfort de l'ordre de 40%. Enfin, le calcul du taux de porosité par la relation donnée en équation 2.3 demeure possible en considérant tous les paramètres déterminés précédemment.

$$V_v = 1 - \rho_c \left(\frac{\phi_m^f}{\rho_f} + \frac{1 - \phi_m^f}{\rho_m} \right) \quad (2.3)$$

La méthode ainsi décrite permet d'estimer la valeur du taux de porosité à 6% en moyenne avec un écart de l'ordre de $\pm 2\%$.

2.4. Comportement mécanique en statique

2.4.1. Essai de traction

Le but de réaliser des essais de traction en statique sur les composites Lin/Elium est double. Il permet ainsi de déterminer les principales grandeurs caractéristiques du composite et d'identifier les différents modes et mécanismes d'endommagement subi par le matériau. Aussi, ces essais sont indispensables et sont considérés comme une référence pour pouvoir réaliser et interpréter d'autres essais cycliques, essais en dynamique vibratoire ou en dynamique rapide. Les essais de traction à rupture en statique ont été réalisés sur différentes configurations d'éprouvettes dont des UD avec plusieurs orientations et des stratifié croisés. Dans cette étude, deux approches d'évaluation et de contrôle non destructif ont été utilisées pour caractériser l'endommagement.

2.4.1.1. Protocole expérimental

Les essais de traction ont été réalisés avec une machine de traction hydraulique standard Instron équipée d'un capteur de force 100 kN. Les déformations dans le sens de la traction ont été mesurées à l'aide d'un extensomètre (Figure 2.7). Les éprouvettes de traction testées ont des géométries rectangulaires de dimensions 25x250x3mm. Tous les stratifiés préparés unidirectionnels et croisés $[0_2/90_2]_S$ ont été testés sous chargement uniaxial jusqu'à la rupture,

avec une vitesse de 1mm.mn^{-1} , conformément à la méthode de test standard ASTM D3039M, [79].

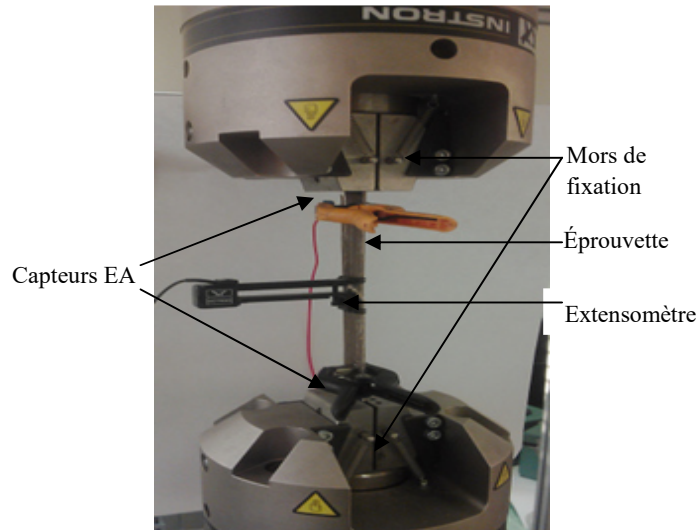


Figure 2.7. Essai de traction

Le module de Young E est déterminé par la pente de la partie linéaire de la courbe contrainte-déformation (σ - ϵ). La résistance à la traction σ_{rupt} de chaque échantillon est déterminée à partir de la charge maximale supportée avant la rupture finale de l'échantillon. Les valeurs longitudinales et transversales ont été obtenues à partir d'échantillons UD-0° et UD-90°. Afin d'assurer une bonne répétabilité, les essais ont été reproduits sur cinq éprouvettes et ce pour chaque configuration.

Des analyses expérimentales macroscopiques et microscopiques ont été réalisées pour des niveaux de chargement bien définis. Deux techniques ont été utilisées pour visualiser les éventuels changements de la microstructure de l'échantillon : La microscopie optique et la microscopie électronique à balayage MEB. De plus, les essais ont été suivis par la technique d'émission acoustique (EA). Deux capteurs d'une bande passante comprise entre 100 kHz et 1 MHz sont couplés aux échantillons et connectés à un système d'acquisition EPA (Euro Physical Acoustic). Au cours des essais, les signaux reçus par les capteurs avec une fréquence d'échantillonnage de 5 MHz sont amplifiés à l'aide d'un préamplificateur à gain de 40 dB, traités par la carte PCI et convertis en différents paramètres acoustiques.

2.4.1.2. Résultats des essais

Les courbes typiques de la contrainte en fonction de la déformation issues des essais de traction sur des échantillons stratifiés unidirectionnels et stratifiés croisés sont présentées sur la figure 2.8.

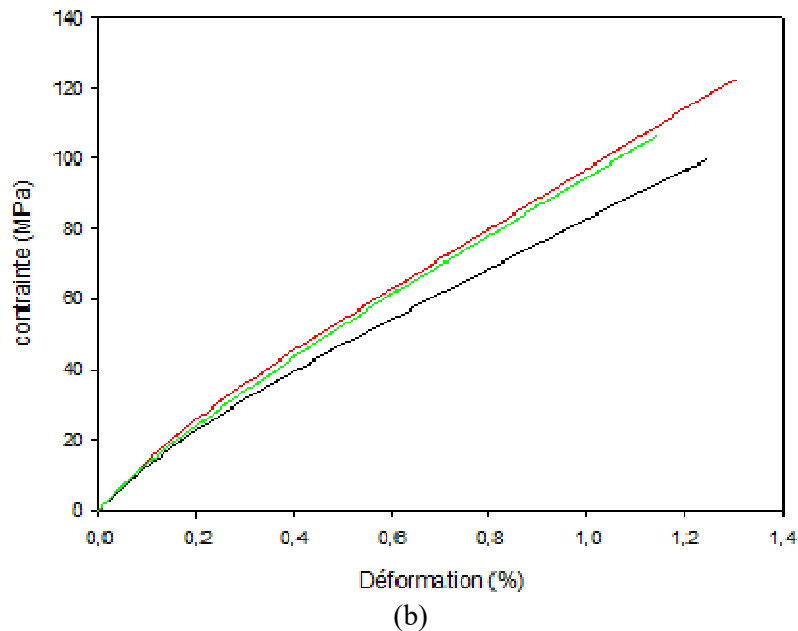
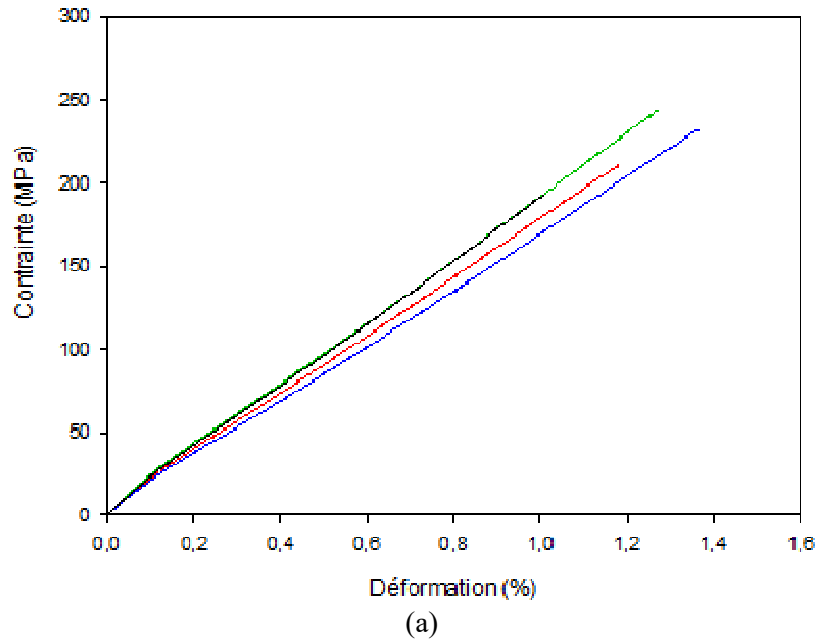


Figure 2.8. Evolution de contrainte/déformation issues des essais de traction: a) UD-0° and b) [0₂/90₂]_s.

Toutes les courbes de différentes configurations présentent une tendance non linéaire et évoluent sur trois étapes consécutives. La première est linéaire jusqu'à 0,1% de la déformation et fait référence au comportement mécanique élastique et réversible du bio-composite. La deuxième étape est une phase non linéaire qui pourrait être associée à la création et à l'évolution de mécanismes d'endommagement [80-81]. Cependant, dans la troisième étape, un comportement linéaire et relativement inélastique est observé. Cela peut correspondre à l'intensification et au développement de l'endommagement avant la rupture totale de l'échantillon. Les propriétés mécaniques du bio-composite unidirectionnel sont présentées dans le tableau 1. (E_L , σ_{Lrupt}), (E_T , σ_{Trupt}) et E_{45} ont été déduites respectivement des essais de traction effectués sur des échantillons UD-0°, UD-90° et UD-45°. Alors que la résistance σ_{Lrupt} a été déterminée à partir d'un essai appliqué sur un composite stratifié croisé $[0_2/90_2]_s$ qui sera noté par la suite par CR-(0/90).

Tableau 2.2. Propriétés mécaniques d'un composite unidirectionnel Lin/Elium.

Propriétés élastiques		Propriétés à la rupture	
Composantes	Valeurs	composantes	Valeurs
E_L (GPa)	23	σ_{Lrupt} (MPa)	210
E_T (GPa)	3.2	σ_{Trupt} (MPa)	7.5
E_{LT} (GPa)	13.3	σ_{LTrupt} (MPa)	115
ν_{LT}	0.35		

2.4.1.3. Analyse de l'endommagement

Au cours de l'essai de traction sur les différents échantillons de biocomposite, nombreux évènements attribués à des mécanismes d'endommagement ont été enregistrés. Dans le but d'identifier les scénarios de dégradation tout au long de l'essai sur le matériau, il s'avère intéressant de procéder par couplage et corrélation de plusieurs approches et méthodes d'analyse. En effet, les résultats d'observations microscopiques et de l'analyse des évènements acoustiques enregistrés au cours de l'essai sont présentés et discutés dans la section suivante.

2.4.1.3.1. Observations à différentes échelles du composite

La figure 2.9 illustre une vue macroscopique globale des éprouvettes sollicitées jusqu'à la rupture. L'orientation des fibres par rapport à la direction de chargement conditionne l'endommagement et la rupture totale du matériau. En effet, pour les éprouvettes UD-0°

l'initiation de l'endommagement se produit transversalement dans la zone médiane de l'échantillon et se propage longitudinalement. Pour les éprouvettes croisées CR-($\pm 45^\circ$), le délaminage devient le mécanisme principal qui pilote l'endommagement. Pour les CR-(0/90°), la rupture s'initie et se propage principalement dans le sens transversal à cause de la rupture des fibres. Finalement, pour les UD-(90°), l'endommagement se produit selon une ligne transversale plus précisément au niveau de la matrice.

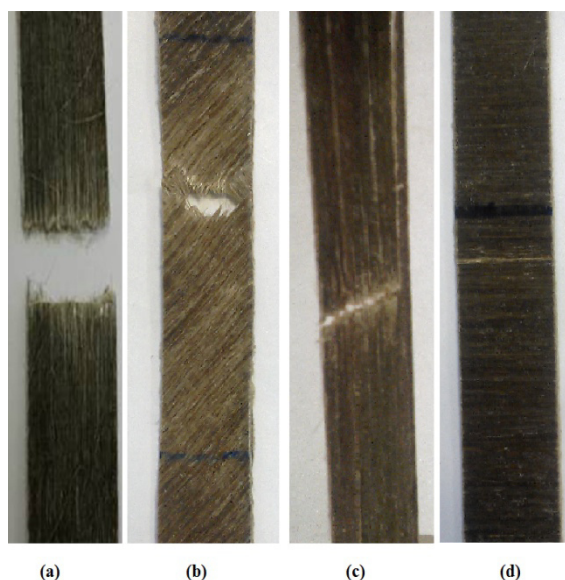


Figure 2.9. Essai de traction jusqu'à la rupture de l'échantillon

Dans l'objectif d'établir une analyse détaillée de l'endommagement, des observations par microscopie électronique à balayage ont été effectuées sur les faciès latéraux des éprouvettes pour différents niveaux de chargement. Deux configurations de stratifiés sont ainsi analysées, CR-(0/90) et CR-(± 45).

Figure 2.10 et 2.11 illustrent l'ensemble des mécanismes d'endommagements apparus suite à une sollicitation en traction statique. Les décohésions fibre/fibre sont très visibles dans les faisceaux de fibres. Nombreuses décohésions fibre/matrice sont constatées ainsi que des fissurations matricielles de longueurs ne dépassant pas 40 micron. La présence de défauts issus de la mise en œuvre contribue fortement à la propagation de fissures jusqu'à la saturation. La rupture finale est généralement traduite par une rupture de fibres dans des zones denses en discontinuités et favorisant ainsi la formation et l'évolution de fissures macroscopiques.

Par ailleurs, afin d'approfondir l'analyse, les observations microscopiques ont été focalisées sur une zone limitée et représentative de l'éprouvette. Ainsi, lors d'un essai sur une même

éprouvette, des micrographies de la zone identifiée sont prises à différents niveaux de chargement. La méthode permet en conséquence un suivi visuel des mécanismes qui s'initient et évoluent en fonction de l'évolution du niveau de chargement. La figure 2.10 représente les vues pour des niveaux de sollicitation de 20%, 40%, 60% et 80% de la contrainte à la rupture pour un composite croisé CR-(0/90°). On constate que les défauts majeurs se produisent au niveau de l'interface entre les deux plis d'orientations différentes. L'augmentation de la charge engendre l'évolution de la fissure déjà initiée. A un niveau de contrainte critique, la charge devient supportée uniquement par les fibres orientées dans la direction de la sollicitation et il s'ensuit une rupture totale purement transversale.

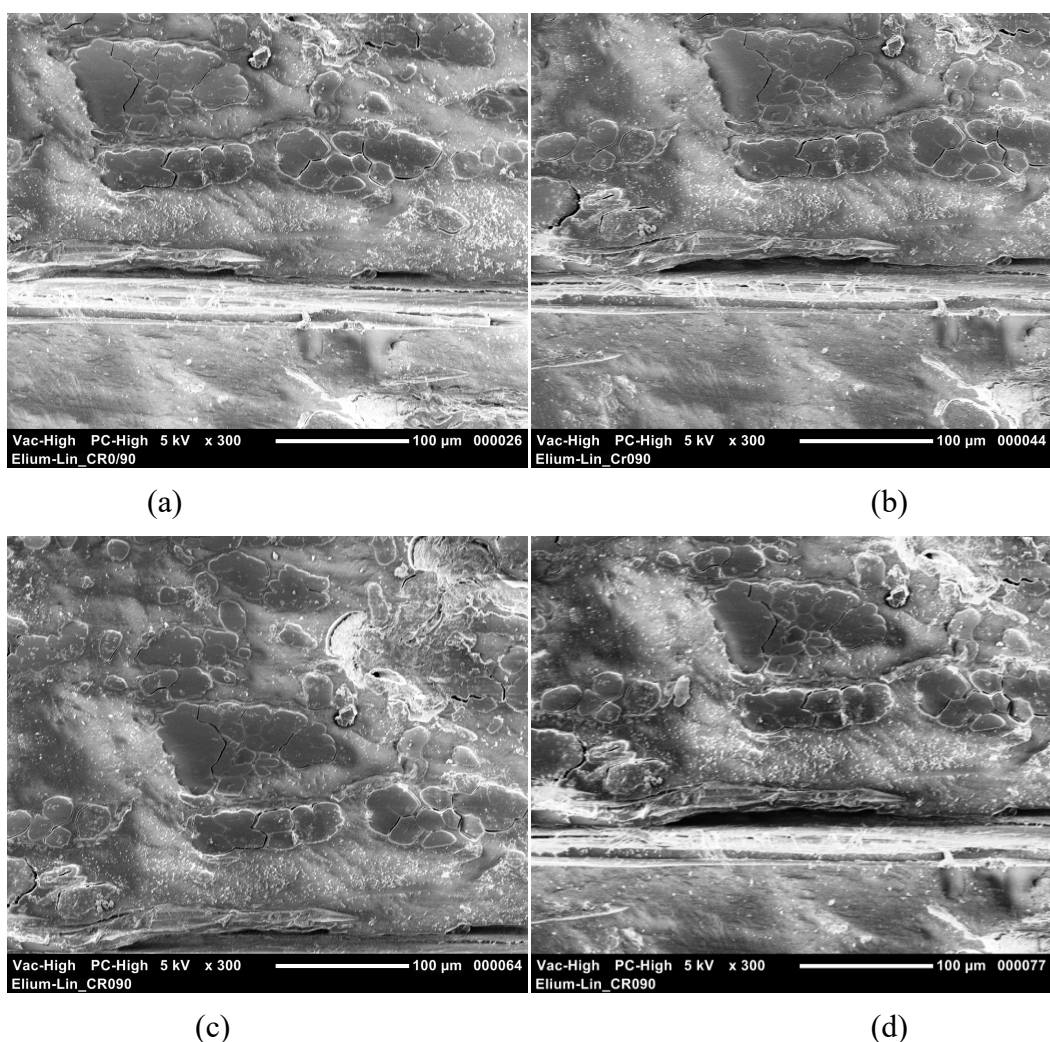


Figure 2.10. Scénario d'endommagement pour le composite Lin/Elium CR-(0/90°) :
(a) 20%,(b) 40%, (c) 60% et (d) 80% de la contrainte relevée à la rupture.

En outre, pour le composite à $\pm 45^\circ$, les fissures qui engendrent l'endommagement apparaissent sur des lignes à 45° de la direction de chargement. Cela favorise la création du mécanisme de délaminage. Il en résulte une rupture totale de l'échantillon comme illustré par la figure 2.11.

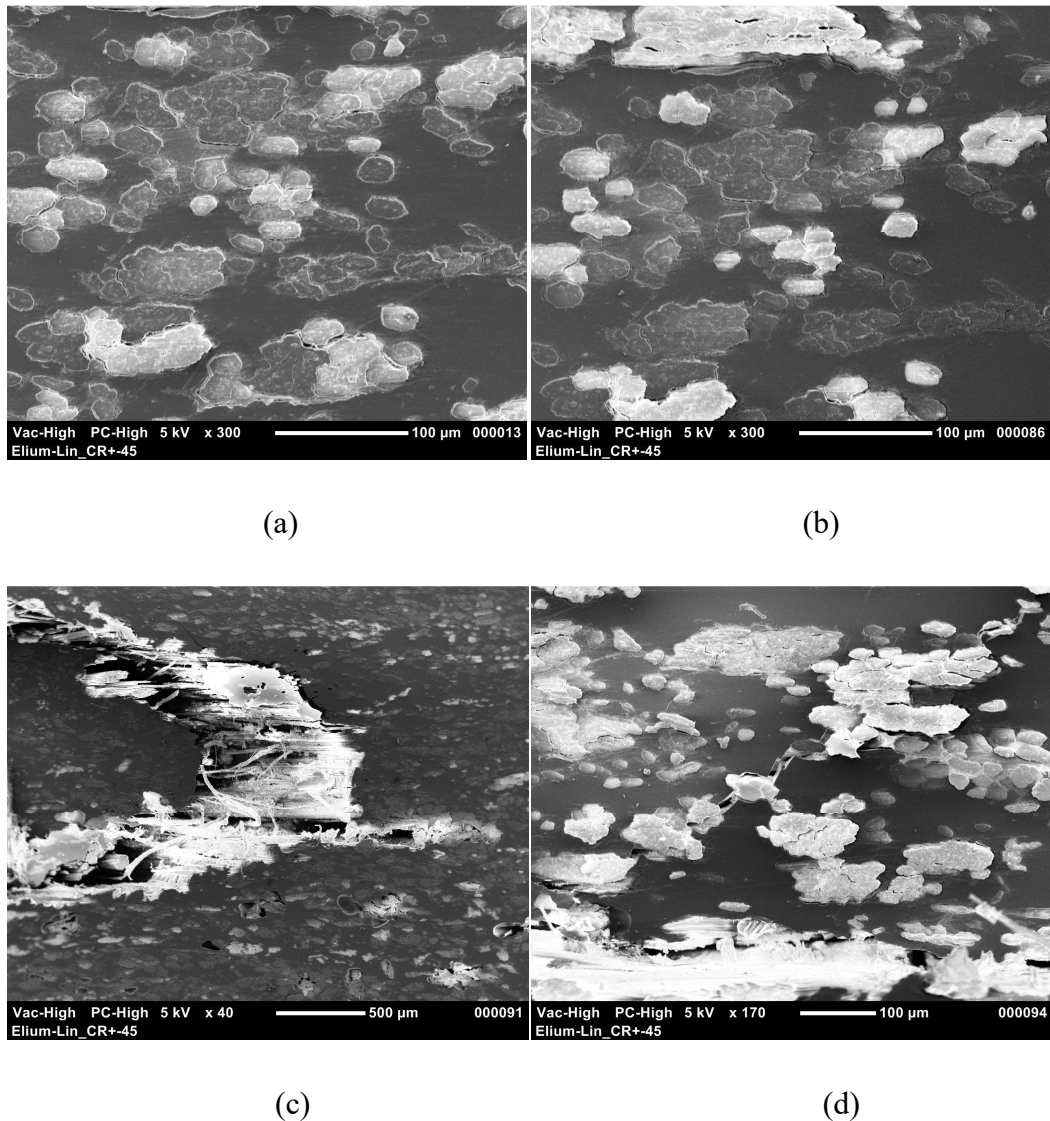


Figure 2.11. Scénario d'endommagement pour le composite Lin/Elium CR-($\pm 45^\circ$) :
(a) 20%, (b) 40%, (c) 60% et (d) 80% de la contrainte relevée à la rupture.

2.4.1.3.2. Analyse de l'endommagement par Emission acoustique EA

L'évaluation et le contrôle non destructif par émission acoustique au cours de l'essai apparaît comme une approche très utile et très intéressante pour situer l'origine de la non linéarité du comportement. La méthode permet aussi d'apporter des informations précises sur les différents mécanismes d'endommagement au sein des matériaux sollicités en chargement statique ou encore cyclique.

Généralement, les données de l'émission acoustique peuvent être inspectées et analysées de deux manières: Soit par une analyse basée sur la forme d'onde acoustique, soit par une analyse basée plutôt sur des paramètres. La première est utilisée dans cette étude grâce à sa capacité d'acquisition élevée en termes de composants acoustiques, tandis que la dernière est considérée comme une méthode traditionnelle réduite. La figure 2.12 illustre une forme typique d'une onde acoustique et ses paramètres. Pour distinguer le signal du bruit et pour rester dans la bonne plage de fréquences, il convient de déterminer avant le début de chaque essai le paramètre seuil d'acquisition à l'aide de la technique Pencil Lead Breaking (PLB) [82].

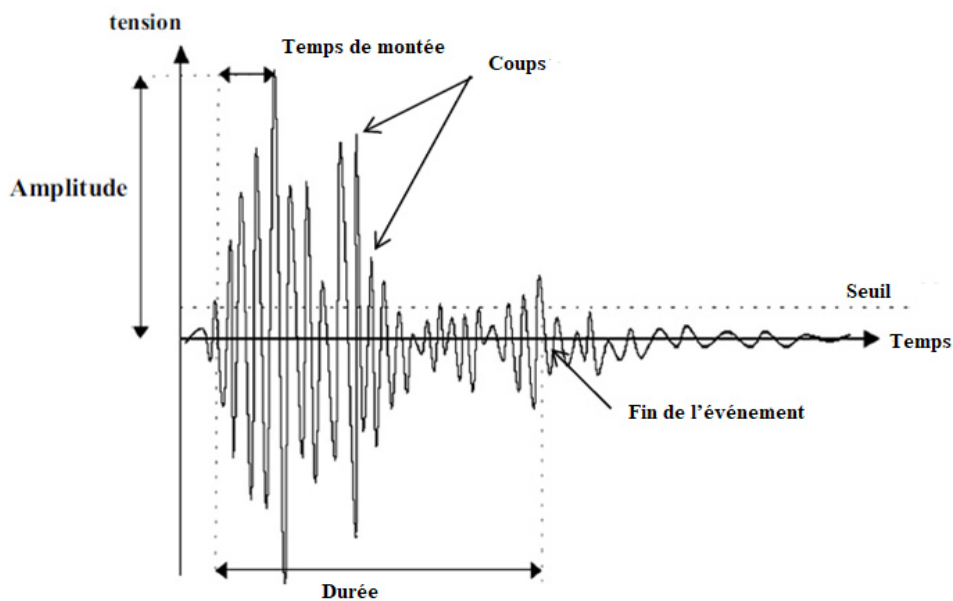


Figure 2.12. Caractéristiques d'une onde acoustique

Une fois des données recueillies lors de l'essai enregistrées, le logiciel NOESIS [83] permet d'analyser et puis classifier les événements acoustiques. L'amplitude, le temps de montée, la durée, l'énergie, et le nombre de coups au pic sont considérés comme des paramètres temporels efficaces pour la classification des données. L'algorithme K-Mean [84] est exploité en tant que outil de classification non supervisée [85-88]. Le nombre optimal de classes est identifié en considérant la valeur moyenne minimale du coefficient de Davies et Bouldin R_{ij} (D & B) [89], donnée par la relation ci-dessous:

$$R_{ij}(D \& B) = \frac{1}{k} \sum_{i=1}^n \max_i \left(\frac{d_i + d_j}{d_{ij}} \right) \quad (2.4)$$

Où, k est le nombre de classes, d_i et d_j sont les distances moyennes respectivement dans les $i^{\text{ème}}$ et $j^{\text{ème}}$ classes et d_{ij} la distance moyenne entre les classes i et j .

Les résultats obtenus après la classification sont présentés par les courbes de l'amplitude et le nombre de coups cumulé en fonction du temps pour différentes configurations (figure 2.13 et figure 2.14).

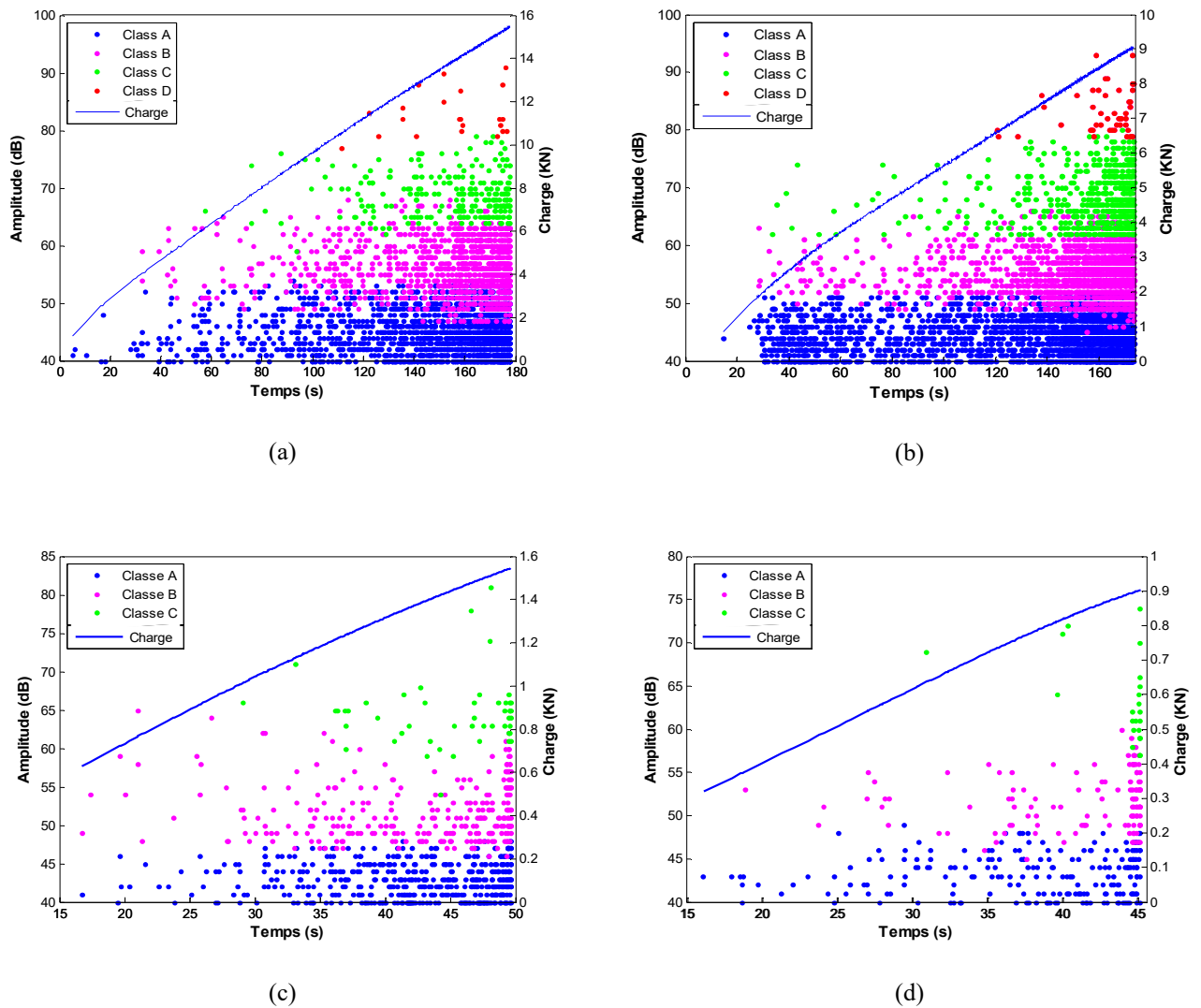


Figure 2.13. Distribution de l'amplitude de chargement en fonction de temps pour des essais de traction: a) UD 0°, b) CR[0₂/90₂]_s, c) UD45° et d) UD90°

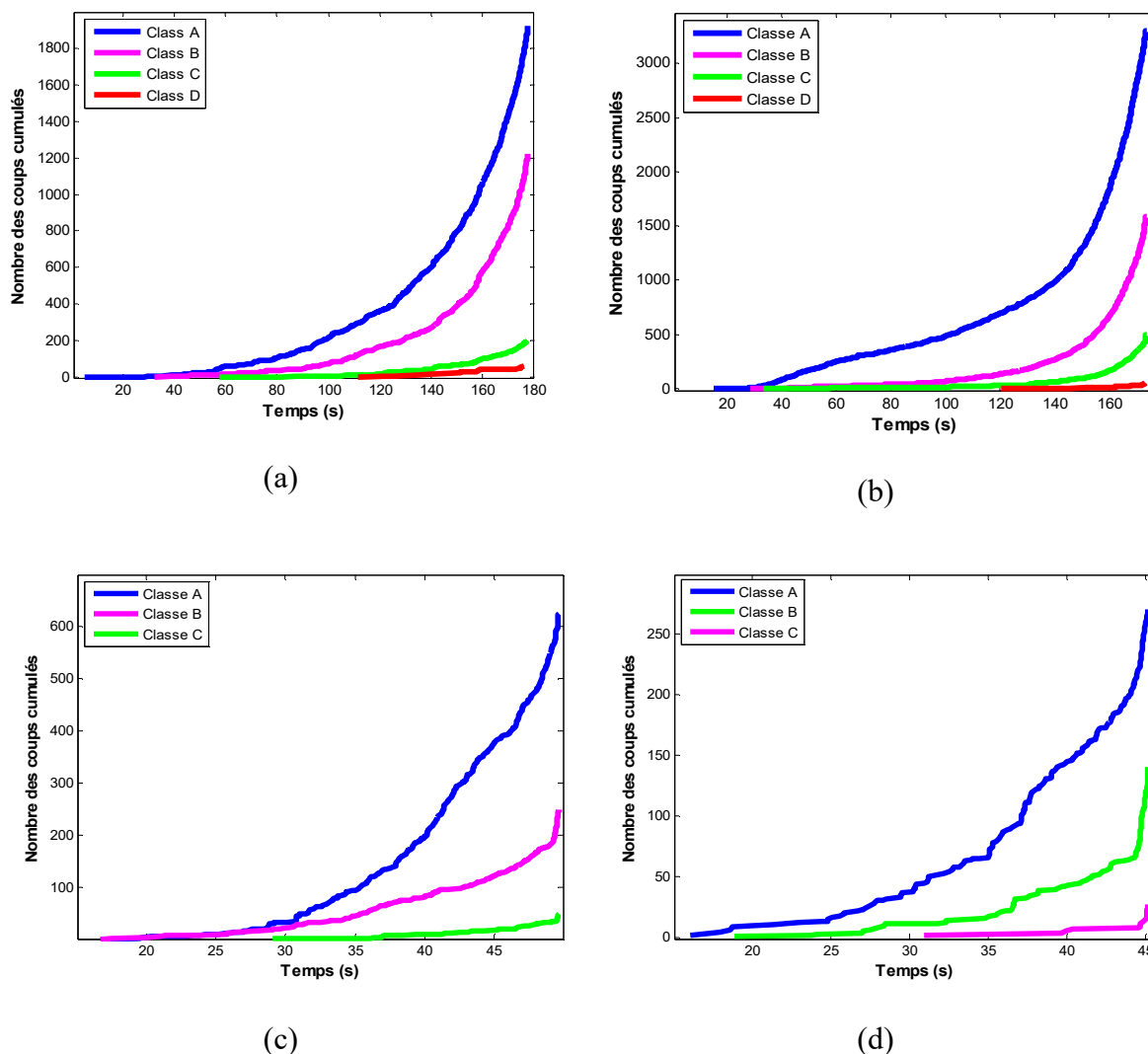


Figure 2.14 Nombre des coups cumulés en fonction de temps pour des essais de traction: a)UD 0°, b) CR[0₂/90₂]_s, c)UD45° et d)UD90°

Quatre classes sont identifiées pour les stratifiés unidirectionnels à 0° et les stratifiés croisés et seulement trois classes pour les échantillons UD-45° et UD-90°. La classe A comprend les premiers événements apparaissant dans la chronologie des spécimens. La distribution des signaux est relativement similaire pour les quatre types de spécimens et les cinq descripteurs temporels. L'amplitude est dans la plage de [40-50 dB]. Par conséquent, la classe A peut être associée aux mécanismes de la microfissuration de la matrice [90-91]. La classe B apparaît également pour toutes les configurations à une amplitude comprise entre [45 et 60 dB]. Cela peut être attribué à un décollement de l'interface fibre / matrice. La troisième classe C est estimée comme étant le retrait de la fibre. Elle représente le dernier événement précédant une

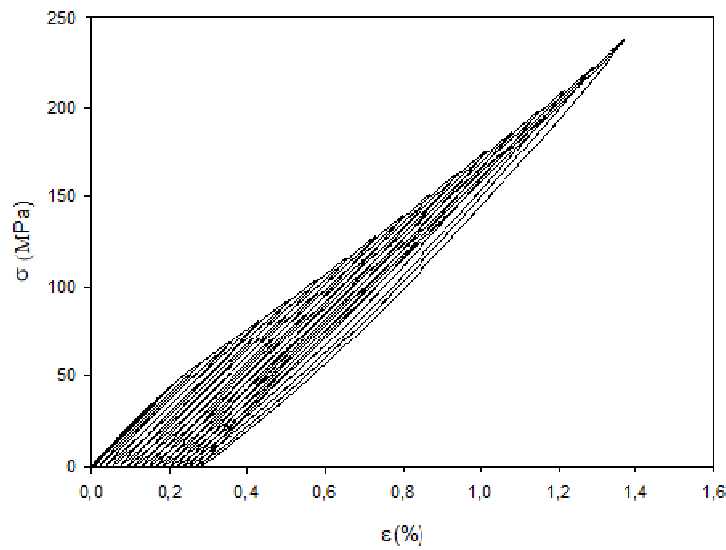
défaillance pour les UD-45° et UD-90°. Dans cette classe, les ondes acoustiques atteignent une amplitude comprise entre 65 et 80 dB. La dernière classe D contient généralement peu d'événements avec un taux d'énergie élevé et une amplitude allant jusqu'à 78 dB. L'apparition de ces événements annonce la rupture du spécimen. Cette classe n'existe pas pour les spécimens UD-90° et UD-45°. Par conséquent, il semble logique de les attribuer à des ruptures de fibres et de faisceaux de fibres.

2.4.2. Essai de traction répétée (charge-décharge)

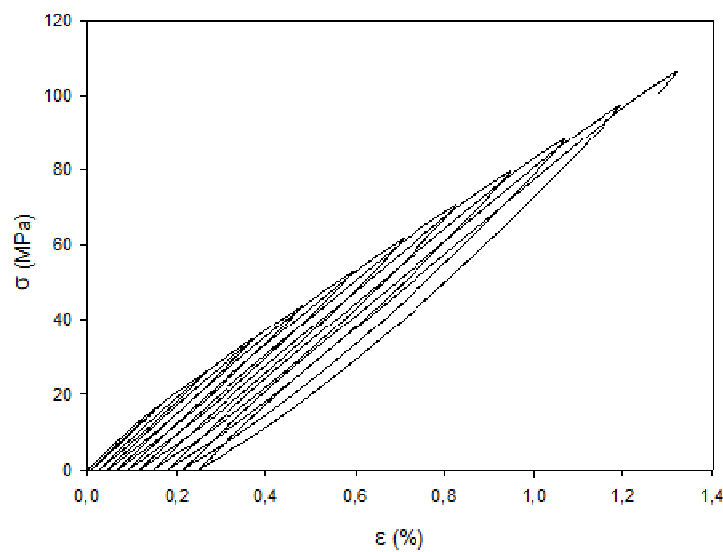
Les essais de traction continue présentent une limitation au niveau de la quantification de l'endommagement. Cela peut être expliqué par la rapidité de création et de propagation des défauts. Pour remédier à ces limitations, des essais de traction cyclique (charge-décharge) ont été réalisés pour les configurations UD-0° et CR-(0/90°) du composite Lin / Elium. Le principe est de monter en contrainte par un incrément après chaque déchargement jusqu'à la rupture de l'éprouvette.

2.4.2.1. Description qualitative de l'endommagement

La figure 2.15 présente les courbes de contrainte/déformation des essais de traction charge-décharge sur deux configurations différentes du composite. Les formes de boucles d'hystérésis sont enregistrées en fig. 2.15 a) pour UD-0° et en b) pour CR-[0₂/90₂]_s. La pente, qui représente le module tangent, diminue après chaque cycle charge-décharge jusqu'à la rupture du matériau. La surface incluse à l'intérieur des boucles d'hystérésis augmente progressivement, indiquant le comportement visqueux du composite. On remarque que dans le cas du stratifié croisé, les boucles d'hystérésis sont larges en les comparant au cas de l'UD-0°. Ainsi, l'énergie dissipée au cours de l'essai sur le stratifié croisé est plus élevée et l'endommagement qu'il subit est atteint plus rapidement.



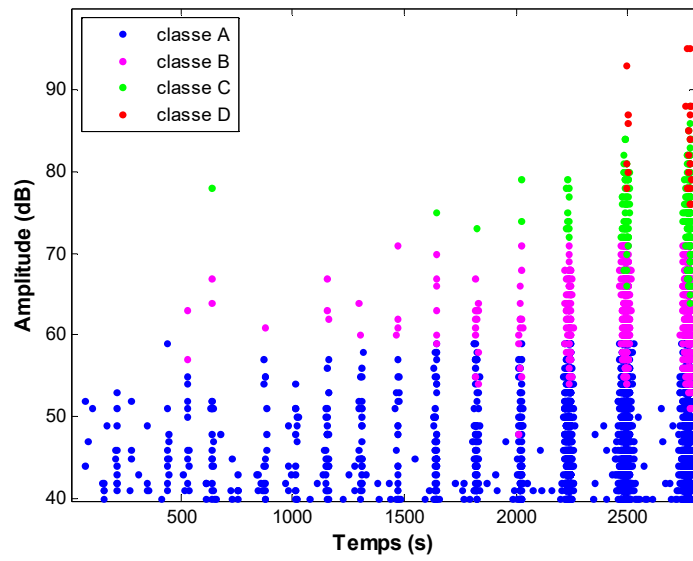
(a)



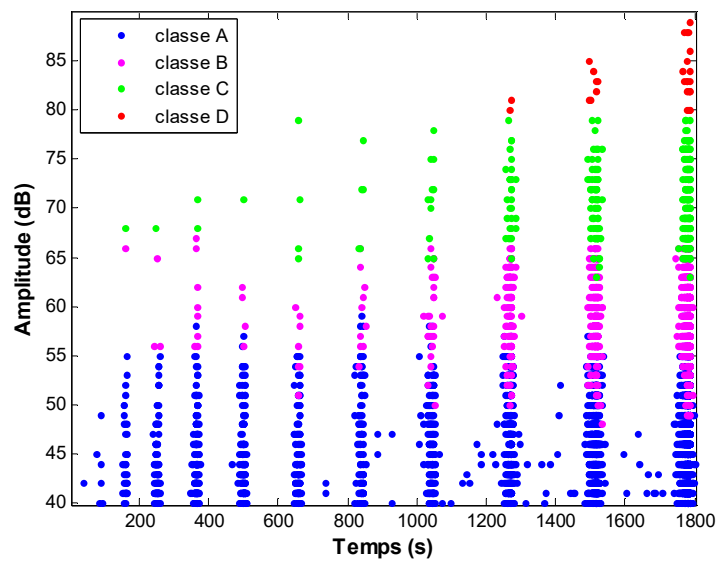
(b)

Figure 2.15. Courbe contrainte/déformation pour des essais de traction charge-décharge: a) UD 0° et b) CR[0₂/90₂]_s

La technique de suivi de l'endommagement par émission acoustique a été appliquée aussi à des essais de traction cycliques avec la même approche et avec la même méthode de classification que celle développée lors des essais de traction statique. L'amplitude des événements et le nombre de coups cumulé ont été enregistrés et donnés en fonction du temps respectivement dans les figures 2.16 et 2.17.

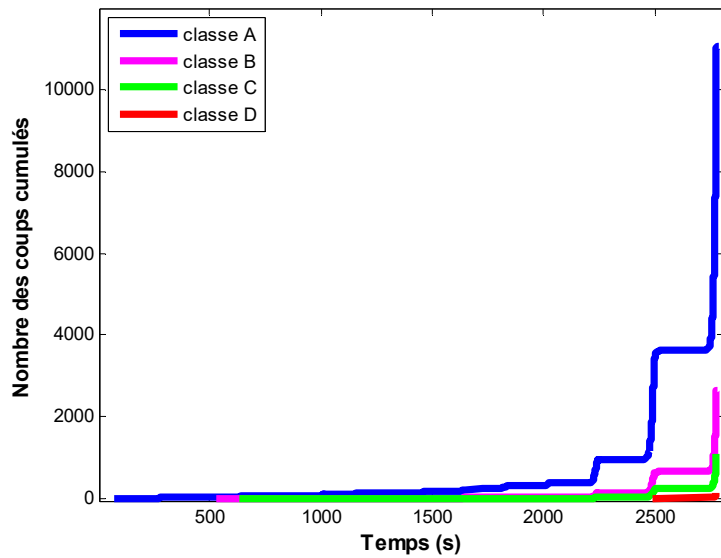


(a)

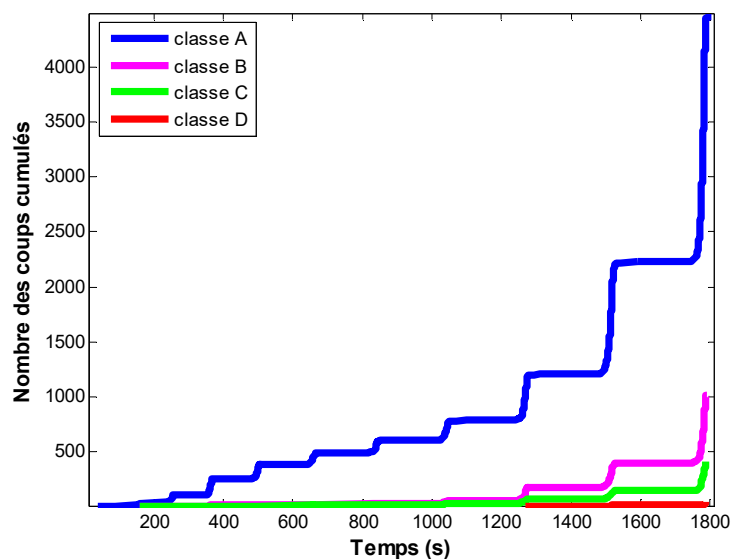


(b)

Figure 2.16. Distribution de l'amplitude en fonction du temps pour des essais de traction charge-décharge: a) UD-0° et b) CR[0₂/90₂]_s



(a)



(b)

Figure 2.17. Nombre de coups cumulés en fonction de temps pour des essais traction charge-décharge: a) UD 0° et b) CR[0₂/90₂]_s.

Dans les tracés de l'amplitude en fonction du temps, chaque cycle est donné par un groupe d'événements indiquant la phase de charge suivie d'une zone vide contenant peu d'événements correspondant à la décharge. Cela pourrait être utile pour distinguer les différents mécanismes d'endommagement dans chaque cycle. Les deux configurations du matériau ont le même ordre chronologique. Cependant, pour les courbes du nombre de coups cumulés en fonction de temps (figure 2.17), il est clairement observé que le

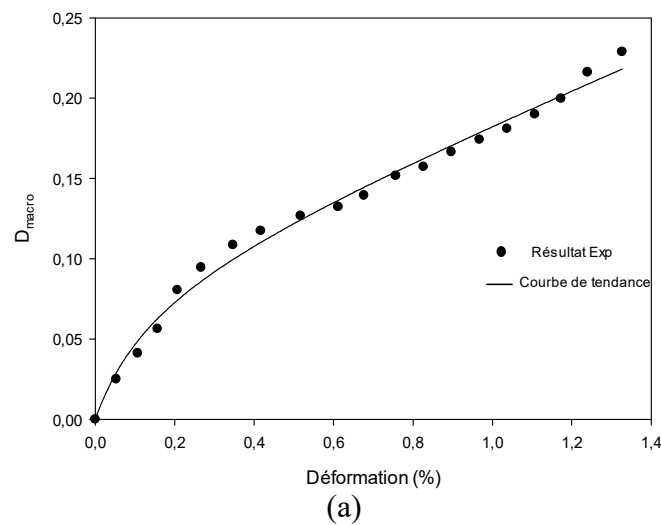
développement des tracés pour toutes les classes du stratifié croisé augmentent progressivement par rapport au composite unidirectionnel dans lequel la progression est brusque. Cela peut être dû à la grande quantité de fibres de lin dans le sens du chargement [92].

2.4.2.2. Description quantitative de l'endommagement

La dégradation du comportement mécanique global du composite est exprimée, à l'échelle macroscopique, par la baisse de sa rigidité représentée sur les courbes de la figure 2.18. En effet, les courbes décrivent l'évolution du phénomène d'endommagement par un descripteur macroscopique défini comme le rapport entre la rigidité obtenue suite à chaque chargement (le module tangent) et le module d'Young initial E_d / E_0 et ce en fonction de la contrainte appliquée aux matériaux étudiés (Eq. 2.5) [93].

$$D_{macro} = 1 - \left(\frac{E_d}{E_0} \right) \quad (2.5)$$

Où E_0 et E_d sont respectivement le module de Young de matériau vierge et endommagé.



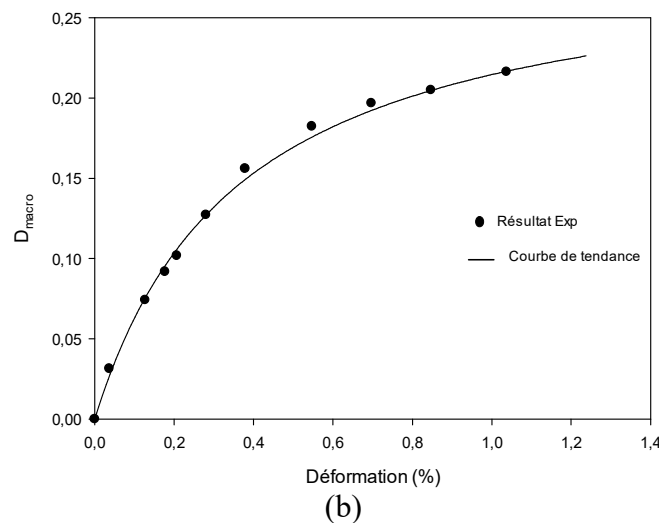


Figure 2.18. Endommagement macroscopique en fonction de la déformation au cours d'un essai traction charge-décharge : a) UD-0° ; b) CR-[0₂/90₂]_s.

L'endommagement évolue au cours des essais de traction cyclique par rapport à la déformation de manière différente pour chaque configuration selon plusieurs stades. Pour les échantillons UD-0°, il se déroule en trois phases: Une évolution rapide dans les premiers cycles jusqu'à 0,3% de déformation. La corrélation de cette constatation avec les résultats d'EA, illustrés par la figure 2.16, montre clairement que la fissuration de la matrice et la décohésion fibre-matrice sont les principaux mécanismes d'endommagement présents à ce stade. Ensuite, la pente de la courbe change jusqu'à 1,2% de déformation. Dans ce cas, la création d'un mécanisme supplémentaire est estimée, ce qui pourrait être le déchaussement de la fibre. La troisième phase de courbe correspond aux deux derniers cycles. Elle est à l'origine de la rupture des fibres telle qu'elle est représentée dans les résultats d'EA.

Toutefois, pour les stratifiés croisés, l'endommagement se présente avec un taux élevé au cours des premiers cycles, puis devient lent à la fin de l'essai, en raison de l'accumulation de différents mécanismes au premier stade, tels que la microfissuration de la matrice, la décohésion fibre-matrice et le déchaussement des fibres. La rupture des fibres commence au cours des trois derniers cycles.

2.5. Analyse Mécanique Dynamique (DMA)

L'analyse mécanique dynamique (DMA) est une méthode qui permet de caractériser le comportement dynamique de matériaux en fonction de la température et de la fréquence. Dans cette étude, l'effet de la température sur les propriétés dynamique est présenté pour la matrice en Elium ainsi que pour les composites Lin/Elium unidirectionnels et croisés.

2.5.1. Méthode expérimentale

Les essais DMA ont été réalisés sur une machine Metravib DMA + 50 en mode traction (Figure 2.19). La longueur entre les mors de fixations était de 40 mm. Un déplacement statique de 18 μm et un déplacement dynamique de 3 μm ont été appliqués sur l'échantillon à une fréquence de 1 Hz. La bande de température varie entre -30°C et 200°C par paliers de 5°C . La vitesse de chauffage est de $0,03^\circ\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$. Deux essais ont été réalisés pour chaque configuration pour confirmer les résultats présentés. Les dimensions des échantillons de composite sont de 60×10 mm avec une épaisseur d'environ 2.8 mm.

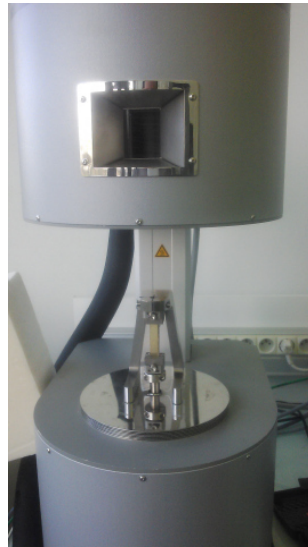


Figure 2.19. Banc d'essai d'analyse mécanique dynamique DMA

2.5.2. Effet de la température sur la rigidité

La figure 2.20 représente la variation de la rigidité en fonction de la température lors d'un essai de traction. On distingue plusieurs zones qui permettent de décrire le comportement du matériau composite en fonction de la température. En effet, à des basses températures inférieure à la température de transition vitreuse T_g , qui est à l'ordre de 80°C , les composites ainsi que la matrice Elium pure présentent des modules élevés. Ils sont considérés comme un solide vitreux. En particulier, pour les deux configurations UD- 0° et CR-(0/90), les essais ont été élaborés à partir de -30°C . Cela permet de conclure que d'autant la température est basse d'autant le module d'élasticité est élevé. La chute du module en fonction de la température est quasi-linéaire. Sa vitesse est très importante pour le composite UD- 0° . En continuant à chauffer, une deuxième phase apparaît qui est caractérisé par des relaxations secondaires ou des transitions de type β et γ au niveau du polymère constituant le composite [94]. Ces relaxations sont à l'origine des mouvements locaux des unités constitutives des chaînes

principales. En s'approchant de la température T_g , la mobilité des chaînes devient plus importante. Cela se traduit par une relaxation principale ou la transition α . Ensuite, au delà de T_g , une chute rapide et importante est remarquée pour atteindre un état caoutchoutique précédant l'écoulement du polymère constitutif du composite. Néanmoins, pour les deux configurations UD-0° et CR-(0/90) le module reste à une valeur non nulle traduisant l'effet des fibres de lin dans le sens de la sollicitation.

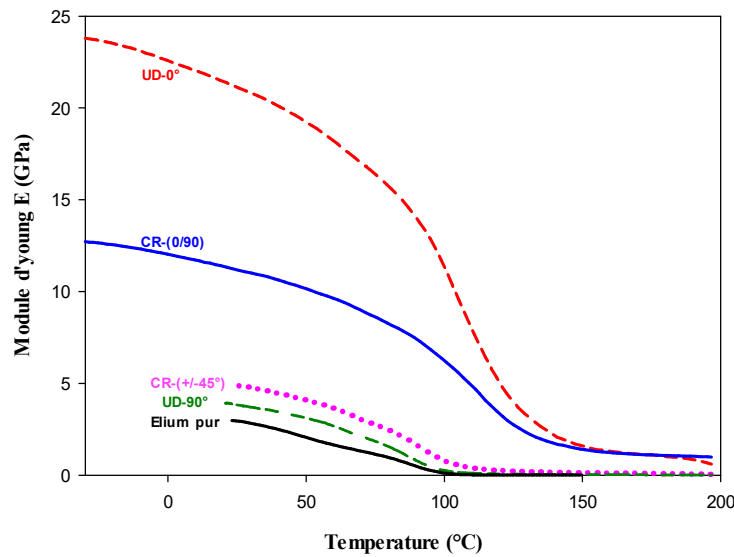


Figure 2.20. Effet de la température sur la rigidité des matériaux.

2.5.3. Effet de la température sur l'amortissement

Les essais DMA permettent d'obtenir plusieurs paramètres représentant le bilan énergétique du composite pour une gamme de température bien définie lors d'un essai de traction. En effet, le module de stockage (E') permet de mesurer l'aptitude du composite à stocker de l'énergie mécanique et le module de perte (E'') permet de mesurer l'énergie dissipée. Le rapport de deux modules permet d'évaluer le facteur de perte noté $Tan \delta$ décrivant l'amortissement relatif au matériau testé. Les figures 2.21 et 2.22 représentent respectivement l'évolution du module de perte et de l'amortissement en fonction de la température pour les différentes configurations des composites.

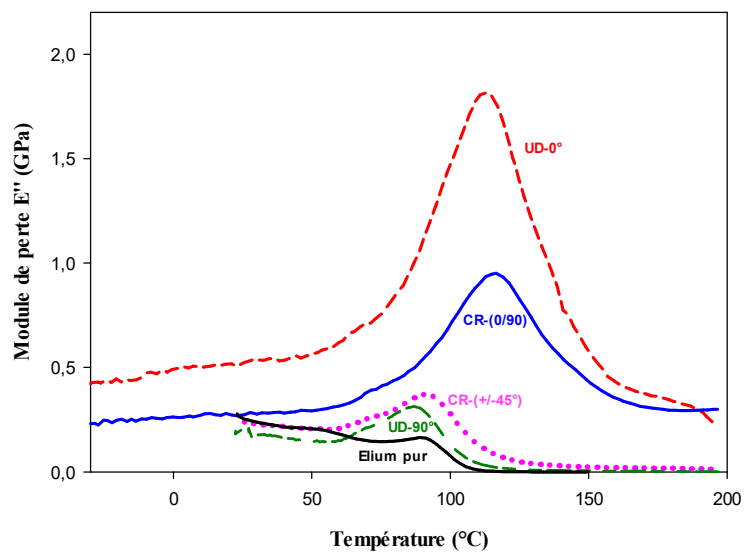


Figure 2.21. Effet de la température sur le module de perte

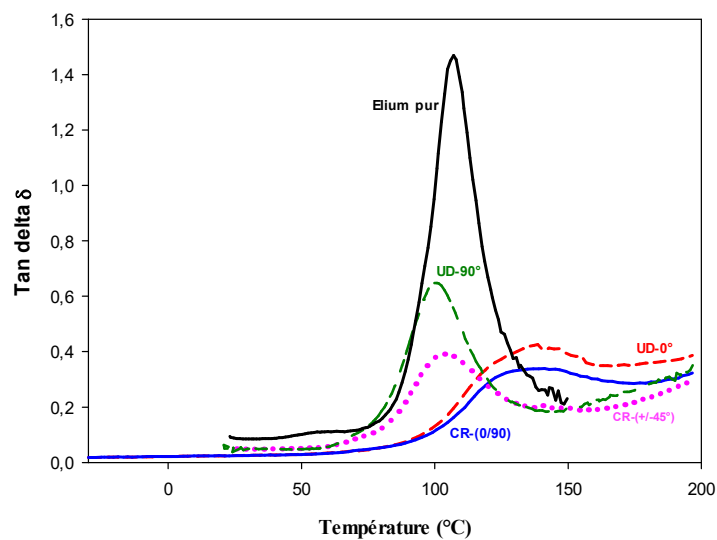


Figure 2.22. Evolution de l'amortissement en fonction de la température

Les résultats obtenus pour le module de perte (E'') reportés sur la figure 2.21 montrent que les propriétés d'amortissement ne sont que légèrement modifiées jusqu'à 70°C par rapport à la température initiale. Une augmentation de (E'') d'environ 20% est marquée pour les composites UD- 0° et CR-(0/90) tandis que pour les autres configurations on enregistre une faible diminution moins de 8%. Ensuite, pour une température autour de T_g le module de perte augmente brusquement pour atteindre un pic dont l'amplitude est différente pour chaque matériau ainsi que la température correspondante. En effet, lorsque la rigidité est importante le module de perte devient aussi important. Les résultats permettent de remarquer

que l'insertion des fibres dans le sens de la sollicitation entraîne un décalage de température à laquelle apparaît le pic. Finalement, pour des températures élevées une chute de module est remarqué pour atteindre un niveau nul pour l'Elium pur, l'UD-90 et le CR-(+/-45).

L'évaluation de module de perte et de stockage permet de représenter l'amortissement en fonction de la température (Figure 2.22). Les résultats montrent que la matrice d'Elium possède une capacité d'amortissement importante par rapport aux composites à fibre de lin. L'évolution de la température montre une transition entre l'état vitreux et l'état caoutchouteux de la matrice. Les composites, autour de cette transition, possèdent un comportement purement viscoélastique. Durant l'état vitreux les propriétés mécaniques du matériau sont dominées par celle de la fibre de lin. Au delà de la transition l'effet de l'interface fibre /matrice joue un rôle très important [33].

2.6. Comportement des composites soumis à des sollicitations cycliques

2.6.1. Comportement des biocomposites en fatigue traction-traction

2.6.1.1. Protocole expérimental

Les configurations d'échantillons, unidirectionnel UD-0° et croisé CR-[0₂/90₂]_s, testés en traction statique monotone sont reprises lors d'essais en fatigue traction-traction selon la norme ASTM D3479 [95]. Les essais ont été réalisés avec le même dispositif expérimental décrit en protocole expérimental en section 2.4.1.1 avec une charge contrôlée utilisant une forme d'onde sinusoïdale et une fréquence de 10 Hz (Figure 2.23). Le taux de charge R définie par l'équation 2.6 est égal à 0,1 [96]. La température au cours des essais est mesurée et l'écart ΔT° ne dépasse pas 7°C. Différents niveaux de chargement ont été appliqués pour chaque configuration.

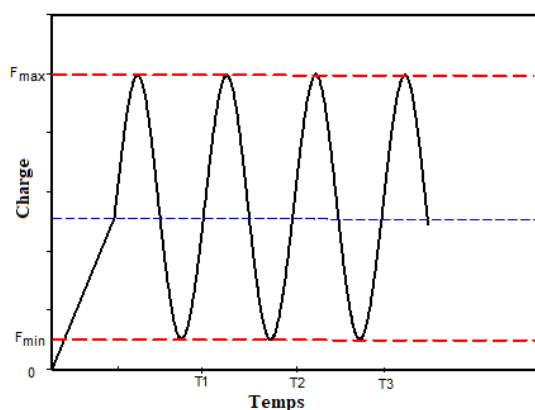


Figure 2.23. Profile de chargement pour un cycle de fatigue

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} = 0.1 \quad (2.6)$$

Où σ_{\max} et σ_{\min} sont respectivement les contraintes maximales et minimales appliquées.

Différents taux r (Eq. 2.7) de la valeur de résistance ultime à la traction ont été appliqués pour les deux configurations de matériaux: stratifiés UD et croisés. Les essais de fatigue ont été réalisés jusqu'à la rupture.

$$r = \frac{\sigma_{\max}}{\sigma_{Lrupt}} \quad (2.7)$$

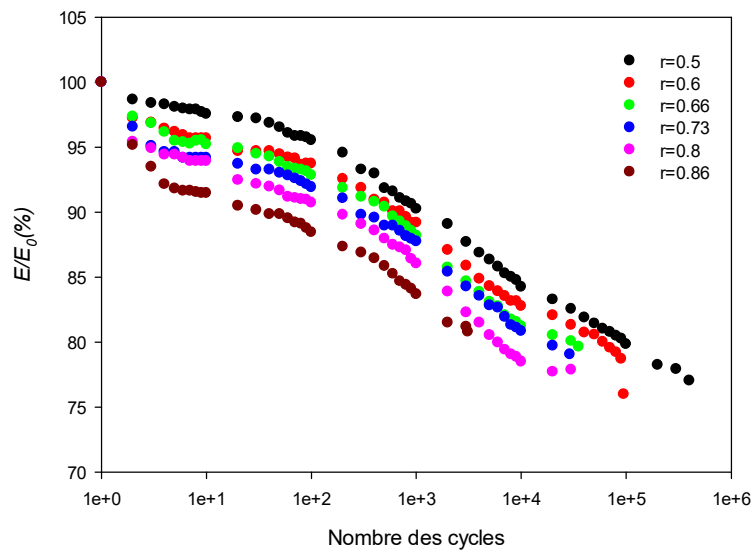
Où, σ_{Lrupt} est la contrainte maximale à la rupture.

2.6.1.2. Evolution des propriétés mécaniques

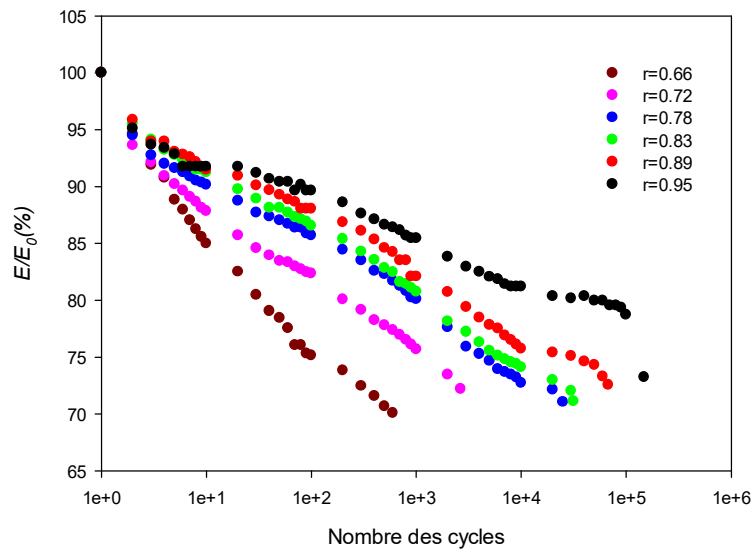
- Perte de la rigidité

L'évaluation de la rigidité du matériau composite au moyen des chargements cycliques est considérée comme une méthode pertinente pour étudier la durabilité et suivre l'évolution de l'endommagement. En effet, le principe consiste à suivre l'évolution du déplacement maximal d_{\max} pour chaque cycle de sollicitations. La dégradation est représentée en pourcentage en rapportant le déplacement maximal à chaque cycle au déplacement maximal au premier cycle.

La figure 2.24 montre l'évolution du déplacement (d_{\max}/d_0_{\max}), représenté par E / E_0 , en fonction du nombre de cycles à la rupture pour le UD-0 ° et le stratifié croisé $[0_2/90_2]_s$ en utilisant une échelle semi-logarithmique. Pour les deux configurations, il est constaté que la variation de rigidité se résume par deux étapes. Pour la première, une chute brusque, en particulier dans les 100 premiers cycles. Pour la deuxième, la décroissance de la rigidité devient plus lente.



(a)



(b)

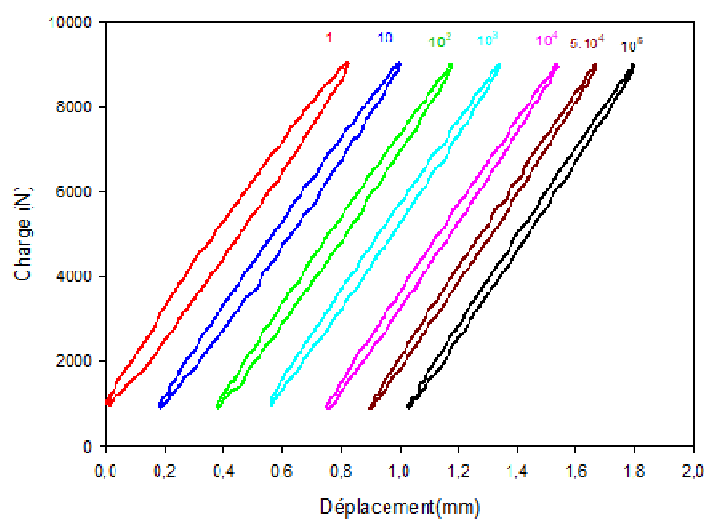
Figure 2.24. Perte de rigidité: a) UD 0° et b) CR-[0₂/90₂]ₛ.

La rupture des échantillons UD correspond à une chute d'environ 25% du déplacement maximal. Tandis que pour les stratifiés croisés, la rigidité décroît jusqu'à atteindre environ 30%. Ceci révèle l'influence de l'architecture des composites sur l'évolution de la rigidité, ce qui pourrait s'expliquer par le comportement viscoplastique des fibres de lin dans la direction de chargement. L'orientation des fibres a une grande influence sur les propriétés relatives à la rigidité et sur la manière dont l'endommagement se développe au cours du temps. Comme dans les composites conventionnels; les plis dont l'orientation des fibres de lin est désaxée par

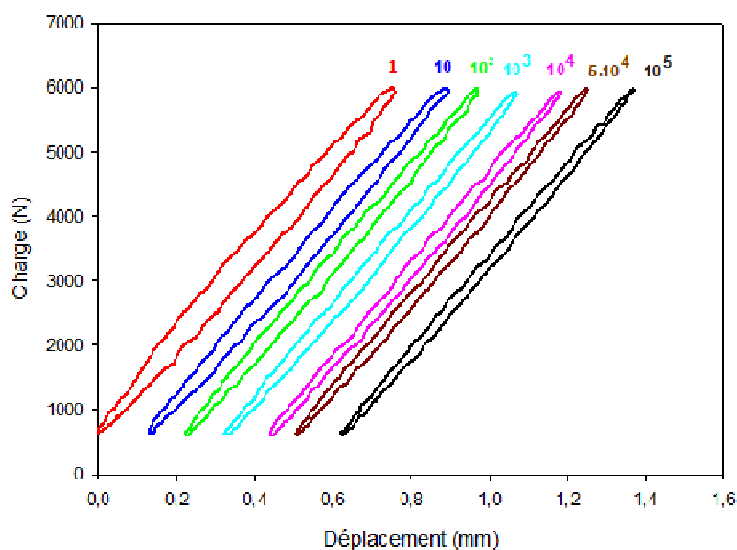
rapport à la direction de chargement favorisent un état de contrainte combinée au niveau de l'interface fibre- matrice : contrainte normale et contrainte de cisaillement [69,96].

- Boucle d'hystérésis

Pour étudier le comportement de charge/déplacement lors d'essais de fatigue traction-traction, 100 points expérimentaux ont été enregistrés en temps réel pour chaque cycle chargement-déchargement. La figure 2.25 montre les courbes correspondantes aux cycles suivants: 1, 10, 10^2 , 10^3 , 10^4 , $5 \cdot 10^4$ et 10^5 avec un taux de charge d'environ 65% de la résistance à la traction. Toutes les courbes représentées ont la forme d'une boucle d'hystérésis. Elles ont été translattées le long de l'axe de déplacement pour permettre l'analyse du comportement du composite.



(a)



(b)

Figure 2.25. Boucles d'hystérésis à différents cycles: a) UD 0° et b) CR[0₂/90₂]_s

Les résultats montrent que l'air intérieur de la boucle d'hystérésis diminue pour les deux configurations. En effet, les premières boucles sont plus larges que les dernières. Au fur et à mesure que l'essai progresse dans les cycles, les boucles d'hystérésis deviennent de plus en plus minces. Cet effet s'explique par une forte activité des mécanismes d'endommagement au cours de la première étape du cycle de vie en fatigue, en particulier au niveau de l'interface fibre-matrice. Dans un deuxième temps, la densité des microfissures de la matrice atteint généralement un état de saturation [97]. Les fibres de lin contribuent également à la séquence d'endommagement d'une manière progressive en raison de leur microstructure complexe [98-100]. Dans ce contexte, Silva et al. [101] ont montré, en analysant le comportement en fatigue des fibres de sisal, que la cinétique d'endommagement dans les fibres végétales commence par une modification de la forme des cellules fibreuses, passant de la forme circulaire à la forme ovale. De plus, les microfissures créées dans la paroi secondaire évoluent vers les lamelles moyennes et créent un délaminage entre les cellules fibreuses adjacentes, puis des microfissures atteignent les couches de la paroi cellulaire, entraînant la ruine du lien entre tous les composants de la structure.

- Energie dissipée et facteur d'amortissement

Les boucles d'hystérésis définissent l'évolution de la contrainte en fonction du déplacement pour chaque cycle au cours d'un essai de fatigue. L'analyse des données recueillies représente un moyen utile pour suivre et décrire l'état du matériau. En particulier, la zone délimitée par chaque courbe pourrait servir pour évaluer l'énergie dissipée dans le matériau. En effet, tel qu'il est représenté sur la figure 2.26, il est intéressant d'évaluer deux types d'énergies. D'une part, l'énergie dissipée E_d correspondante à la surface à l'intérieur de la boucle. D'autre part, l'énergie potentielle maximale E_p donnée par la zone située sous la partie de chargement [102]. Une simple sommation trapézoïdale est utilisée pour évaluer les deux énergies dissipée et potentielle. Pour chaque cycle, E_p et E_d sont données par les équations Eq.2.8 et Eq.2.9 [102]:

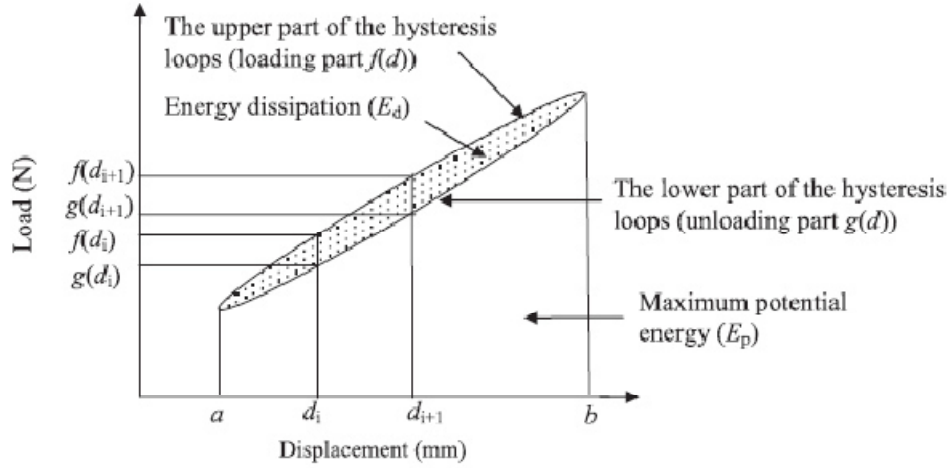


Figure 2.26. Energie potentielle (E_p) et énergie dissipée (E_d)

$$E_d = \frac{1}{2} \sum_{i=1}^n (d_{i+1} - d_i) \{ [f(d_{i+1}) + f(d_i)] - [g(d_{i+1}) + g(d_i)] \} \quad (2.8)$$

$$E_p = \frac{1}{2} \sum_{i=1}^n (d_{i+1} - d_i) [f(d_{i+1}) + f(d_i)] \quad (2.9)$$

La figure 2.27 illustre l'énergie dissipée par rapport au nombre de cycles pour les deux configurations de composites UD-0° et CR-[0₂/90₂]_s à une charge maximale atteinte égale à 65% de la résistance statique. Les tracés montrent une tendance similaire pour les configurations. Une chute rapide dans les premiers cycles jusqu'à 2×10^4 cycles est suivie d'une diminution progressive. Le composite unidirectionnel dissipe deux fois plus d'énergie que le composite croisé. Par ailleurs, une mesure de l'écart de la température effectuée lors des essais de fatigue pour les deux configurations de matériaux a montré que la valeur de ΔT d'UD-0° est deux fois supérieure à celle du composite croisé. Cela pourrait révéler la cohérence des résultats expérimentaux présentés à la figure 2.27.

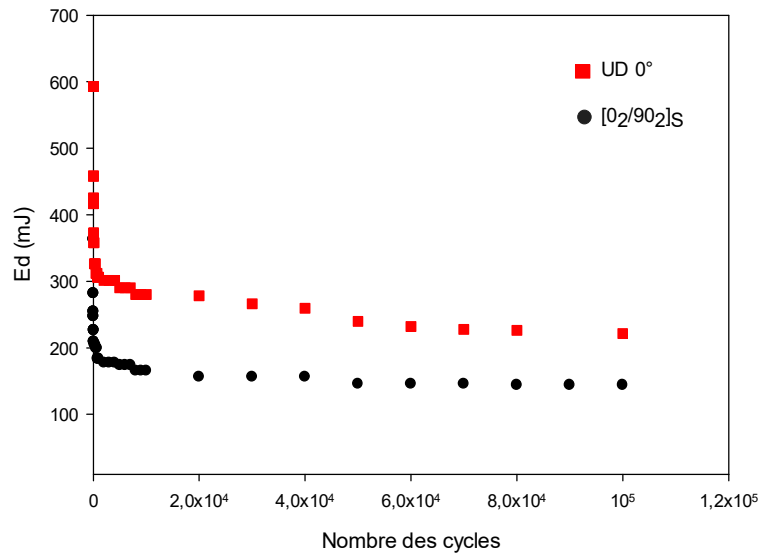


Figure 2.27. Energie dissipée en fonction du nombre de cycle

L'évaluation des deux énergies permet la détermination du facteur de perte, appelé aussi facteur d'amortissement, illustré en fonction du nombre de cycles. Il est donné par l'équation suivante (Eq.2.10), [102]:

$$\eta = \frac{E_p}{2\pi E_d} \quad (2.10)$$

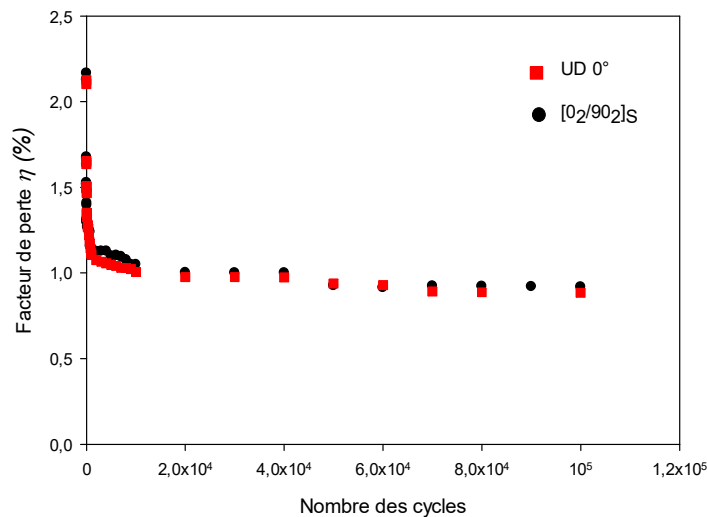


Figure 2.28. Facteur de perte en fonction du nombre de cycles

La figure 2.28 représente l'évolution du facteur d'amortissement en fonction du nombre de cycles pour les deux configurations de composites UD-0 ° et CR-[0₂/90₂]s. Les tendances

décrites par les deux séries de points sont similaires et montrent que le facteur de perte subit une chute rapide au cours des premiers cycles. A partir de 2.10^4 cycles, il continue à diminuer légèrement et ensuite, il se stabilise avant la rupture finale de l'échantillon à partir de 8.10^4 cycles. Ce constat traduit une forte accumulation, au début des essais de fatigue, des mécanismes d'endommagement dans le composite et ce en accord avec l'évolution décrite par les pertes des rigidités évaluées précédemment et représentées en figure 2.24. Ainsi, il convient de considérer ce paramètre comme un indicateur approprié de la cinétique de l'endommagement et de son accumulation pour les essais de fatigue.

2.6.1.3. Analyse de l'endommagement par émission acoustique

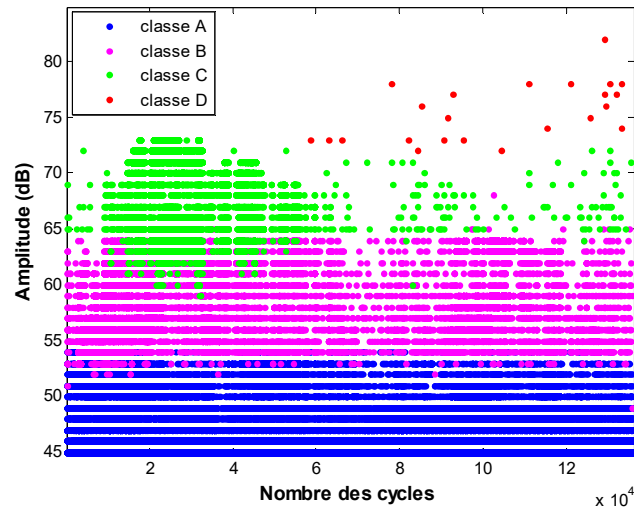
En raison du comportement non linéaire du biocomposite, une analyse détaillée par EA permet d'identifier les types de mécanismes d'endommagement qui affectent la durabilité du matériau lors des essais de fatigue.

Comme dans le cas des essais statiques monotones, le protocole et la technique d'acquisition sont réalisés en tenant compte de la méthodologie de classification non supervisée détaillée précédemment. Par ailleurs, le nombre optimal de classes est obtenu par la méthode des moyennes K et avec le facteur minimum R_{ij} (D & B). Le seuil d'amplitude est établi à 45 dB pour les échantillons unidirectionnels et croisés. Les résultats sont présentés par les tracés d'amplitude et le nombre de coups cumulés en fonction du nombre de cycle. Les essais sont effectués à un taux de charge d'environ 65% de la résistance à la traction.

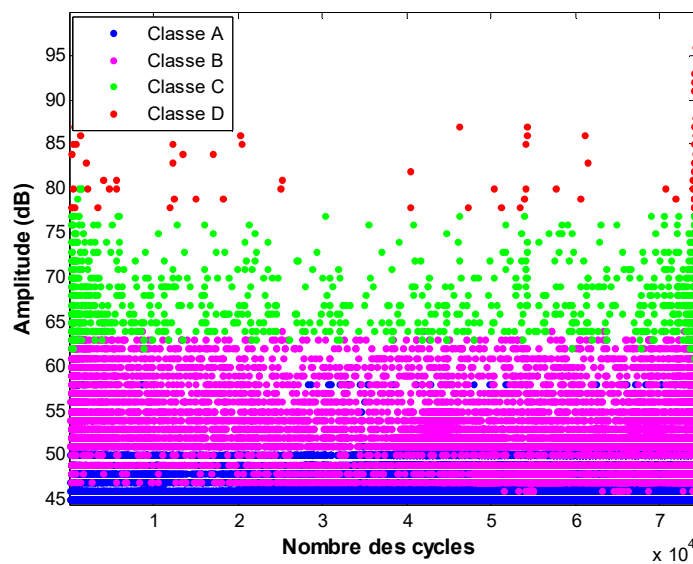
La figure 2.29 illustre quatre classes pour les deux configurations. En se référant à l'identification développée précédemment, les résultats permettent de percevoir une première classe A correspondant à la microfissuration de la matrice avec un grand nombre d'événements. Une deuxième classe B peut être attribuée à un décollement fibre / matrice. Puis, une troisième classe C est estimée comme étant un déchaussement de la fibre. La quatrième classe D est caractérisée par la plus haute amplitude correspondant au mécanisme de rupture des fibres.

Pour les stratifiés croisés, d'après la figure 2.29.b, tous les mécanismes d'endommagement apparaissent dès le premier stade et avec un taux élevé d'événements acoustique. Ces derniers correspondent à l'initiation et à la multiplication de microfissures. Ensuite, les événements acoustiques diminuent au cours de l'essai jusqu'à l'étape de la rupture totale de l'échantillon provoquée par le déchaussement et la rupture des fibres. Ce constat est différent de celui noté lors des essais de traction statique monotones où la rupture des fibres apparaît dès la première

étape. Cela pourrait expliquer l'origine de deux phases de perte de la rigidité décrites précédemment dans la section 2.6.1.2. En effet, chaque mécanisme d'endommagement est caractérisé par une plage d'amplitude. La fissuration matricielle (classe A) se produit entre 45 et 59 dB, la décohésion fibre/matrice (classe B) se situe dans une plage de 45 à 59 dB, le déchaussement des fibres (classe C) survient entre 65 et 80 dB et la rupture de fibres dépasse 78 dB.

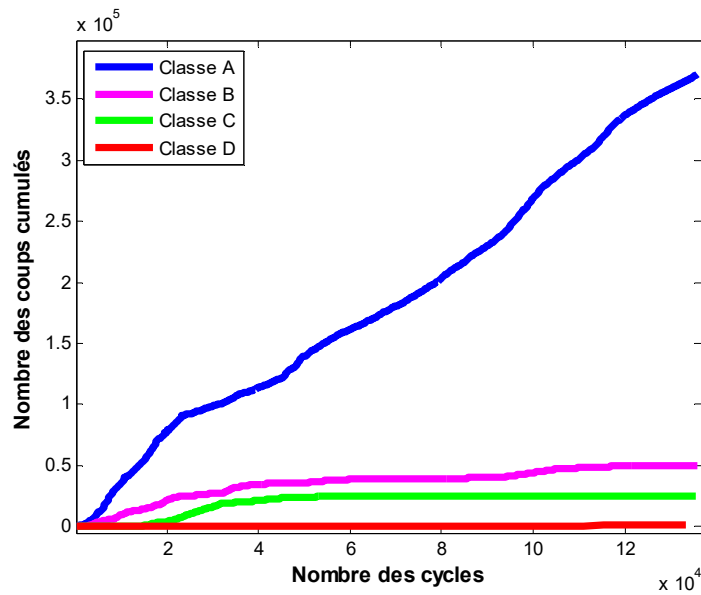


(a)

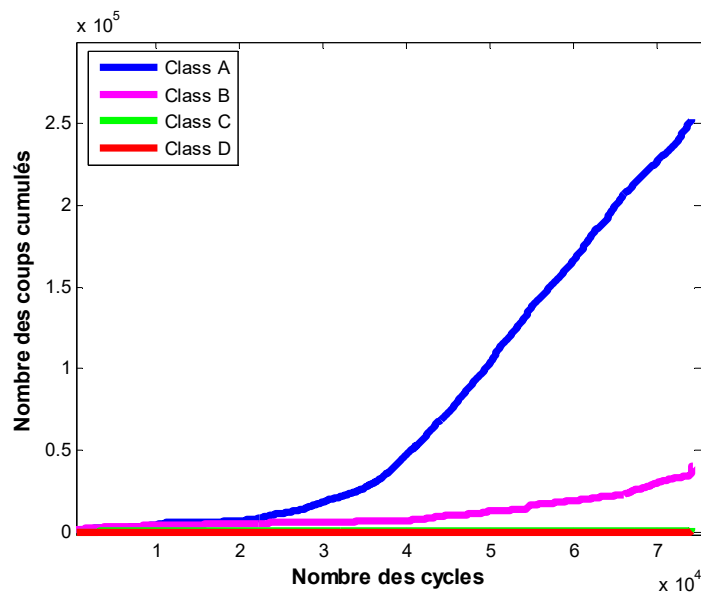


(b)

Figure 2.29. Distribution de l'amplitude en fonction du temps pour des essais de fatigue traction-traction: a) UD 0° and b) CR-[0₂/90₂]_s.



(a)



(b)

Figure 2.30. Nombre des coups cumulés en fonction du temps pour des essais de fatigue traction-traction: a) UD-0° et b) CR-[0₂/90₂]_s.

La figure 2.30 permet de mettre en exergue la différence, en termes de poids, entre les mécanismes d'endommagement. Il est clair que les évènements « coups » résultant de la fissuration de la matrice et du déchaussement fibre/matrice sont beaucoup plus importants que ceux obtenus des autres mécanismes. Lors du chargement cyclique, les défauts d'imprégnation fibre/matrice et les faibles propriétés interfaciales sont considérées comme

des facteurs importants contribuant à l'endommagement, en particulier pour la configuration croisée. Cela peut s'expliquer par le fait que le déchaussement fibre / matrice et le glissement par frottement se développent lors de l'extension de la fissure. Cependant, les fibres restent relativement intactes et propagent la fissure [102].

Contrairement aux configurations de composites stratifiés croisés, les ruptures de fibres n'apparaissent pas dès le début de l'essai sur le composite unidirectionnel. En plus, le taux de déchaussement fibre-matrice est plus important. L'amplitude du signal acoustique varie selon les différents modes d'endommagement. La plage d'amplitude allant de 45 à 57 dB correspond à la microfissuration de la matrice, de 48 à 68 dB à la décohésion interfaciale, de 62 à 78 dB au déchaussement des fibres et jusqu'à 77 dB à la rupture de fibres.

Tous les résultats des essais réalisés en chargement unidirectionnel ont montré la présence de quatre classes dans les données EA, qui définissent les mécanismes d'endommagement. Cependant, en cas de chargement réversible, l'endommagement se développe à travers plusieurs mécanismes tels que le flambage et le délaminage des fibres. Généralement, dans les essais de fatigue en compression, la classification des données d'EA conduit à distinguer un nombre de classes inférieur à celui-ci en cas de chargement unidirectionnel. Hua Su [103] a couplé la technique d'EA avec des essais de compression uniaxiaux appliqués sur un composite verre/Epoxy. Il a constaté que les événements enregistrés peuvent être divisés en trois phases. La première correspond à la création de zones striées au niveau de la matrice, puis, il se produit un flambage des fibres et enfin, les fibres se rompent.

2.6.1.4. Durée de vie

La durée de vie des composites est généralement exprimée au moyen de la courbe S-N de Wöhler. En effet, la figure 2.31 illustre les résultats pour les composites croisées et unidirectionnels. La loi, de type régression linéaire, décrite en Eq.2.11 permet de proposer une représentation pertinente de la durée de vie pour chaque matériau.

$$\sigma_{\max} = b - a \cdot \log(N_r) \quad (2.11)$$

Où, σ_{\max} est la contrainte maximale appliquée, N_r est le nombre de cycles à la rupture. Les valeurs de a et b sont déterminées graphiquement.

Par conséquent, plusieurs essais ont permis la représentation d'une courbe S-N linéaire sur une échelle logarithmique. Cela prouve que, pour des sollicitations en fatigue traction-traction, le composite unidirectionnel présente des capacités de résistance à la fatigue élevées suivant la direction de chargement par rapport aux stratifiés croisés, en particulier, pour les

charges élevées. Cela est dû à sa grande résistance à la rupture. Cependant, la durée de vie des échantillons UD devient plus sensible lorsque le taux de charge maximal diminue. Pour environ 50% de la résistance ultime à la traction (UTS), les deux configurations sont entièrement endommagées après un nombre de cycles comparables, autour de 10^6 .

Par conséquent, l'orientation des fibres a un impact important sur le comportement mécanique enregistré lors des essais de fatigue. Selon Silva et al. [101] pour UD-0°, une pente fortement décroissante révèle une forte influence de l'endommagement en fatigue se produisant au niveau de la fibre (rupture de la fibre, décollement de la fibre / du faisceau, etc.). Tandis qu'une pente graduelle pour les échantillons croisés reflète un mécanisme d'endommagement dominé par la matrice [101]. Les résultats expérimentaux montrent que la limite d'endurance du composite UD dépasse nettement celle du stratifié croisé.

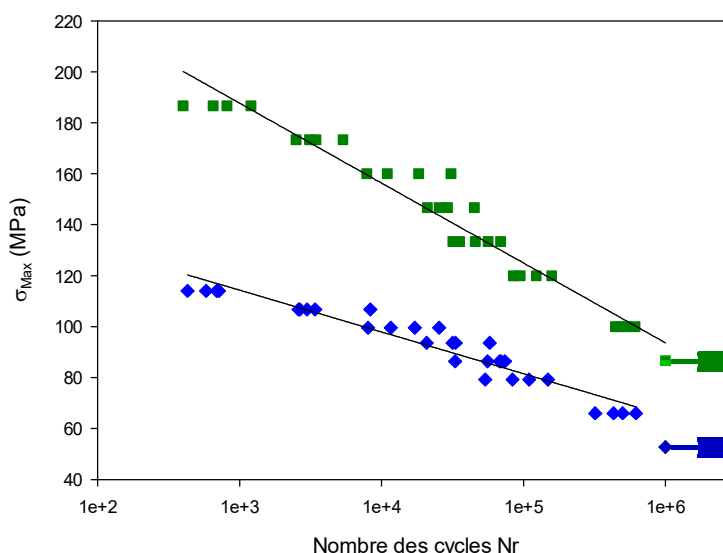


Figure 2.31. Courbes S-N

2.6.2. Comportement des biocomposites en fatigue par flexion 3 points

2.6.2.1. Protocole expérimental

Afin d'étudier le comportement en fatigue de type flexion 3-points, Il est primordial de réaliser au préalable des essais statiques qui permettent de déterminer les caractéristiques mécaniques plus particulièrement la résistance à la rupture. Les éprouvettes ont été testées selon la norme ASTM D790-86 (figure 2.32). Dans le cas des essais statiques, le chargement a été appliqué avec une vitesse de 5 mm/min. Les essais de fatigue ont été effectués à

déplacement contrôlé en utilisant une forme d'onde sinusoïdale avec une fréquence de 5Hz. Les échantillons de flexion sont des stratifiés croisés $[0_3/90_3]_S$ présentant une géométrie rectangulaire de dimension 15 x 125 x 4,5 mm. Un déplacement moyen constant, égal à 50% du déplacement à la rupture des essais statiques, a été appliqué. L'amplitude maximale de charge atteinte est égale à 60% du déplacement à la rupture.



Figure 2.32. Essai cyclique de flexion 3-points

2.6.2.2. Evolution des propriétés mécaniques

➤ Propriétés en statique

Un essai de flexion statique 3-points est proposé pour évaluer la durabilité du matériau et définir son comportement mécanique sous la configuration stratifié croisés $[0_3/90_3]$. Il s'agit de déterminer la rigidité, la charge à la rupture, le déplacement à la rupture et le module de flexion. Les résultats obtenus sont présentés sur la figure 2.33. Le graphique exprimant la charge en fonction du déplacement permet de distinguer trois phases essentielles. Une première phase linéaire illustre le comportement élastique du matériau, suivie d'une deuxième non-linéaire et dans laquelle on note des micro fissurations transversales dans les plis à 90° et une dernière phase quasi-linéaire caractérisée par la propagation de l'endommagement jusqu'à une rupture fragile.

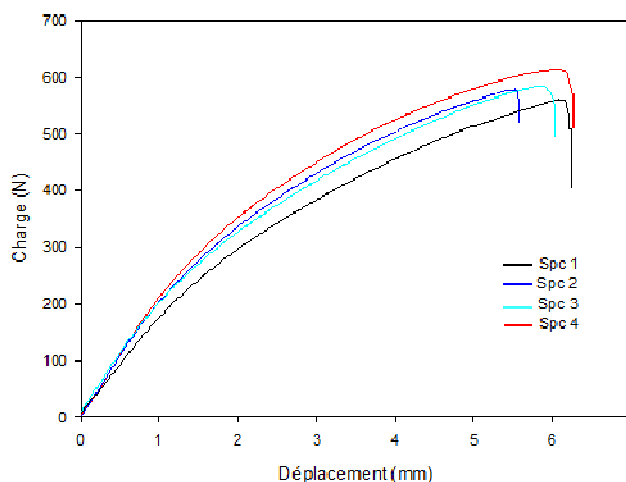


Figure 2.33. Courbe de la charge en fonction du déplacement pour $[0_3/90_3]_s$

A partir de la courbe de charge-déplacement, les caractéristiques mécaniques en flexion du composite sont déterminées et classées au tableau 2.3. Ces données sont exploitées pour la réalisation des essais de fatigue.

Tableau 2.3. Caractéristiques en flexion 3-points du composite Lin/Elium $[0_3/90_3]_s$

Paramètres	Valeur
Rigidité (N/mm)	218
Charge à la rupture (N)	604
Déplacement à la rupture (mm)	6
Module de flexion (GPa)	15.8

➤ *Propriétés en fatigue*

- Rigidité

Les éprouvettes sont chargées en flexion puis soumises à la fatigue cyclique. Lorsque la charge atteint un seuil maximal, on remarque l'apparition de déformations plastiques ainsi que des mécanismes d'endommagement. En effet, le tracé de la charge par rapport au déplacement prend la forme de boucles d'hystérésis (figure 2.34) traduisant la perte d'énergie lors du chargement cyclique.

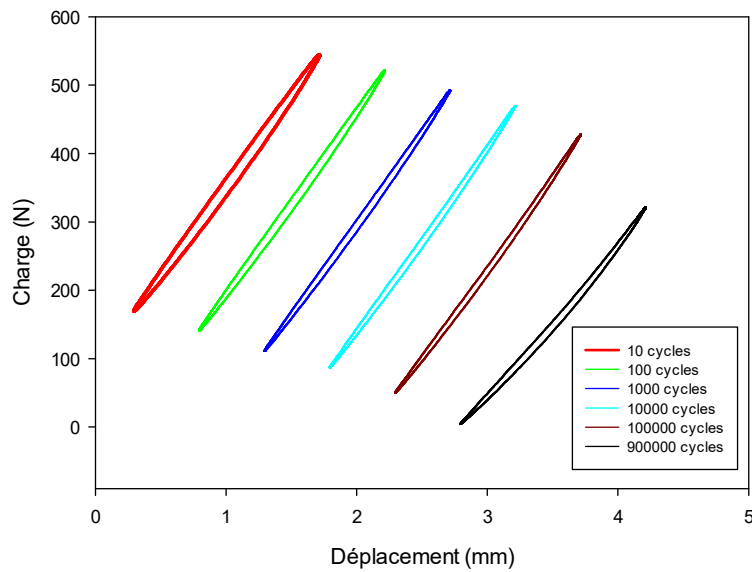


Figure 2.34. Boucles d'hystérésis des essais de fatigue en flexion 3-points

Au cours de l'essai de fatigue, l'évolution de la charge en fonction du nombre de cycles a été enregistrée. Les résultats sont présentés à la figure 2.35. La courbe montre l'évolution de la charge maximale F_{max} rapportée à la charge maximale du premier cycle F_{0max} (F_{max}/F_{0max}) en fonction du nombre de cycles de fatigue.

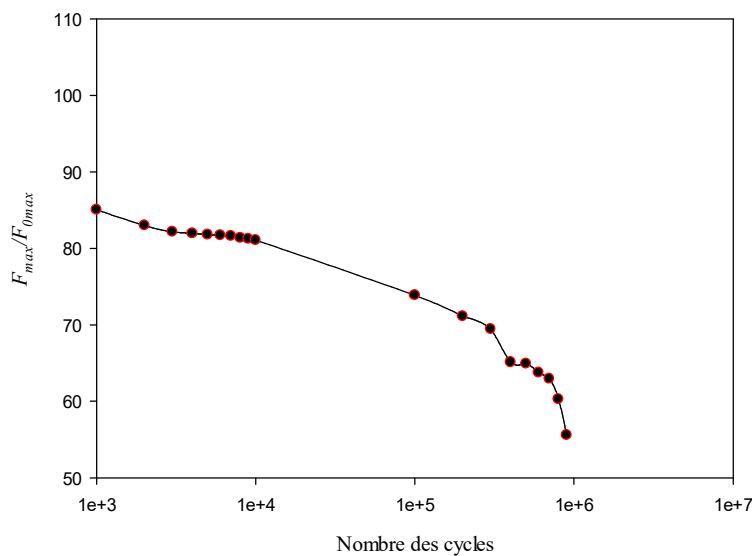


Figure 2.35. Rigidité en fonction du nombre de cycles

La dégradation de la rigidité des échantillons, au cours des essais de fatigue, se produit en deux phases. Dans un premier temps, nous constatons une lente diminution de la rigidité. Ensuite, la cinétique devient rapide dans la deuxième phase à partir de 10^4 cycles. Cet effet pourrait s'expliquer par l'initiation du phénomène de microfissurations matricielles et la

création d'autres mécanismes d'endommagement tels que le délaminage. Les deux parties de la courbe pourraient être associées à la multiplication de fissures transversales qui apparaissent progressivement dans les plis à 90° et à la propagation du délaminage à l'interface entre les plis à 0° et à 90° . La rupture du composite se produit après 9.10^5 cycles.

- Energie dissipée et facteur de perte

Pour produire une analyse du comportement en fatigue, il est nécessaire d'établir un bilan énergétique. En effet, on distingue deux types d'énergies: L'énergie dissipée E_d qui correspond à la zone intérieure de la boucle d'hystérésis. Tandis que l'énergie potentielle maximale stockée E_p est donnée par la zone située sous la partie de chargement de la boucle d'hystérésis. Pour évaluer l'énergie dissipée et l'énergie potentielle maximale, il convient de réutiliser les mêmes formulations et la même démarche utilisée pour les essais de fatigue en traction-traction.

La figure 2.36 décrit l'évolution de l'énergie dissipée en fonction du nombre de cycles. L'analyse de résultats permet de conclure que le comportement viscoélastique de la matrice, le frottement fibre-matrice et les microfissures sont les mécanismes principaux conduisant à la dissipation d'énergie dans les composites. L'allure de la courbe montre une forte diminution d'énergie aux premiers cycles et devient relativement constante dans les derniers cycles jusqu'à la rupture.

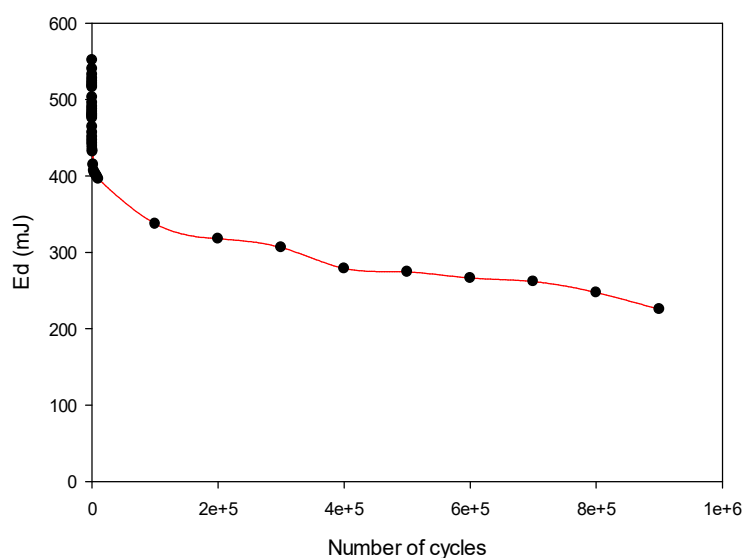


Figure 2.36. Evolution de l'énergie dissipée au cours d'un essai de fatigue en flexion 3-points

L'évaluation des deux types d'énergie permet de suivre l'évolution du facteur de perte η qui est présenté par la figure ci-dessous (figure 2.37). Le résultat montre que ce facteur demeure

constant pendant les premiers cycles de fatigue, puis augmente à partir de 10000 cycles en raison de la création et la multiplication de microfissures. Cela permet de conclure que le facteur de perte pourrait être un indicateur approprié de l'accumulation de l'endommagement pour les essais de fatigue en flexion 3-point.

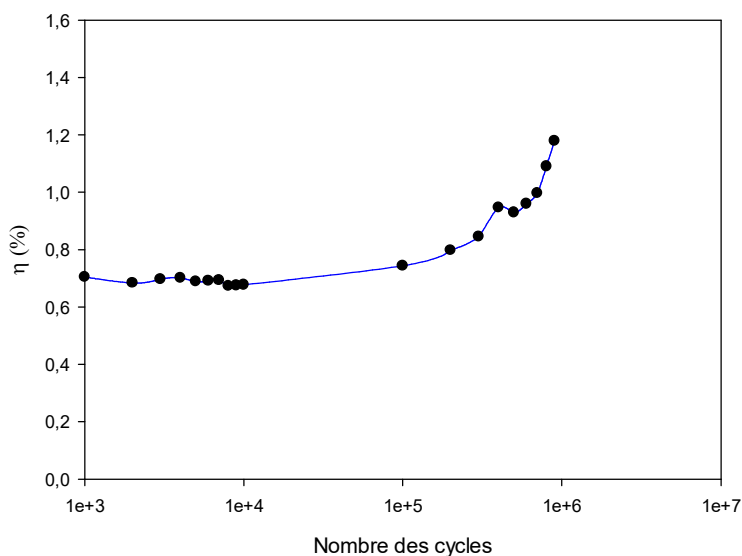


Figure 2.37. Evolution du facteur d'amortissement pour un essai de fatigue flexion 3-points

2.7. Conclusion

L'étude présentée dans ce chapitre a permis de développer la connaissance du comportement mécanique global du composite à matrice Elium renforcé de fibres de lin. Une analyse approfondie des phénomènes d'endommagement et de rupture y est discutée. Des essais de traction statique et cyclique ont été effectués pour différentes configurations préparées. Le composite à base de lin a montré une réponse non linéaire, ce qui induit une complexité pour analyser le comportement endommageable du matériau. Ainsi, la technique d'émission acoustique EA, considérée comme un moyen pertinent pour la caractérisation, a été appliquée au cours des essais. Les résultats permettent de distinguer quatre classes d'événements acoustiques pendant les essais. Chacune correspond à un mécanisme d'endommagement bien défini. Globalement, on note la microfissuration de la matrice, la décohésion fibre- matrice, le déchaussement de la fibre et enfin la rupture de la fibre. La configuration du composite a un impact important sur la cinétique et la densité de l'endommagement lors de charges statiques et cycliques. Le couplage du suivi de la variation de la rigidité et de l'énergie dissipée au cours de l'essai de fatigue s'avère être un moyen pertinent pour décrire l'état de l'échantillon. Il a été clairement observé que le composite en configuration de plis unidirectionnels dissipe

plus d'énergie que celui en configuration de plis croisés. Alors qu'ils ont une évolution comparable en termes de perte de la rigidité. Afin d'évaluer la durée de vie des matériaux, la courbe S-N est présentée et discutée. Les résultats montrent que le composite Lin/ Elium présente de bonnes performances cycliques, en particulier dans le cas de configuration unidirectionnelle. Cette étude confirme l'intérêt croissant accordé aux composites à base de fibres végétales. En effet ces matériaux montrent des performances intéressantes de point de vue mécanique par rapport aux composites à fibres synthétiques. Cela permet de chercher d'autre potentiel relatif à ces structures, ce qui est l'objectif de la partie suivante.

Chapitre 3. Comportement en vibration linéaire et non-linéaire du bio-composite Lin/Elium sain et endommagé

Résumé

Ce chapitre présente une étude expérimentale du comportement vibratoire d'un biocomposite Lin/Elium avec deux séquences d'empilement (unidirectionnel et croisé). L'analyse modale est menée dans le cas de vibration en flexion de poutres. La réponse en fréquence à une impulsion, enregistré à l'aide d'un vibromètre laser, a permis de mesurer la fréquence et autour de chaque pic de résonance. Le module de Young et le facteur d'amortissement ont été évalués en fonction de la fréquence de vibration. Par la suite, cette analyse a été menée dans le cas des composites endommagés. Les résultats obtenus ont montré que les propriétés dynamiques sont peu sensibles à l'endommagement. Enfin, une méthode de vibration non linéaire a été appliquée pour analyser le comportement du composite endommagé. Les variations de la fréquence de résonance et de l'amortissement aux différents états (sain et endommagé) du matériau sont suivies en fonction du niveau d'excitation. Deux paramètres non linéaires sont déterminés, 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. L'analyse de la variation de ces paramètres en fonction de l'amplitude à la résonance et du taux d'endommagement, a permis de montrer qu'ils sont sensibles à l'endommagement. Enfin du chapitre, une comparaison des paramètres linéaires et non linéaires est proposée.

3.1. Introduction

L'étude de comportement mécanique des matériaux biocomposites permet de mettre en évidence leur utilité pour l'éco-conception des structures et des assemblages industriels. Afin d'étendre leurs champs d'application dans des domaines spécifiques, tels que le transport, le comportement vibratoire doit être connu. En effet, la maîtrise de l'amortissement des vibrations, en réduisant les problèmes de résonance, permet d'améliorer les propriétés dynamiques des bio-composites qui sont, généralement, déterminés par plusieurs techniques. Ainsi, la capacité d'amortissement dynamique dépend de plusieurs paramètres tels que la nature des constituants soit la fibre (courte ou longue) soit la matrice (thermoplastique ou thermodurcissable) et de la qualité d'adhésion. De même, les mécanismes d'endommagement, qui apparaissent suite à des sollicitations dynamiques, peuvent aussi influencer le comportement vibratoire du matériau. Réciproquement, dans le domaine de la maintenance industrielle, les mesures vibratoires sont considérées parmi les meilleurs outils de contrôle non destructif qui permettent la détection et la caractérisation des endommagements.

Dans ce contexte, ce chapitre présente une étude expérimentale du comportement vibratoire des matériaux composites Lin/Elium. Tout d'abord, nous proposons de déterminer leurs propriétés dynamiques à travers des essais d'analyse modale. Il en résulte l'amortissement et la fréquence de chaque mode propre. Ensuite, l'effet de plusieurs paramètres a été étudié tels que l'orientation des fibres de lin ainsi que le taux d'endommagement introduit suite à des essais mécaniques statiques. D'autre part, nous présentons les résultats obtenus suite à des essais de mesure non linéaire. Ils sont basés sur l'évaluation de certaines non linéarités relatives au bio-composite et à son endommagement. Ces paramètres sont exprimés en fonction de la fréquence et du taux d'endommagement induit. En effet, ces mécanismes peuvent modifier l'amortissement modal, la fréquence propre, l'énergie de déformation ainsi la déformée modale.

3.2. Comportement en vibration linéaire des composites sains

3.2.1. Eléments théoriques

Afin d'étudier le comportement vibratoire en flexion du stratifié, on considère la géométrie de la poutre modélisée par une forme rectangulaire présentée à la figure 3.1.

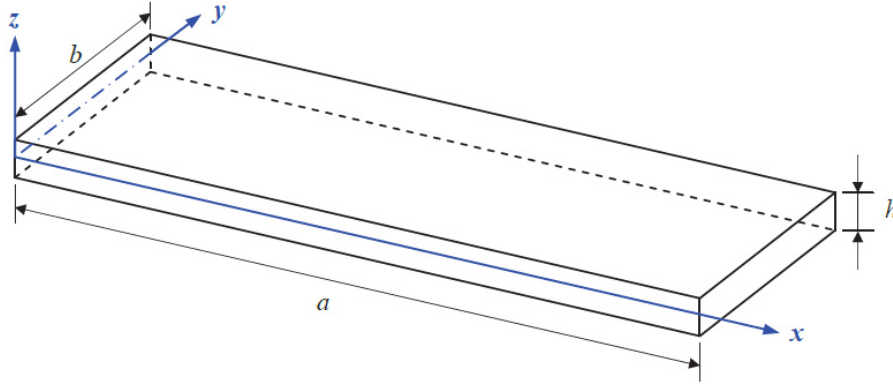


Figure 3.1. Élément de poutre

L'équation du mouvement transverse de la plaque dans le cas où le stratifié n'est soumis à aucune contrainte transverse s'écrit [104-107]:

$$D_{11} \frac{\partial^4 w_0}{\partial x^4} + 4D_{16} \frac{\partial^4 w_0}{\partial x^3 \partial y} + 2(D_{12} + 2D_{66}) \frac{\partial^4 w_0}{\partial x^2 \partial y^2} + 4D_{26} \frac{\partial^4 w_0}{\partial x \partial y^3} + D_{22} \frac{\partial^4 w_0}{\partial y^4} + \rho_s \frac{\partial^2 w_0}{\partial t^2} = 0 \quad (3.1)$$

Où w_0 est le déplacement transverse de la plaque. D_{ij} sont les coefficients de rigidité présentés par la théorie du stratifié [108] et ρ_s est la densité surfacique de la plaque.

L'approche de la théorie des poutres peut remplacer celle des plaques lorsque le rapport largeur sur longueur est très faible, la largeur restant toutefois élevée par rapport à l'épaisseur de la poutre.

La théorie des poutres tient compte de l'hypothèse que les moments de torsion selon x et les moments fléchissant selon z sont nuls, et que le déplacement transverse ne dépend que de x (figure 3.1). Cela permet d'exprimer le déplacement transverse sous la forme :

$$w_0(x, y, t) = w_0(x, t) \quad (3.2)$$

L'équation de vibration en flexion des poutres (3.1) s'écrit alors :

$$\rho_s \frac{\partial^2 w_0}{\partial t^2} + D_{11} \frac{\partial^4 w_0}{\partial x^4} = 0 \quad (3.3)$$

Dans le cas des vibrations transversales amorties, l'équation de mouvement d'une poutre soumise à une charge transverse q est donnée par [5] :

$$\rho_s \frac{\partial^2 w_0}{\partial t^2} + c_s \frac{\partial w_0}{\partial t} + D_{11} \frac{\partial^4 w_0}{\partial x^4} = q(x, t) \quad (3.4)$$

Où c_s est le coefficient d'amortissement par unité de surface. En introduisant la pulsation propre du système non amorti, l'équation peut s'écrire aussi sous la forme :

$$\frac{\partial^2 w_0}{\partial t^2} + \frac{c_s}{\rho_s} \frac{\partial w_0}{\partial t} + \omega_0^2 a^4 \frac{\partial^4 w_0}{\partial x^4} = p(x, t) \quad (3.5)$$

Où $p(x,t) = \frac{1}{\rho_s} q(x,t)$, $\omega_0 = \frac{1}{a^2} \sqrt{\frac{D_{11}}{\rho_s}}$ et a est la longueur de la poutre.

La solution de l'équation de mouvement est donnée par la méthode de séparation des variables en temps et en espace. Les vibrations modales d'une poutre sont définies par un déplacement transverse harmonique en un point de coordonnée x :

$$w_i(x,t) = X_i(x)(A_i \cos \omega_i t + B_i \sin \omega_i t) \quad (3.6)$$

Où $X_i(x)$ est l'amplitude correspondante à la déformée modale du mode i et ω_i sa fréquence. En insérant cette équation de déplacement dans celle de mouvement (3.4) on obtient :

$$\frac{d^4 X_i}{dx^4} - \frac{1}{a^4} \frac{\omega_i^2}{\omega_0^2} X_i = 0 \quad (3.7)$$

La solution de cette équation peut se mettre sous sa forme générale suivante :

$$X_i(x) = C_i \sin \kappa_i \frac{x}{a} + D_i \cos \kappa_i \frac{x}{a} + E_i \sinh \kappa_i \frac{x}{a} + F_i \cosh \kappa_i \frac{x}{a} \quad (3.8)$$

Le paramètre κ_i et les constantes C_i , D_i , E_i et F_i sont déterminés à partir des conditions aux limites de la poutre. La solution générale est obtenue par la combinaison linéaire des solutions particulières :

$$w_0(x,t) = \sum_{i=1}^{\infty} X_i(x)(A_i \cos \omega_i t + B_i \sin \omega_i t) \quad (3.9)$$

Pour une force ponctuelle transversale harmonique $F_p = \delta(x-x_p)e^{i\omega t}$ appliquée en un point quelconque x_p , où $\delta(x-x_p)$ est une distribution de Dirac localisée en x_p , la composante modale aura pour expression :

$$P_i(t) = \frac{F_p}{\rho_s} \int_0^1 X_i(x) \delta(x-x_p) e^{i\omega t} dx \quad (3.10)$$

Dans le cas d'une excitation par un pot vibrant qui permet la génération de plusieurs fréquences, l'équation du déplacement transverse sera sous la forme suivante [108] :

$$w_0(x,t) = \frac{F_p}{\rho_s} \sum_{i=1}^{\infty} X_i(x_p) X_i(x) \frac{1}{\omega_i^2} K_i(\omega) (\cos \omega t - \varphi_i) \quad (3.11)$$

Avec :

$$K_i(\omega) = \frac{1}{\sqrt{(1 - \omega^2 / \omega_i^2)^2 + (2\xi_i \omega / \omega_i)^2}} \text{ et } \varphi_i(\omega) = \tan^{-1} \frac{2\xi_i \omega / \omega_i}{1 - \omega^2 / \omega_i^2}$$

Où ξ_i est le coefficient d'amortissement visqueux déterminé par la relation suivante:

$$2\xi_i\omega_i = \frac{C_s}{\rho_s} \quad (3.12)$$

3.2.2. Méthode d'analyse modale

L'analyse modale d'une poutre en flexion est basée sur les mesures des fréquences propres suite à des excitations sous forme d'un impact ponctuel ou bien des excitations basées sur un balayage de fréquences en utilisant un pot vibrant. Les propriétés dynamiques de la poutre, qui sont essentiellement la fréquence propre et l'amortissement associé, sont mesurées du côté libre à l'aide d'un dispositif spécifique qui peut être un accéléromètre ou bien un vibromètre laser. Ces outils permettent d'avoir des résultats sous forme d'une réponse temporelle ou par la fonction de réponse en fréquence (FRF). Par ailleurs, deux types de diagramme sont utilisés pour la représenter. Tout d'abord, les diagrammes de Bode qui permettent de représenter l'évolution du module et de la phase en fonction de la fréquence. Ensuite, les diagrammes de Nyquist qui, en tenant compte du signal complexe, permettent de représenter l'évolution de la partie imaginaire en fonction de la partie réelle. Les résultats finaux sont obtenus à travers des techniques d'identification relatives à chaque diagramme de représentation. Pour ce faire, Deux méthodes sont couramment utilisées qui sont la méthode de Circle Fitting et la méthode de la bande passante.

3.2.2.1. La méthode Circle Fitting

La méthode Circle Fitting est basée sur la représentation de la FRF dans le plan de Nyquist. Il s'agit d'un processus d'ajustement de courbe permettant de déterminer les paramètres analytiques de la fonction de transfert de fréquence. Chaque mode est traité séparément. L'idée consiste à pivoter et déplacer le cercle de son emplacement pour trouver le cercle interpolant au mieux les points expérimentaux, comme illustré à la figure 3.2. Cela s'explique par le fait que d'autres modes de vibration sont également présents, bien que son influence puisse être négligée pour les valeurs proches de la fréquence de résonance.

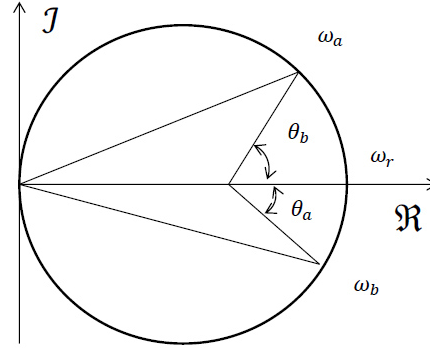


Figure 3.2. Méthode de « Circle Fitting »

D'après Ewins [109], la courbe représentant l'approche « Circle Fitting » est décrite comme suit:

$$\alpha_{jk}(\omega) = \frac{x(\omega)}{f(\omega)} = \sum_{r=1}^n \frac{{}_r C_{jk} e^{i_r \phi_{jk}}}{(\omega_r^2 - \omega^2 + i\eta\omega_r^2)} + B_{jk} \quad (3.13)$$

Où ${}_r C_{jk}$ représente le module de gain réel avec un angle de phase $e^{i_r \phi_{jk}}$. Cet angle symbolise la rotation du cercle. La valeur B_{jk} est une constante complexe représentant les contributions d'autres modes dans la gamme de fréquences entourant un pic de résonance.

Le facteur d'amortissement est donné par :

$$\eta_r = \frac{\omega_a^2 - \omega_b^2}{\omega_r^2} \cdot \frac{1}{\tan(\Delta\theta_a) + \tan(\Delta\theta_b)} \quad (3.14)$$

3.2.2.2. Méthode de la bande passante

La méthode de la bande passante ou bien la méthode à (-3 dB) [110] consiste à repérer chaque pic de résonance en amplitude de la FRF. Encore, pour qu'on soit sûr qu'il s'agit d'un mode propre, il faut qu'il y aura un changement de phase. Chaque pic correspond à une fréquence de résonance propre noté f_n du mode n . Cela permet, par la suite, de calculer le coefficient d'amortissement correspondant η_n . La méthode consiste à définir une bande passante mesurée à (-3 dB) de la valeur maximale d'amplitude. L'intersection de la bande avec la courbe de mode n est projetée sur l'axe de fréquence pour avoir les deux fréquences f_1 et f_2 (figure 3.3). A partir de ces données, le facteur d'amortissement pour chaque mode est décrit par :

$$\eta_n = \frac{\Delta f_n}{f_n} = \frac{f_2 - f_1}{f_n} \quad (3.15)$$

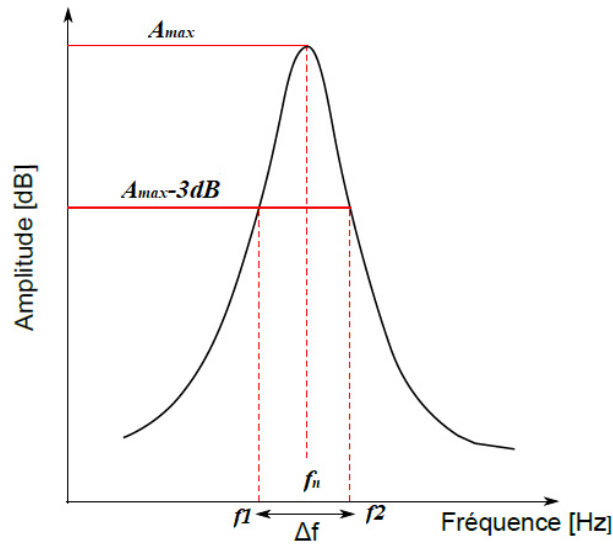


Figure 3.3. Méthode de la bande passante.

3.2.3. Analyse expérimentale

3.2.3.1. Principe

Les essais vibratoires en mode linéaire ont été réalisés selon la norme ASTM-E756. L'analyse modale expérimentale des vibrations avec excitation par impact présente l'avantage d'être assez simple à mettre en œuvre. La figure 3.4 montre le dispositif expérimental utilisé pour étudier les vibrations des poutres en configuration encastree-libre. La structure est excitée en un point à l'aide d'un marteau d'impact (PCB 086B03, modèle SN5909), et la réponse est détectée en un autre point de la structure à l'aide d'un vibromètre laser (OFV 303 Sensor Head). Ce vibromètre est constitué d'une tête optique OFV 303 R associée à un contrôleur OFV 3000. Les signaux d'excitation de la plaque et de sortie du vibromètre laser sont ensuite numérisés et traités par un analyseur dynamique et ensuite traités par le logiciel NVGATE . Cet analyseur est constitué d'une carte d'acquisition et de traitement, associée à un logiciel résidant de contrôle et traitement des signaux.

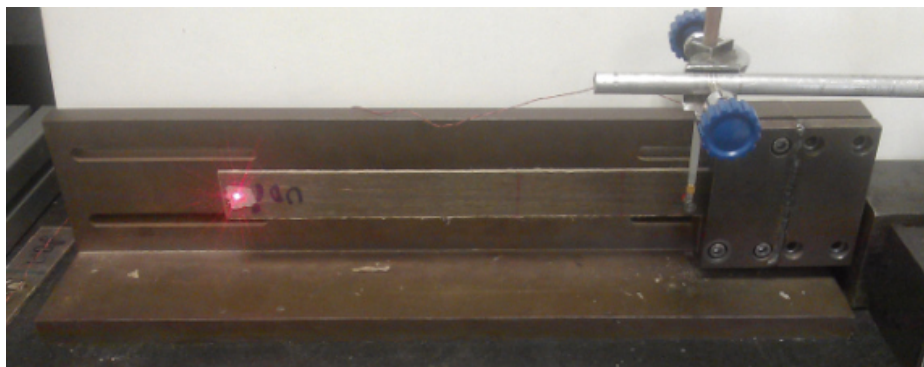


Figure 3.4. Dispositif expérimental de mesure en vibration linéaire.

L'analyse expérimentale a été effectuée dans le cas de la flexion de poutres, les poutres étant encastrees à une extrémité et libre à l'autre. Les poutres sont excitées en un point d'abscisse x_1 et la réponse est relevée en un point d'abscisse x . Ces points doivent être choisis de telle sorte que ni le point de mesure, ni le point d'impact ne soient sur un nœud de vibration. Générer l'impact en une position proche d'un encastrement présente l'avantage d'être certain qu'une gamme importante de modes soit excitée sans risquer de se situer sur un nœud de vibration, et ceci avec une grande qualité de signal d'impact. La figure 3.3 donne un exemple de la transformée de Fourier de la réponse à une excitation impulsionnelle. Cette réponse fait apparaître les pics correspondant aux fréquences propres de vibration. La méthode de la bande passante à -3dB a été utilisée pour déterminer les propriétés modales des matériaux.

Les essais d'analyse modale ont été effectués sur des poutres en Elium pur, sur des composites Lin/Elium unidirectionnels et des stratifiés croisés. Les éprouvettes testées ont une largeur de 25 mm, une épaisseur de l'ordre de 4,2 mm et une longueur de 300 mm. Plusieurs longueurs libres des éprouvettes ont été testées (150, 200, 250 mm), permettant de mesurer plusieurs fréquences propres relatives aux matériaux. Ce qui amène à une description plus détaillée du comportement de l'amortissement en fonction de la fréquence.

En tenant compte de la variabilité des composites à fibre de lin, trois éprouvettes au moins de chaque matériau ont été testées. De plus, chaque acquisition de résultats a été répétée plusieurs fois jusqu'à obtenir la bonne qualité et la netteté de la réponse FRF. La moyenne des trois essais et des différentes éprouvettes du même matériau a été établie. Les résultats de l'analyse et des propriétés dynamiques sont traités à l'aide d'un algorithme développé sous MATLAB.

3.2.3.2. Résultats et analyse

➤ Comportement de la matrice.

Afin d'analyser le comportement viscoélastique de la résine, des essais d'analyse modale ont été réalisés sur des éprouvettes d'Elium pur. La figure 3.5 montre l'évolution de l'amortissement en fonction de la fréquence. Les résultats obtenus permettent de remarquer que pour des faibles fréquences, la valeur de l'amortissement est plus élevée. Il est de l'ordre de 6% initialement. Ensuite, il subit une réduction importante jusqu'à atteindre un taux de 4.5 % pour des fréquences entre 10^3 et 2.10^3 Hz. Par la suite, il décroît lentement pour atteindre une limite asymptotique d'environ 3%. Dans la même figure, nous avons reporté les résultats d'analyse modale réalisée sur des éprouvettes en Greenpoxy qui est une résine thermodurcissable. Contrairement à l'Elium, on constate que le Greenpoxy possède un comportement inverse. En effet le facteur de perte augmente avec l'augmentation de la fréquence. La valeur de l'amortissement de cette résine est de l'ordre de 3% pour des faibles fréquences, et il augmente ensuite jusqu'à atteindre une valeur de 5% pour des fréquences élevées.

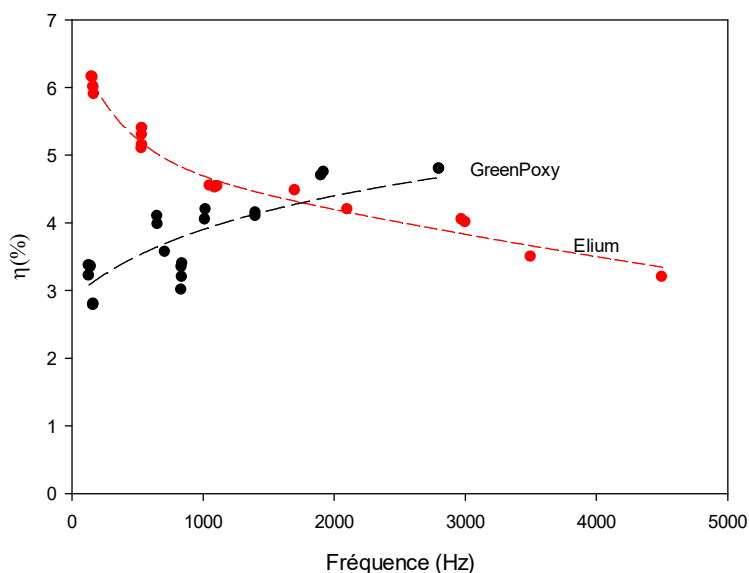


Figure 3.5. Comparaison des amortissements de l'Elium et du Greenpoxy.

Le comportement de deux matériaux dépend fortement des différences de structures macromoléculaires relatives aux polymères thermodurcissable et thermoplastique. En effet, plusieurs chercheurs attribuent ce comportement à l'organisation et la mobilité des chaînes moléculaires qui jouent un rôle primordial dans les mécanismes d'amortissement et de

dissipation de l'énergie vibratoire [111]. En ajoutant le facteur de température, les polymères thermoplastiques deviennent plus sensibles que les thermodurcissables.

➤ *Effet de l'orientation des fibres*

Dans le but d'étudier l'effet de l'orientation des fibres de lin sur les propriétés modales, des essais ont été réalisés sur des échantillons unidirectionnels à différentes orientations des fibres. Les résultats sont décrits dans la figure 3.6 en exprimant la variation du facteur d'amortissement en fonction de la fréquence pour différentes orientations des fibres.

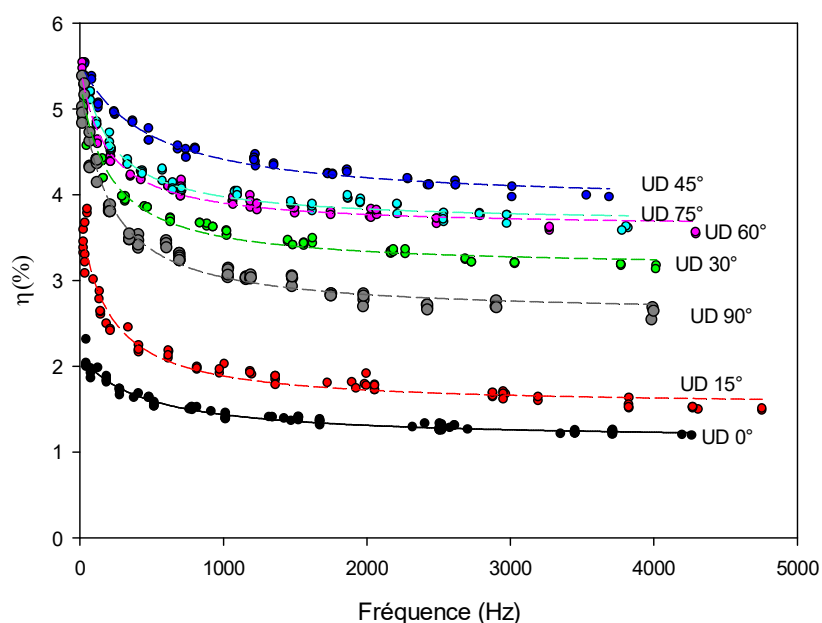


Figure 3.6. Effet de l'orientation des fibres sur le facteur d'amortissement.

Le comportement en vibration des stratifiés unidirectionnels à différentes orientations des fibres est similaire à celui enregistré dans de la résine Elium. En effet, les valeurs du facteur de perte η diminuent lorsque la fréquence augmente. On constate que pour toutes les éprouvettes, l'amortissement évolue en deux phases. La première est caractérisée par une chute assez rapide avec l'augmentant de la fréquence, jusqu'à atteindre une diminution de 40% de la valeur initiale. Ensuite, une deuxième phase dont le facteur d'amortissement diminue progressivement jusqu'à atteindre une limite asymptotique qui est à l'ordre de 50% de la valeur initiale. Toutes les séquences d'empilement se caractérisent par la même tendance. L'orientation des fibres affecte considérablement sur les propriétés dynamiques des stratifiés. On constate que les composites dont les fibres sont orientées à 45° ont une capacité d'amortissement plus élevées que les autres. Sa valeur est comprise entre 4,5% et 5,5%. Ensuite, viennent les composites dont les fibres sont orientées à 60° et 75°. Les éprouvettes

dont les fibres sont orientées à 90° ont des valeurs d'amortissement compris entre 5% et 2.5%. Toutefois, les composites orientés à 0° et 15° présentent un facteur de perte inférieur aux autres matériaux. A partir de ces résultats, on peut déduire que les fibres naturelles de lin participent aux propriétés d'amortissement des stratifiés. Ces fibres ont montré un potentiel particulier à basses fréquences. Ce comportement peut être attribué, d'une part à l'interaction entre les différentes composantes du matériau ainsi que entre les constituants de la fibre de lin elle-même (friction entre la cellulose et les hémicelluloses). D'autre part, le comportement de la matrice considérée viscoélastique peut aussi participer à l'amortissement global du composite.

Comme pour l'amortissement et pour chaque mode de vibration, la valeur du module de Young longitudinal est déterminée à partir de la fréquence de résonance f_n donnée par la figure 3.3. Il est exprimé en fonction des caractéristiques physiques et géométriques par la relation suivante :

$$E = \frac{12\rho l^4 f_n^2}{e^2 C_n^2} \quad (3.16)$$

ρ : densité du composite

f_n : $n^{\text{ème}}$ fréquence de résonance

e : épaisseur de poutre

$C_1 = 0.55959$; $C_2 = 3.5069$; $C_3 = 9.8194$

$C_n = \left(\frac{\pi}{2}\right)(n - 0.5)^2$ pour $n > 3$

Ainsi, à partir des résultats d'essais de vibration, le module de Young a été évalué pour quelques séquences d'empilement ($[0_2/90_2]_s$, UD-0°, UD-45° et UD-90°) des composites à fibres de lin et résine Elium. Les résultats obtenus sont reportés dans la figure 3.7.

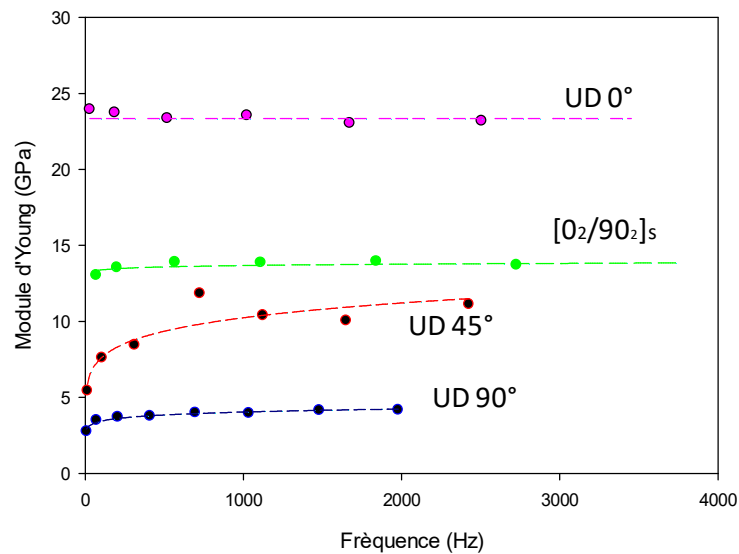


Figure 3.7. Evolution du module longitudinal en fonction de la fréquence.

Les résultats obtenus montrent que, pour des faibles fréquences de vibration, les valeurs du module longitudinal obtenues par les essais d'analyse modale sont proches de celles obtenues suite aux essais de traction statique dans le chapitre 2. Ils permettent aussi de distinguer que l'évolution du module pour les deux stratifiés croisé $[0_2/90_2]_s$ et unidirectionnel UD-0° présente une faible variation en fonction de la fréquence. Alors que, dans le cas des stratifiés unidirectionnels UD-45° et UD-90°, on enregistre une croissance du module longitudinal pour les faibles fréquences jusqu'à environ 400Hz. Ensuite, il se stabilise pour atteindre une valeur limite qui correspond à la valeur déterminée par les essais statiques. Ce comportement est la conséquence de l'effet viscoélastique de la matrice Elium qui est beaucoup plus marqué dans les deux composites UD-45° et UD-90°.

3.3. Comportement en vibration linéaire des composites endommagés

3.3.1. Introduction

La présence d'un endommagement affecte le comportement vibratoire des structures composites. Il modifie, la déformée modale, la flexibilité et l'énergie de déformation modale. Plusieurs travaux traitant la vibration des matériaux composites en présence d'endommagement sont mentionnés dans l'article de revue de Della et Shu [112]. Des

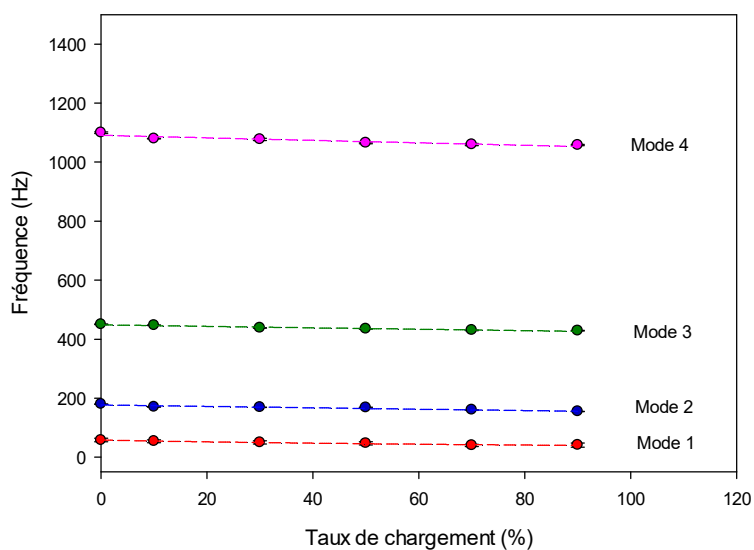
modèles analytiques et numériques sont proposés et l'influence d'un endommagement sur les fréquences propres, les déformées modales et l'amortissement ont été analysées. L'utilisation des méthodes vibratoires, pour caractériser l'endommagement au sein des composites stratifiés ou pour suivre son évolution, est de plus en plus répandue. Les applications sont diverses et variées. Elles s'étendent de la détection d'endommagements de structures composites, au suivi de l'état de santé des matériaux composites soumis à des environnements agressifs [113]. Ainsi, dans ce travail, la méthode de vibration linéaire est utilisée pour caractériser le comportement vibratoire des composites en présence d'endommagement. Les évolutions de la fréquence de résonance et de l'amortissement sont suivies en fonction du niveau de chargement et donc pour des taux d'endommagement croissants.

3.3.2. Procédure expérimentale

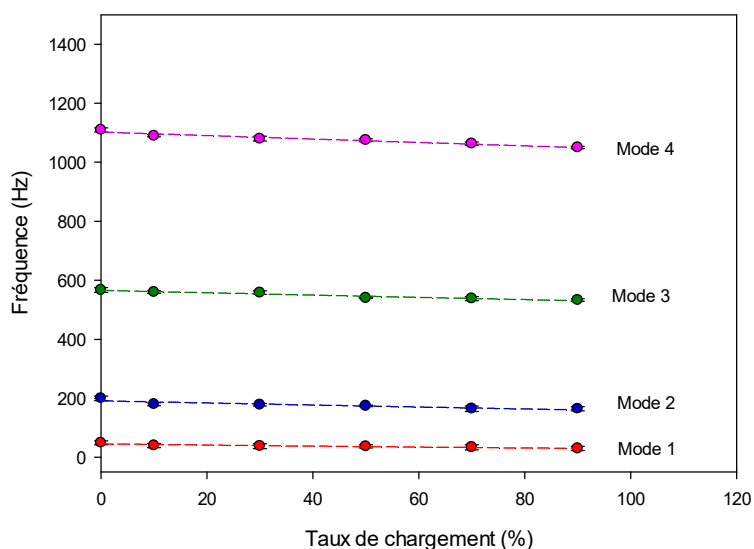
Afin d'étudier l'effet de l'endommagement sur le comportement vibratoire du bio-composite Lin/Elium, des échantillons stratifiés unidirectionnels et croisés ont été soumis à des essais de traction quasi-statique à des niveaux de chargement croissants sans atteindre la rupture (10%, 30%, 50%, 70% et 90%). Le niveau de chargement est exprimé en pourcentage et correspond au rapport de la contrainte maximale appliquée au stratifié rapportée à la contrainte à la rupture. Ensuite, l'étude de vibration expérimentale est réalisée sur des poutres avec différents niveaux d'endommagement en configuration encastree-libre. L'analyse des courbes expérimentales de la réponse en fréquence a été ensuite effectuée permettant d'obtenir les valeurs des fréquences propres f_i et du coefficient d'amortissement modal η pour chaque mode et pour chaque densité de fissures.

3.3.3. Effet de l'endommagement sur les fréquences propres

Les résultats des essais de l'analyse modale ont permis d'exprimer l'évolution des fréquences propres en fonction du taux chargement pour les quatre premiers modes. Ces résultats sont donnés dans la figure 3.8(a) pour le stratifié unidirectionnel et la figure 3.8(b) pour le stratifié croisé.



(a)



(b)

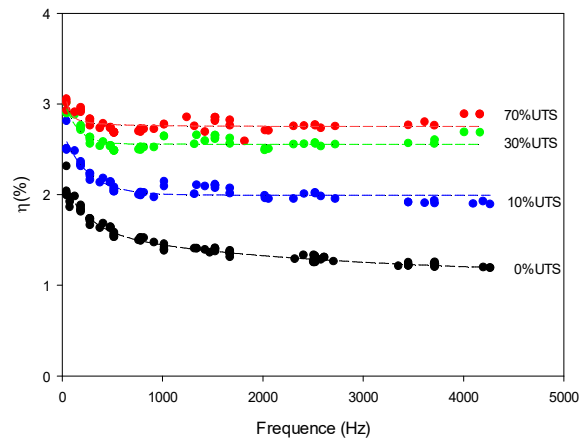
Figure 3.8. Evolution des fréquences propres en fonction du taux de chargement: (a) UD-0°, (b) [0₂/90₂]ₛ.

Il est à noter une légère diminution des fréquences propres lorsque le taux de chargement augmente. Ce résultat est la conséquence de la réduction de la rigidité du matériau composite due à l'endommagement. En effet, plusieurs mécanismes d'endommagement peuvent être à l'origine de cette dégradation. Ces mécanismes sont décrits brièvement dans le chapitre 2. Par ailleurs, le comportement du stratifié croisé semble être plus sensible que le stratifié unidirectionnel. En effet, l'introduction de l'endommagement dans le composite Lin/Elium

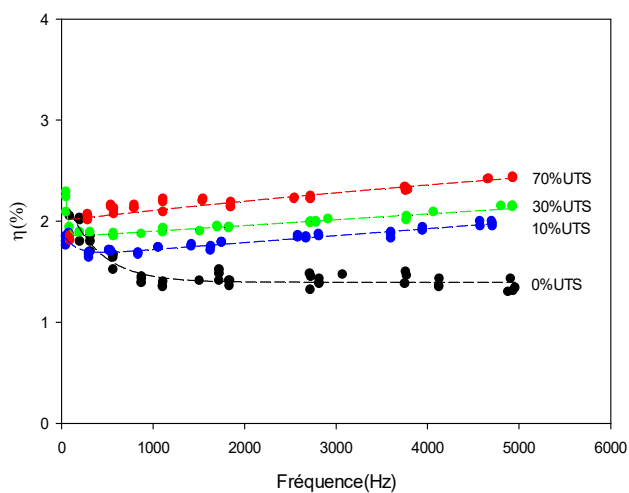
entraîne des défauts, principalement, de type interfaciaux entre plis d'orientations différentes, dans notre cas entre les plis à 0° et à 90° .

3.3.4. Effet de l'endommagement sur le facteur de perte

Généralement, l'amortissement d'une poutre en matériau composite saine est faible, ce qui peut induire des vibrations de structure avec de grandes amplitudes. Avec la multiplication de l'endommagement, l'amortissement augmente et sa valeur dépend du type de ce dernier. Afin d'étudier de l'effet de l'endommagement sur les propriétés dynamiques du composite Lin/Elium, l'évolution du facteur d'amortissement en fonction de la fréquence est présentée pour chaque niveau d'endommagement induit par le niveau de chargement. La figure 3.9 montre les résultats obtenus pour les deux séquences d'empilement (unidirectionnel et croisé).



(a)



(b)

Figure 3.9: Effet de l'endommagement: (a) UD-0, (b) $[0_2/90_2]_s$.

Les valeurs de l'amortissement mesurées expérimentalement pour les deux premiers modes de

vibration montrent une dispersion importante des résultats par rapport aux autres modes. Cette dispersion peut être due à l'influence de l'encastrement de la poutre; en particulier, pour des basses fréquences. Les résultats montrent qu'au-delà des premiers modes, l'introduction de l'endommagement augmente la valeur d'amortissement. Les composites croisés montrent toujours un aspect très sensible à l'endommagement. Plusieurs paramètres à différentes échelles peuvent être à l'origine de ce comportement. En effet, au cours du chargement, plusieurs mécanismes d'endommagement apparaissent tels que la fissuration matricielle, le déchaussement des fibres, le délaminage et la rupture de fibres. Ces mécanismes, notamment, la fissuration matricielle et le délaminage créent des zones vides à l'intérieur du bio-composite qui engendrent l'amortissement des vibrations. De même la rupture de fibres de lin favorise la contribution de l'Elium à l'effet d'amortissement.

Pour conclure, les propriétés dynamiques notamment, les fréquences de résonances et le facteur d'amortissement peuvent être utilisées comme indicateurs de l'état de santé des matériaux composites. Néanmoins, la méthode d'analyse modale en mode linéaire présente des difficultés pour identifier l'endommagement à cause du chevauchement des résultats ainsi que des similitudes des réponses modales. Ceci peut avoir comme origine la non linéarité des composite à fibres naturels, en particulier, le lin. Pour cela, une autre méthode de mesure non linéaire est proposée par la suite.

3.4. Comportement en vibration non-linéaire des composites endommagés

3.4.1. Introduction

Le biocomposite étudié présente une grande hétérogénéité au niveau de sa structure. Ce comportement est dû, en particulier, à la fibre de lin qui présente une grande variabilité au niveau de ses propriétés mécaniques, ainsi que la qualité d'interface fibre/matrice. Généralement, les techniques de caractérisation des matériaux, basées sur la vibration linéaire, décrite dans la section 3.2 ne sont pas très sensibles à l'endommagement induit dans la structure des composites stratifiés. Dans ce cadre, les méthodes de résonance non linéaire sont adoptées comme une alternative pour la caractérisation de l'endommagement. Cette technique est considérée comme l'un des outils le plus efficace dans le domaine du CND (Contrôle Non Destructif) des matériaux hétérogènes tels que les composites. Cette étude fait l'hypothèse que la réponse élastique est non linéaire. Cela pourrait apporter une analyse supplémentaire sur le comportement des matériaux en présence de défauts. En effet, ces méthodes sont

principalement appliquées pour les matériaux métalliques fissurés [114-115], les matériaux granulaires, les roches et les céramiques [116].

Dans cette étude, on s'intéresse à la caractérisation de l'endommagement de composites Lin/Elium. Deux séquences d'empilement de stratifiés, unidirectionnelle et croisée $[0_2/90_2]_S$ ont été testés. Pour chaque composite, les éprouvettes sont sollicitées en traction à différents niveaux de chargement comme dans le cas de la vibration linéaire. Ceci permet de faire varier la fréquence de résonance et le facteur d'amortissement, pour chaque niveau de chargement en fonction de l'amplitude d'excitation. Cette étude permet par la suite de dégager deux paramètres caractéristiques de la non linéarité du comportement vibratoire du composite: le premier de type élastique associé à la fréquence et le deuxième de type dissipatif associé à l'amortissement.

3.4.2. Méthode de résonance non linéaire

3.4.2.1. Procédure expérimentale

La méthode de résonance non linéaire consiste en l'excitation et au suivi d'un ou de plusieurs modes de résonance en fonction du niveau d'excitation. L'amplitude de vibration de la structure est généralement mesurée par un accéléromètre ou un vibromètre laser. Pour les matériaux hétérogènes ou endommagés, donc au comportement non linéaire, avec l'augmentation de l'amplitude d'excitation, la non linéarité élastique influence les fréquences de résonance du matériau, alors que la non-linéarité dissipative affecte le facteur de qualité (ou l'amortissement) ainsi que la valeur de l'amplitude à la résonance. La figure 3.10 montre le dispositif expérimental utilisé pour la réalisation des mesures de vibrations non linéaires. En effet, l'éprouvette à tester est maintenue dans un bloc d'encastrement. Les excitations sont introduites à l'aide d'un pot vibrant avec un amplificateur intégré (Model-K2004E01) associé à un capteur d'effort. Elles sont appliquées à proximité de l'encastrement avec différentes amplitudes (10, 50, 100, 150, 200, 250, 300, 350, 400, 450 et 500 mV). Les mesures des déformations sont réalisées au moyen d'un accéléromètre (PCB 352C23, modèle SN109866) en un point de l'extrémité de la partie libre de l'éprouvette. L'acquisition des résultats est réalisé à l'aide d'une carte NI. Ensuite, un traitement effectué à travers un programme développé sous Matlab.

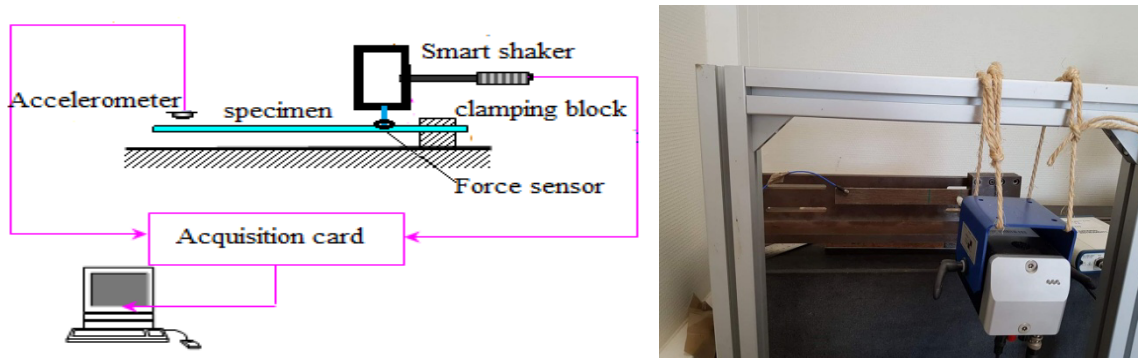


Figure 3.10. Dispositif expérimental de mesure non linéaire.

3.4.2.2. Courbe de résonance

La figure 3.11 présente, à titre d'exemple, les courbes de résonance dans le cas d'une poutre en composite saine. Elle reporte la variation de l'amplitude en fonction de la fréquence pour 10 niveaux d'excitation croissants et pour le premier mode de résonance en flexion. Chaque courbe correspond à une amplitude de vibration fixe. Il est à noter que les courbes obtenues sont de formes polynomiales. Pour assurer une bonne répétabilité, chaque essai est reproduit 3 fois.

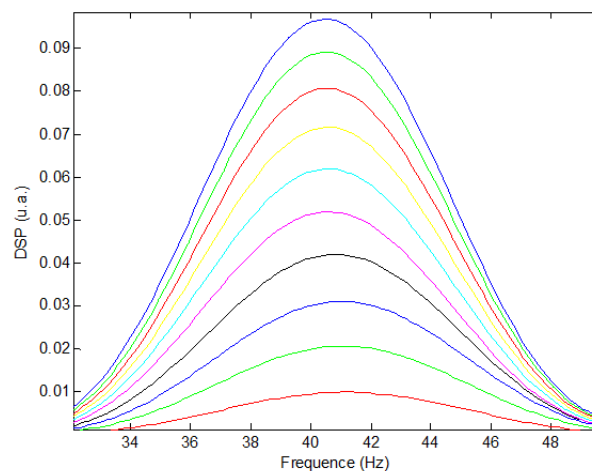


Figure 3.11. Courbes de résonance du 1^{er} mode de vibration en flexion d'une éprouvette composite.

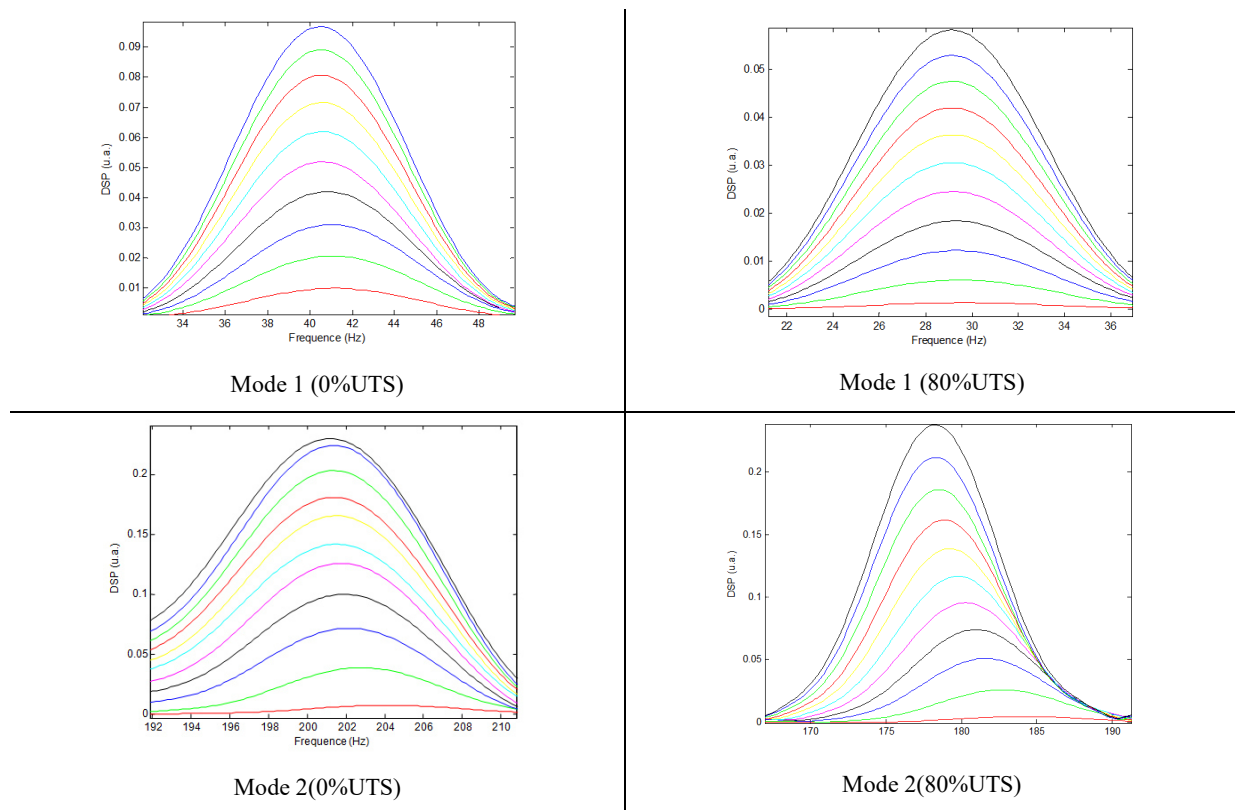
Une fonction d'interpolation de type Lorentzienne a été appliquée autour de chaque pic de résonance. Elle permet d'interpoler les résultats par des fonctions polynomiales linéaires et symétriques. Cette analyse conduit à identifier les caractéristiques dynamiques, notamment l'accélération \ddot{U} , la fréquence de résonance f_i et le facteur d'amortissement η_i . Ces paramètres sont exprimés en fonction des niveaux d'excitation. Les décalages des fréquences et des amortissements, dus à l'endommagement, sont ensuite évalués en fonction de l'amplitude de

déformation, permettant ainsi de déterminer les paramètres non linéaires élastique et dissipatif.

3.4.3. Caractérisation de l'endommagement par la résonance non linéaire

3.4.3.1. Courbes de résonance

Les résultats des courbes de résonance obtenus pour une poutre saine et une autre endommagée avec un niveau de chargement de 80% sont présentés dans la figure 3.12. Le niveau de chargement est défini par le rapport de la contrainte maximale appliquée en traction par la contrainte à la rupture en statique pour chaque séquence d'empilement ($[0_8]$ et $[0_2/90_2]_s$). La figure montre l'évolution de l'amplitude en fonction de la fréquence pour les 10 niveaux d'excitation et pour les 6 premiers modes de vibration du stratifié croisé ($[0_2/90_2]_s$). Dans le cas de l'éprouvette saine, nous notons que, pour un mode de vibration donné, l'allure des courbes ne change pas et la fréquence de résonance reste quasi-constante et aucun décalage de fréquence n'a été constaté. Alors que pour l'éprouvette endommagée, on note un décalage fréquentiel avec l'amplitude d'excitation qui augmente avec le niveau de chargement et donc le taux d'endommagement. En outre, il a été remarqué que ce phénomène n'affecte pas tous les modes de la même manière. Nous avons observé que les modes 3 et 5 sont les plus sensibles que les autres.



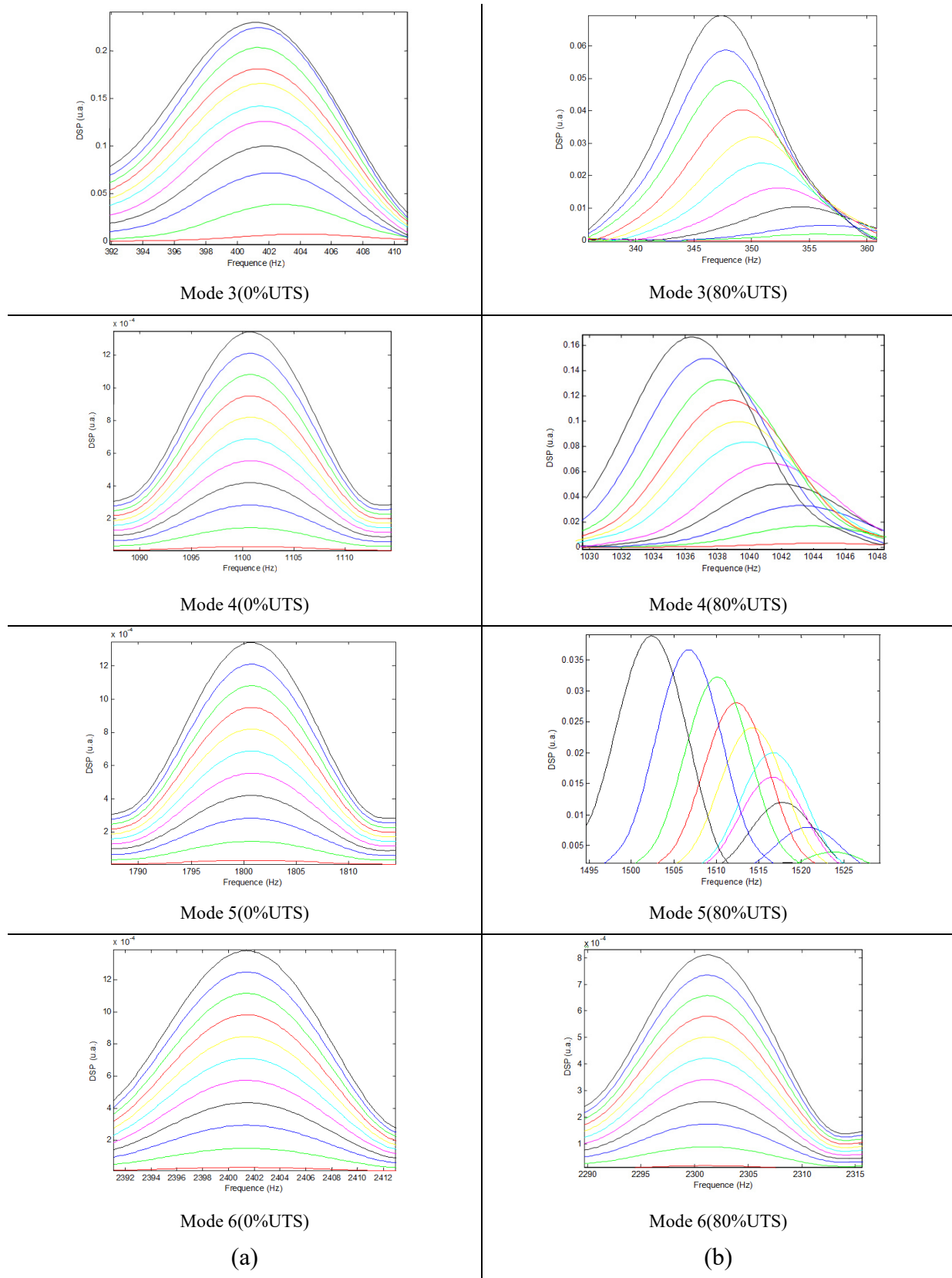
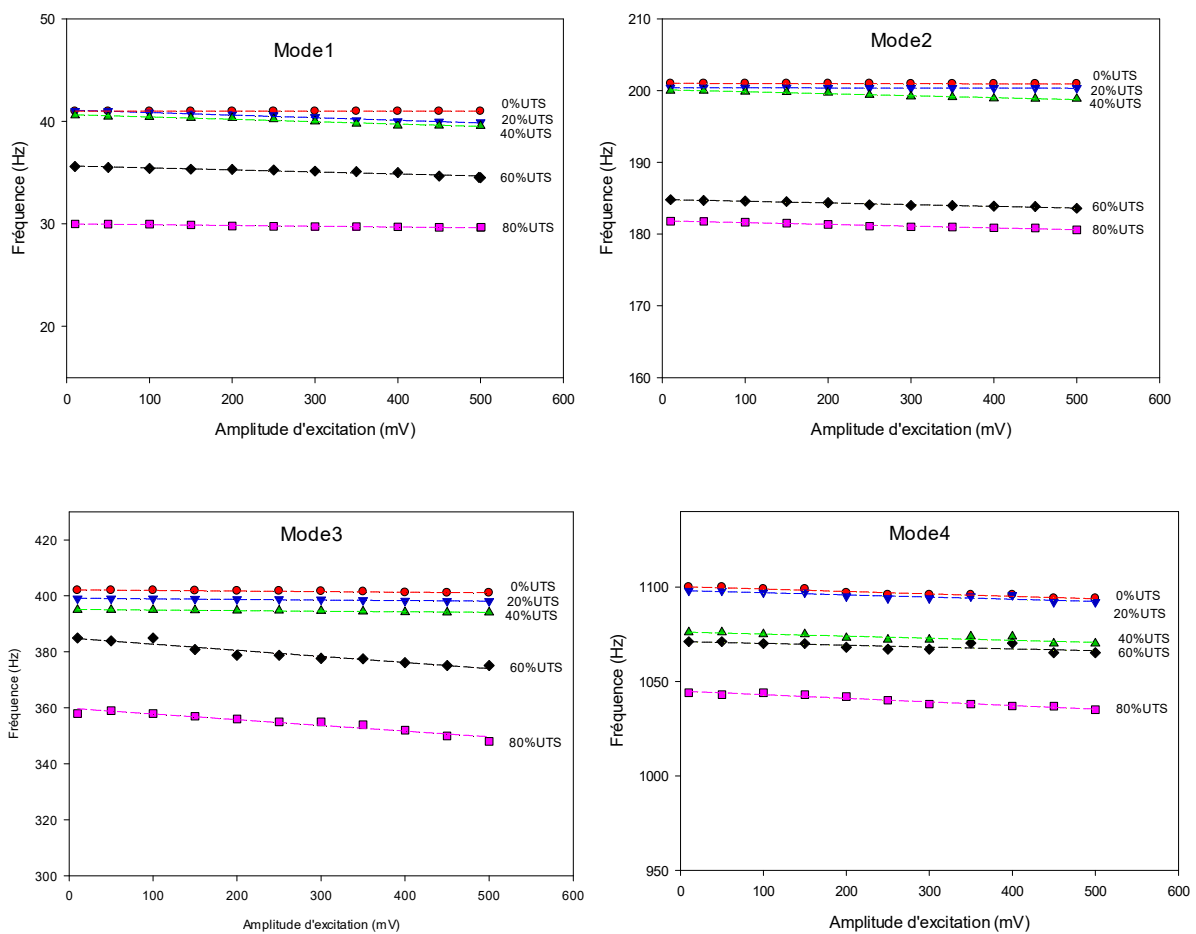


Figure 3.12. Courbes de résonances pour les 6 premiers modes de vibration du composite Lin/Elium $[O_2/90_2]_S$: a) Matériau sain et b) Matériau endommagé.

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

Les figures 3.13 et 3.14 présentent l'évolution de la fréquence de résonance en fonction de la tension d'excitation, pour des taux d'endommagement croissants et pour les six premiers modes de vibration. Globalement, la fréquence diminue de façon quasi-linéaire avec l'augmentation de la tension d'excitation. Ces résultats montrent aussi que la fréquence diminue lorsque le taux d'endommagement augmente. Toutefois, pour des faibles taux d'endommagement, la fréquence demeure presque constante ou varie très peu en fonction de la tension d'excitation. On remarque que pour le composite croisé $[0_2/90_2]_s$, les fréquences sont plus sensible aux endommagements que le composite unidirectionnel $[0_8]$.



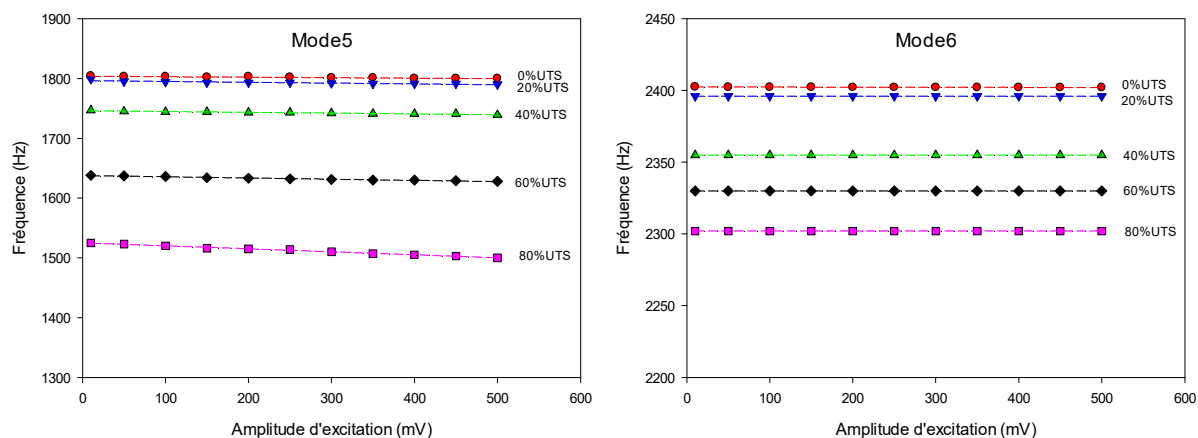


Figure 3.13. Effet du niveau d'excitation sur la fréquence de résonance pour différents taux de chargement du composite Lin/Elium ($[0_2/90_2]_S$).

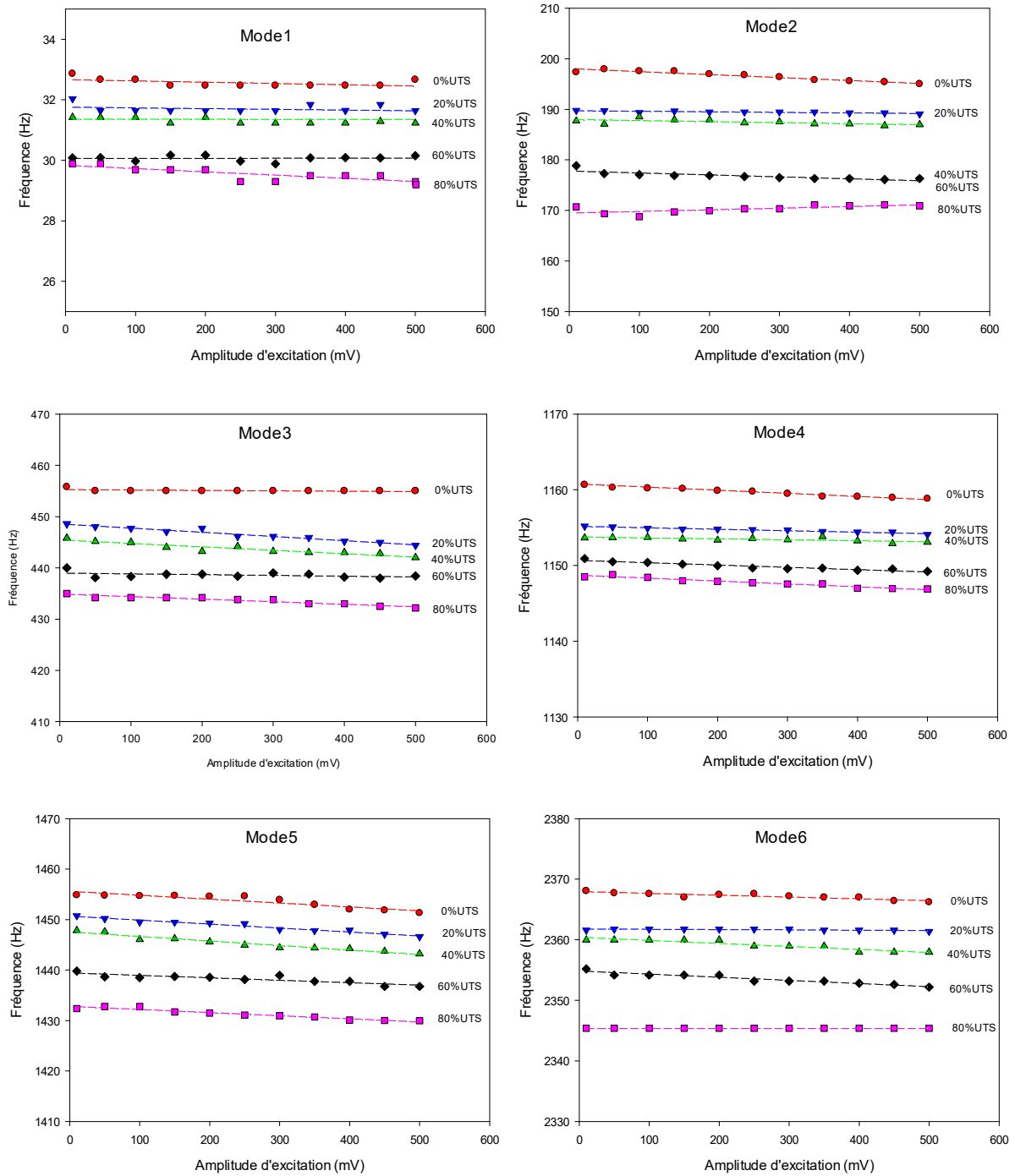


Figure 3.14. Effet du niveau d'excitation sur la fréquence de résonance pour différents taux de chargement du composite Lin/Elium UD-0°.

3.4.3.3. Effet du niveau d'excitation sur le facteur d'amortissement

L'amortissement d'une poutre en matériau composite dépend de plusieurs paramètres, notamment de son niveau d'endommagement. Ce paramètre est très sensible aux amplitudes des vibrations et aux différents mécanismes d'endommagement des structures composites. Dans les figures 3.15 et 3.16 est reporté l'effet de l'amplitude d'excitation sur les facteurs d'amortissement pour différents niveaux d'endommagement. Elle présente l'évolution de l'amortissement des six premiers modes de vibration en fonction de la tension d'excitation des deux stratifiés à différents taux de chargement. On constate que le facteur d'amortissement est plus sensible aux amplitudes d'excitation que la fréquence de résonance. Il augmente linéairement en fonction de la tension d'excitation pour les six premiers modes de vibration et pour les deux composites. Cette augmentation beaucoup plus marquée lorsque le taux d'endommagement augmente. L'amortissement du stratifié croisé ($[0_2/90_2]_s$) est plus sensible à l'amplitude d'excitation que celui du stratifié unidirectionnel ($[0_8]$). En effet, le stratifié croisé est affecté par des mécanismes d'endommagement supplémentaires au niveau des interfaces inter-plis comme le délaminage.

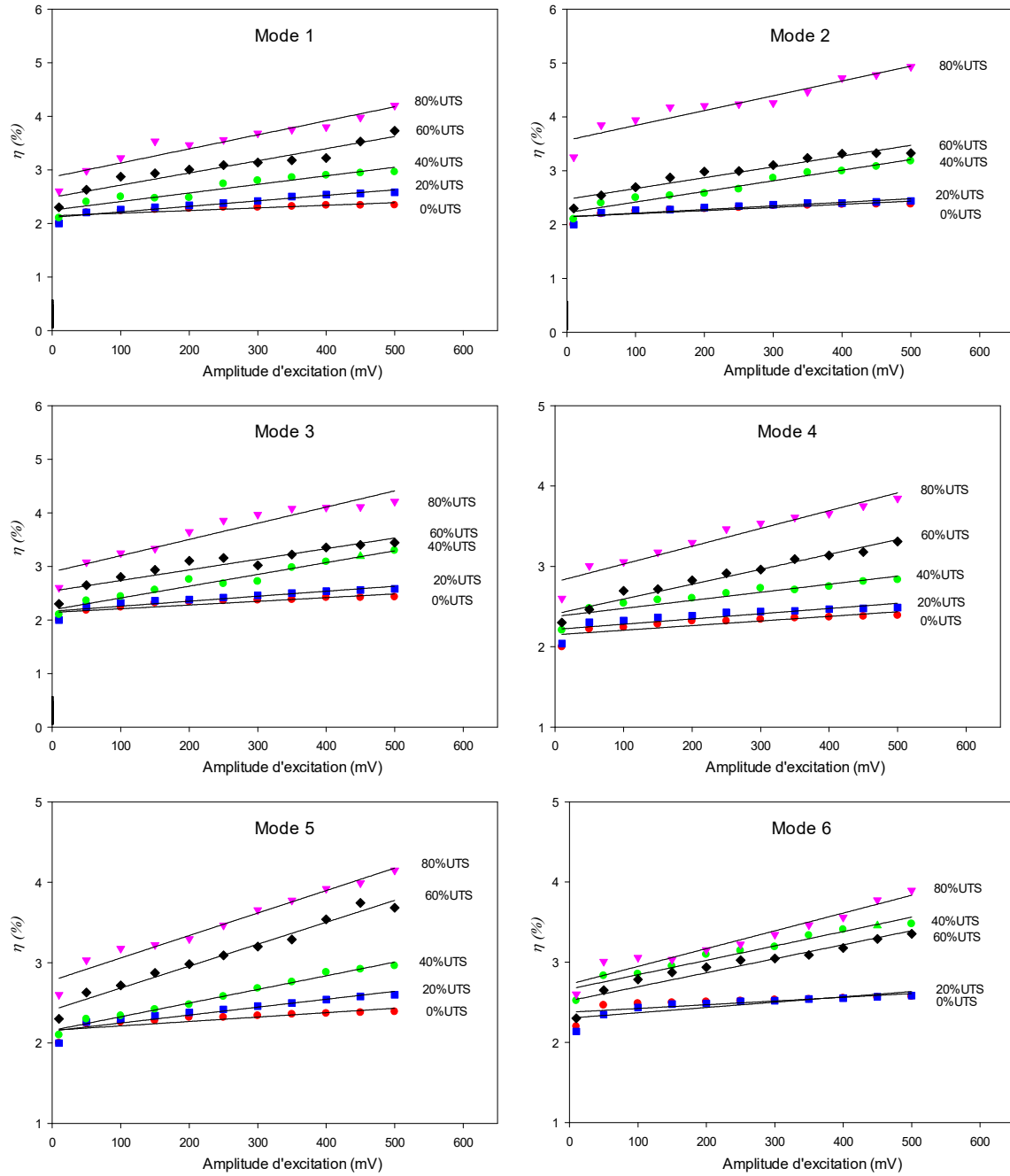


Figure 3.15. Effet du niveau d'excitation sur le facteur de perte η (%) pour différents taux de chargement du composite Lin/Elium $[0_2/90_2]_s$.

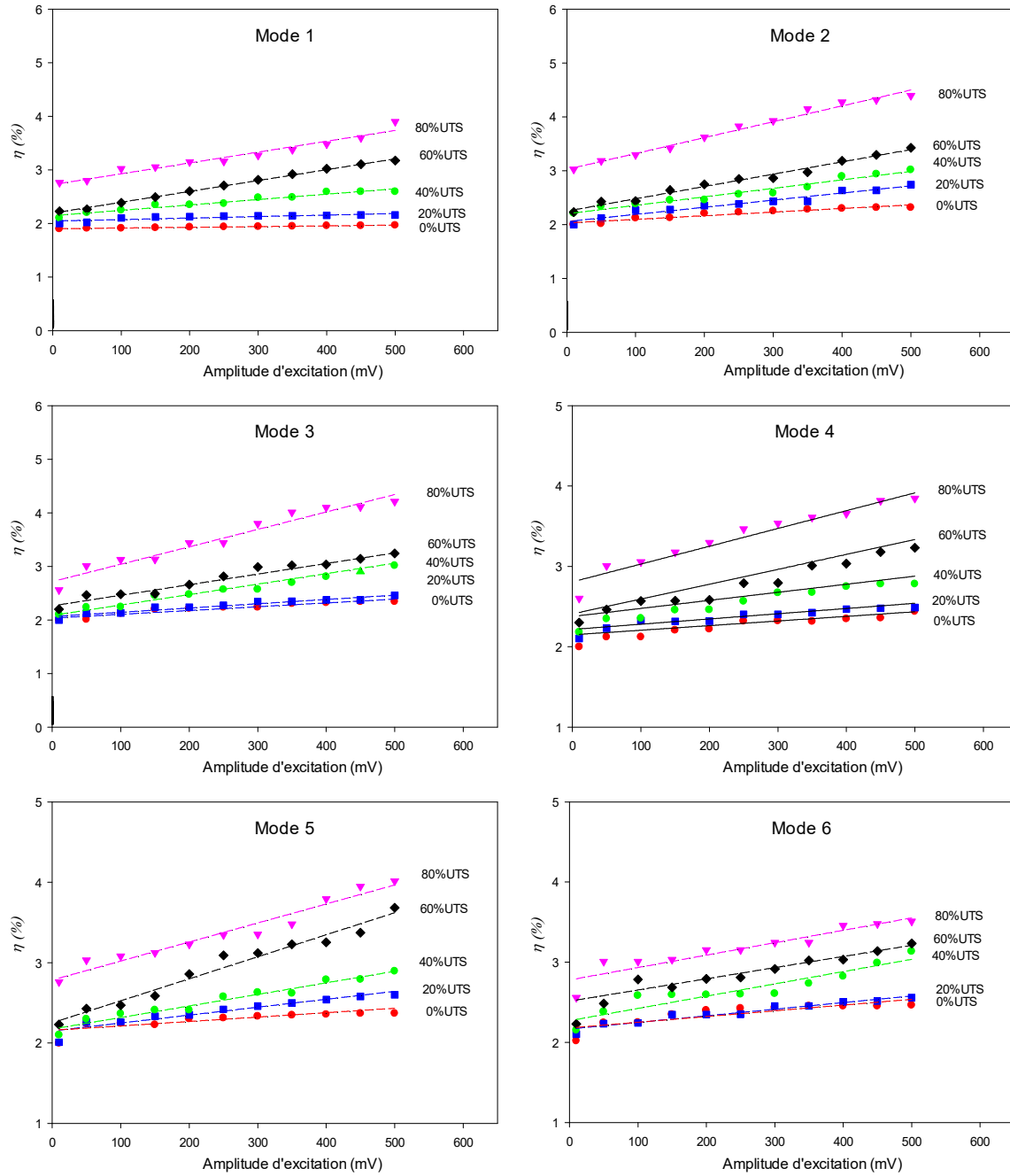


Figure 3.16. Effet du niveau d'excitation sur le facteur de perte η (%) pour différents taux de chargement du composite Lin/Elium UD-0°.

3.4.4. Théorie de l'élasticité non linéaire

Le comportement des matériaux élastiques linéaires ou isotropes est exprimé par la loi de Hooke classique qui considère la relation linéaire entre les contraintes et les déformations donnée par :

$$\sigma(\varepsilon)=k.\varepsilon \quad (3.17)$$

La présente étude porte sur le matériau composite lin/Elium qui est considéré comme un matériau hétérogène et faisant intervenir l'effet de l'endommagement. Cela induit un comportement élastique non linéaire du matériau. En effet, Le module d'élasticité dans ce cas n'est plus constant. Il est exprimé en fonction de la déformation du matériau par :

$$\sigma(\varepsilon)=k(\varepsilon).\varepsilon \quad (3.18)$$

$$k(\varepsilon)=k_0(1+\beta\varepsilon + \delta\varepsilon^2 + \dots) \quad (3.19)$$

Où k_0 est le Module linéaire élastique alors que les grandeurs β et δ sont respectivement les paramètres non linéaires classiques quadratique et cubique. Ce comportement non linéaire classique devient de plus en plus important lorsque les niveaux d'excitation sont élevés. La figure 3.17 présente les formes non linéaires classiques.

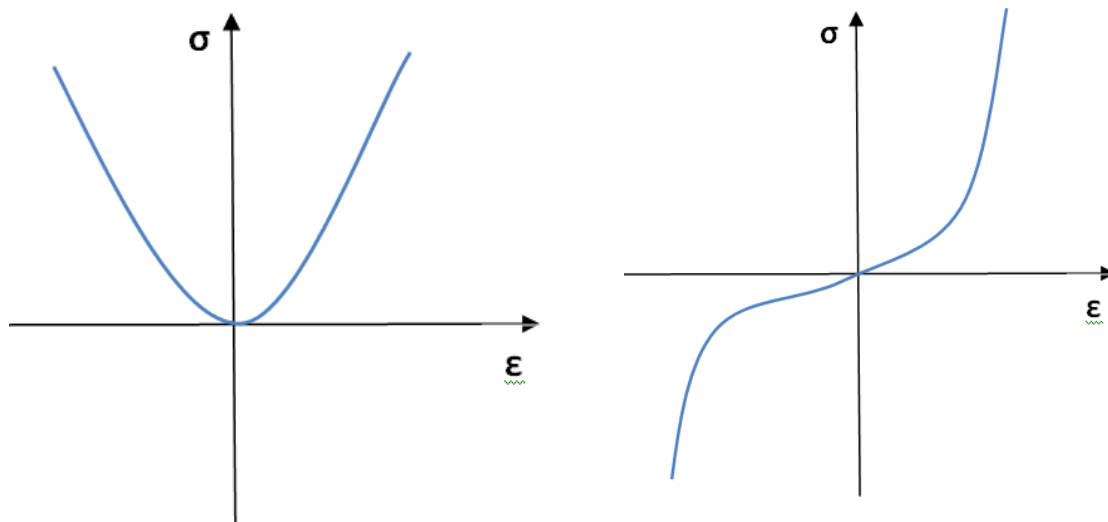


Figure 3.17. Comportement non linéaire classique.

Dans le cas d'une non linéarité forte, due à la présence de dommages, la théorie d'élasticité non linéaire classique ne permet pas de décrire le comportement global du matériau. En effet, lors des essais quasi-statiques et des essais dynamiques sur des matériaux hétérogènes, l'effet de l'hystérésis a été marqué. Cela permet de prendre en compte une non linéarité non classique dite hystérétique (figure 3.18). Afin de prendre en compte les deux comportements

non linéaires classique et hystérétique, une dépendance de la réponse du milieu au signe de la vitesse de déformation $\frac{\partial \varepsilon}{\partial t}$ sera ajoutée à la relation non linéaire classique [117-119] :

$$\sigma(\varepsilon) = k(\varepsilon, \dot{\varepsilon}) \cdot \varepsilon \quad (3.20)$$

avec

$$\begin{cases} k(\varepsilon, \dot{\varepsilon}) = k_0(1 + \beta\varepsilon + \delta\varepsilon^2 + \alpha(\Delta\varepsilon + \text{sign}(\dot{\varepsilon})\varepsilon(t) + \dots)) \\ \text{sign}(\dot{\varepsilon}) = 1 \quad \text{si } \dot{\varepsilon} > 0 \\ \text{sign}(\dot{\varepsilon}) = -1 \quad \text{si } \dot{\varepsilon} < 0 \end{cases} \quad (3.21)$$

B et δ sont des paramètres non linéaires classiques, α est le paramètre non linéaire hystérétique, $\dot{\varepsilon}$ est la vitesse de déformation et le terme $\alpha(\Delta\varepsilon + \text{sign}(\dot{\varepsilon})\varepsilon(t) + \dots)$ définit le comportement de l'hystérésis.

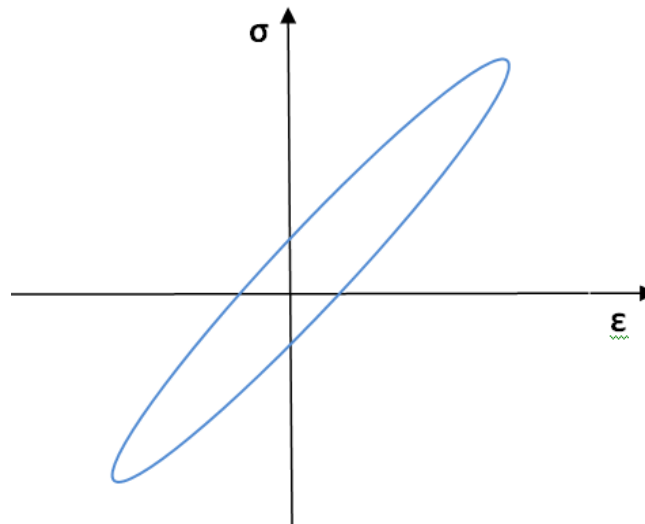


Figure 3.18. Comportement non linéaire hystérétique.

- **Décalage de la fréquence et de l'amortissement en élasticité non linéaire**

L'étude des matériaux ayant un comportement non linéaire classique, montre que le décalage de la fréquence de résonance en fonction de l'amplitude de déformation dépend essentiellement de la composante quadratique δ [120]. Tandis que le paramètre cubique, noté β , a une influence négligeable sur le décalage fréquentiel [119]. Il en résulte la relation suivante :

$$\frac{f-f_0}{f_0} \approx \delta \cdot \varepsilon^2 \quad (3.22)$$

Dans les cas où le comportement non linéaire est non classique ou hystérétique, l'expression reliant le décalage de la fréquence de résonance et la déformation est linéaire [120] :

$$\frac{f-f_0}{f_0} = \alpha_f \cdot \varepsilon \quad (3.23)$$

Où α_f est le paramètre élastique de non linéarité hystérétique et f_0 et f sont respectivement les fréquences de résonances obtenues pour l'amplitude d'excitation la plus basse et pour une valeur d'amplitude donnée.

De même, dans le cas du comportement non linéaire classique et hystérétique, la variation du facteur d'amortissement en fonction de l'amplitude de déformation est linéaire [120]. L'évolution relative du facteur d'amortissement est donnée par:

$$\frac{\eta-\eta_0}{\eta_0} = \alpha_\eta \cdot \varepsilon \quad (3.24)$$

Où α_η est le paramètre non linéaire dissipatif et η_0 et η sont respectivement les facteurs de pertes correspondants à la valeur obtenue pour l'amplitude d'excitation la plus basse et pour une valeur d'amplitude donnée,

3.4.5. Application de la modélisation à l'analyse des résultats

3.4.5.1. Décalage de la fréquence

L'acquisition des données au cours des essais de vibration est assurée à l'aide d'un accéléromètre. Dans ce cas, les résultats obtenus sont donnés en termes de fréquences en fonction des accélérations \ddot{u} pour chaque amplitude d'excitation. Ainsi, pour appliquer la théorie de l'élasticité non linéaire, il faut exprimer les résultats en fonction des amplitudes de déformation. L'équation 3.25 permet de déterminer ce paramètre en utilisant les valeurs de l'accélération \ddot{u} , la longueur de l'éprouvette L et la fréquence f , [121] :

$$\varepsilon = \frac{\ddot{u}}{4\pi L f^2} \quad (3.25)$$

Il est à noter que les valeurs obtenues des déformations sont dans l'intervalle $[10^{-5} ; 10^{-8}]$. Ce qui confirme qu'on est bien dans le domaine qui caractérise le comportement non linéaire du matériau [121].

L'évolution du décalage des fréquences de résonances $(f-f_0)/f_0$ est donné en fonction de l'amplitude de déformation pour les deux composites lin/Elium ($[0_8]$ et $[0_2/90_2]_s$). L'effet de l'endommagement induit par différents niveaux de sollicitation mécanique en traction uni axial est étudié dans les figures 3.19 et 3.20. Toutes les courbes présentent une allure décroissante. En effet, la multiplication de l'endommagement induit une chute de rigidité et donc de fréquence. Cette réduction est beaucoup plus marquée dans le cas du composite croisé ce qui montre que ce paramètre est plus sensible aux endommagements que le composite unidirectionnel. La perte de la rigidité est plus rapide et importante dans le cas du composite croisé est la conséquence de l'initiation et la multiplication de la fissuration transverse dans les couches orientées à 90° . Ces résultats montrent aussi, 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. Cette linéarité du décalage de fréquence se traduit par la relation linéaire définie par l'équation (3.23). Ainsi cette relation permet de déterminer le paramètre non linéaire hystérétique élastique (α_f). Il est à noter que les modes de résonances 3 et 5 sont plus sensibles aux endommagements que les autres modes de vibration.

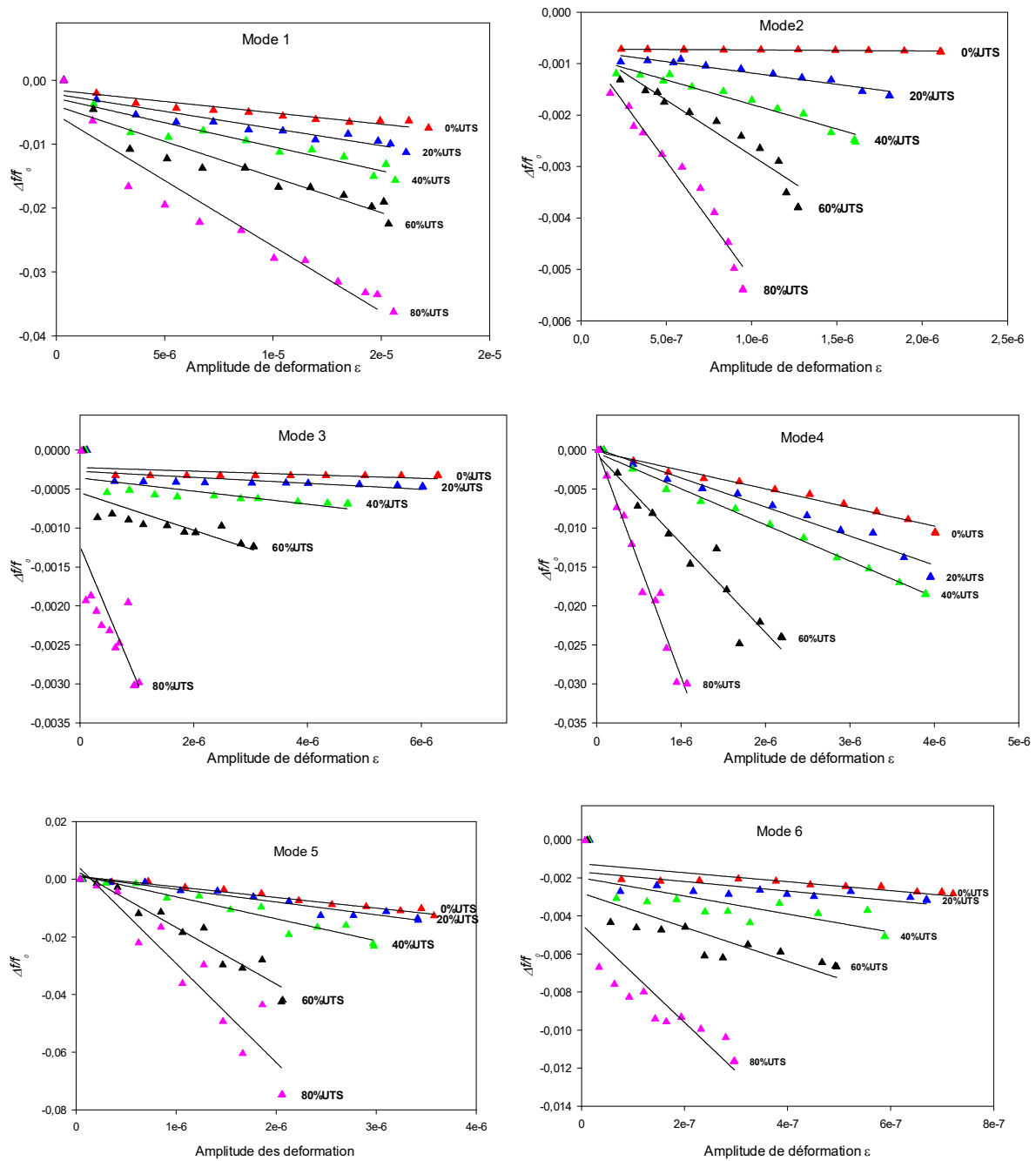


Figure 3.19. Evolution du décalage de la fréquence en fonction de la déformation des stratifiés UD-0°.

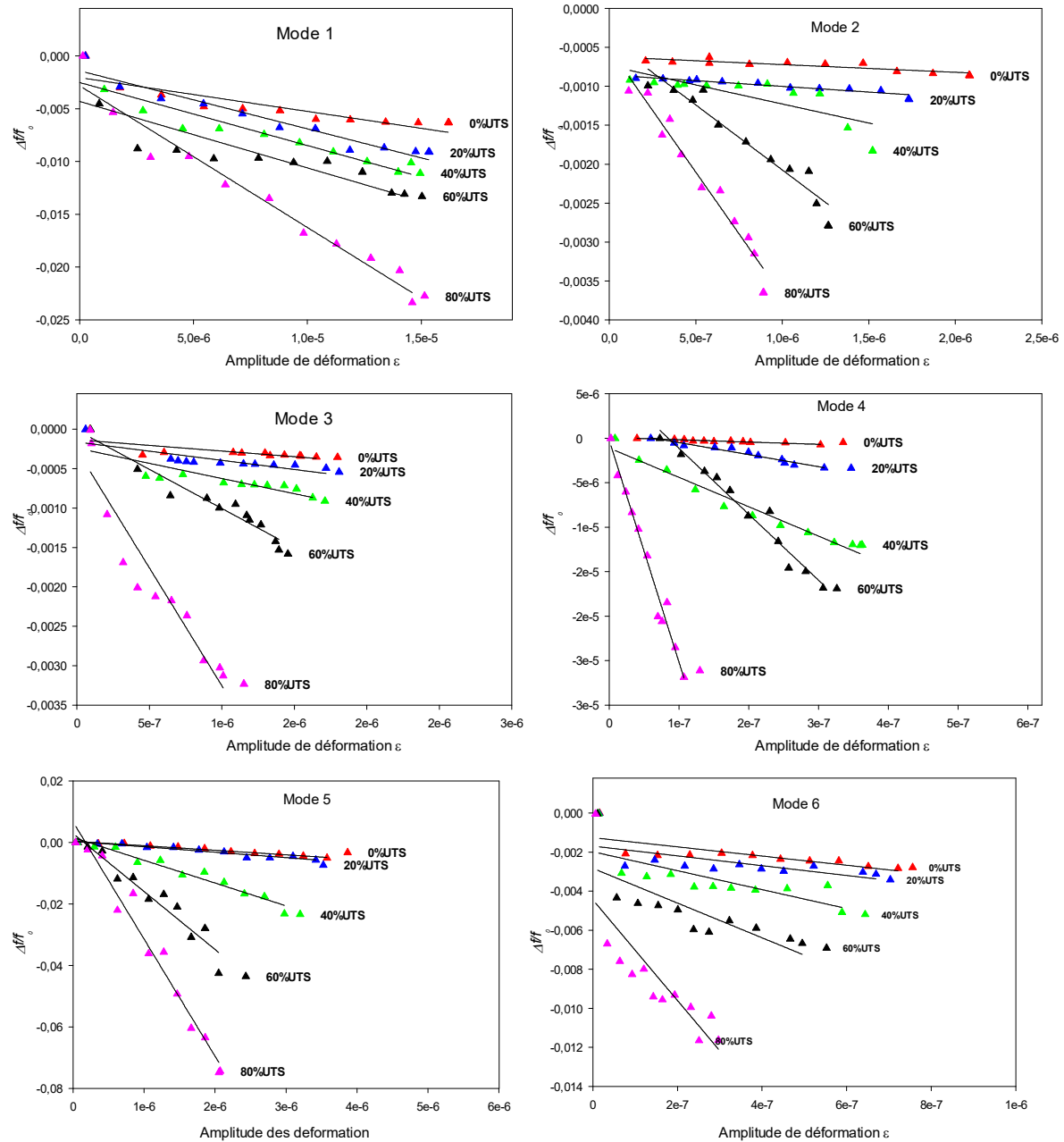


Figure 3.20. Evolution du décalage de la fréquence en fonction de la déformation des stratifiés $[0_2/90_2]_S$.

3.4.5.2. Décalage du facteur d'amortissement

Les résultats relatifs aux variations du décalage de l'amortissement $(\eta - \eta_0)/\eta_0$ des deux composites et pour les six premiers modes de vibration en fonction de l'amplitude de déformation (ϵ) pour les états sain et endommagés sont présentés dans les figures 3.21 et 3.22. Contrairement au comportement enregistré pour les fréquences, le décalage du facteur de perte augmente linéairement en fonction de l'amplitude de déformation pour les deux composites et à différents niveaux de chargement mécanique en traction. L'augmentation de

ce paramètre se traduit par l'initiation et la multiplication de plusieurs mécanismes d'endommagement tels que la fissuration matricielle, la décohésion fibre/matrice, le délaminage ainsi que la rupture des fibres. Ces mécanismes sont des sources de dissipation de l'énergie. Par ailleurs, le matériau présente un comportement hystérétique. Nous notons, là aussi, que dans le cas des modes 3 et 5, le décalage du facteur de perte évolue linéairement et de manière ordonnée et croissante pour les différents niveaux de chargement. Alors que dans le cas des autres modes de vibration, il a été constaté une dispersion importante, un désordre et un chevauchement entre les points expérimentaux des différents niveaux d'endommagement. L'augmentation linéaire du facteur de perte en fonction de l'amplitude à la résonance pour les deux matériaux et les six modes de vibrations, s'explique par le fait que lorsqu'on excite un matériau ayant un comportement hystérétique, avec une amplitude A_1 , la courbe contrainte déformation décrit une boucle d'hystérésis avec un module K_1 et une dissipation d'énergie ΔW_1 (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 à la résonance.

Les points expérimentaux de ces figures peuvent être interpolés par des droites. Cette linéarité du décalage d'amortissement se traduit par la relation linéaire définie par l'équation (3.24). Ainsi cette relation permet de déterminer le paramètre non linéaire hystérétique dissipatif (α_η).

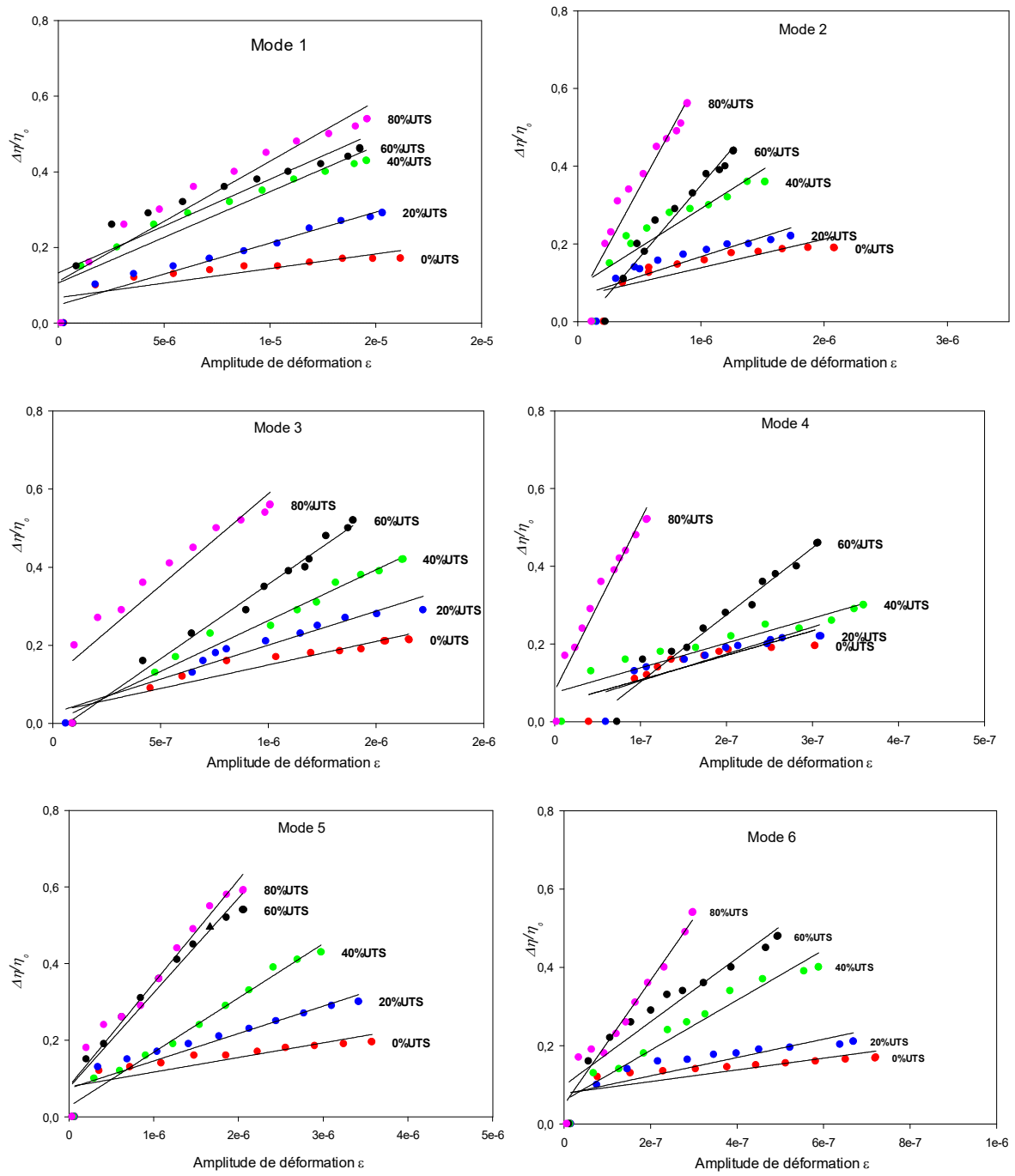


Figure 3.21. Evolution du décalage de l'amortissement en fonction de la déformation des stratifiés $[0_2/90_2]_s$.

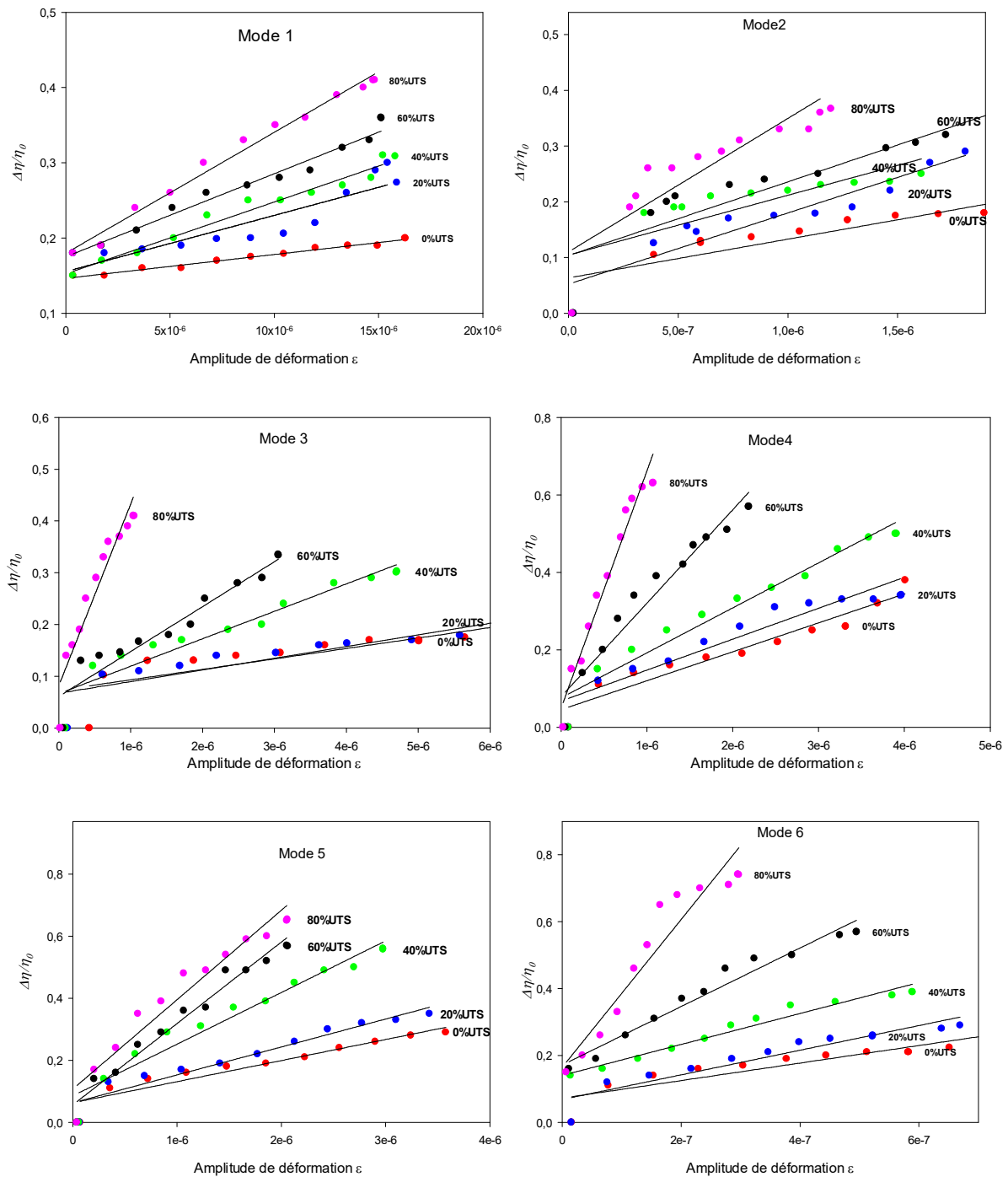


Figure3. 22. Evolution du décalage de l'amortissement en fonction de la déformation des stratifiés UD-0°.

3.4.6. Paramètres de non linéarité

Les résultats de décalage de la fréquence et du facteur d'amortissement en fonction des amplitudes de déformation, présentent un comportement linéaire. Ce comportement est décrit par les équations (3.23) et (3.24). En effet, une interpolation linéaire des résultats en fréquence permet de déterminer le paramètre élastique non linéaire noté α_f qui représente la

pente de chaque courbe. De la même manière, le paramètre non linéaire dissipatif α_η est obtenu par interpolation linéaire de la variation du décalage du facteur de perte en fonction des amplitudes des déformations.

Les figures 3.23 et 3.24 montrent l'évolution du paramètre non linéaire élastique α_f en fonction du niveau de chargement. Le paramètre élastique non linéaire et rapporté à celui obtenu dans le cas d'une faible amplitude d'excitation.

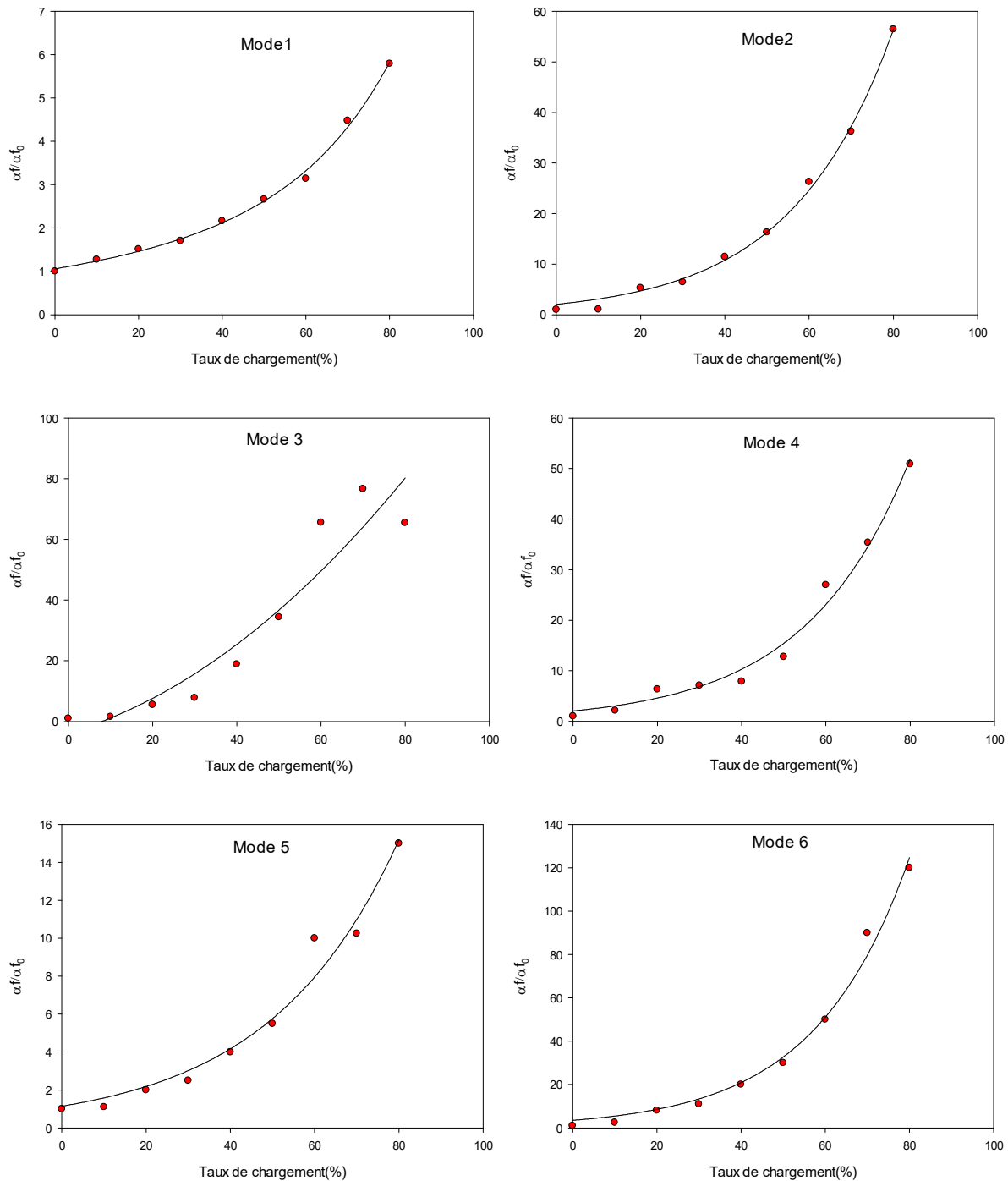


Figure 3.23. Évolution du paramètre non linéaire élastique en fonction du taux de chargement dans le cas du stratifié $[0_2/90_2]_S$.

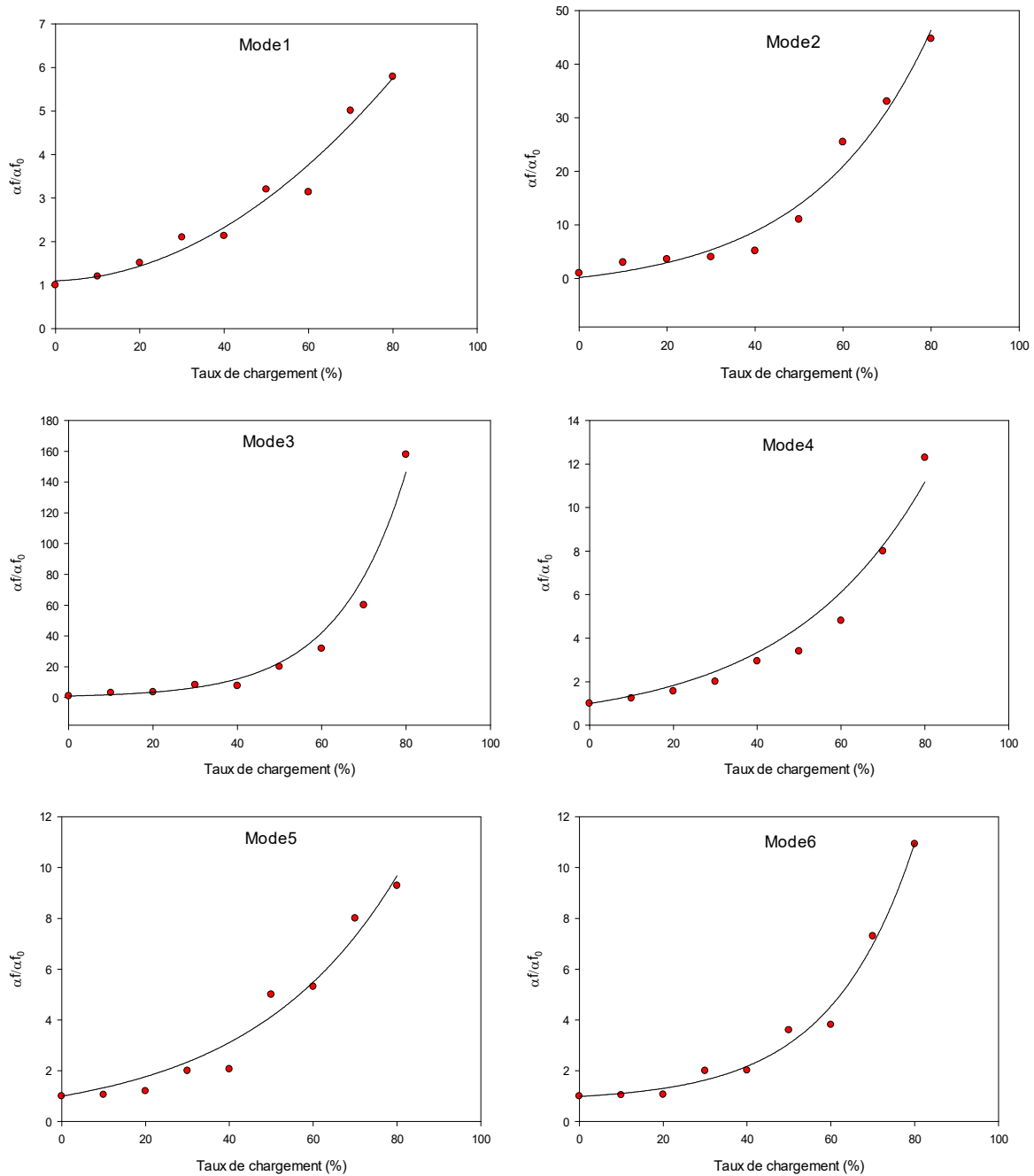


Figure 3.24. Évolution du paramètre non linéaire élastique en fonction du taux de chargement dans le cas du stratifié UD-0°.

Les résultats permettent de remarquer un comportement identique pour tous les modes. En effet, le paramètre non linéaire élastique croît avec l'augmentation du taux d'endommagement. Cette évolution se déroule deux phases : une première phase caractérisée croissance progressive jusqu'au 30% de la charge maximale appliquée au stratifié, suivie d'une deuxième phase où ce paramètre augmente rapidement avec le taux d'endommagement. La comparaison des résultats pour les deux configurations de composites permet de remarquer

que dans la plupart des modes la valeur de paramètre non linéaire élastique est plus importante dans le cas de stratifié croisé.

Pour mieux comprendre les phénomènes physiques à l'origine de ce comportement, des observations microscopiques ont été effectuées à différents niveaux de chargement (figure 3.25). Ces observations permettent de justifier l'évolution en deux phases du paramètre non linéaire élastique. En effet, un chargement autour de 40% de la charge maximale à la rupture donne naissance à des fissurations matricielles. L'augmentation du chargement induit la multiplication de ces mécanismes ce qui engendre une cinétique élevée d'endommagement. Pour des niveaux élevés de chargement à l'ordre de 80%UTS, la structure présente d'autres mécanismes d'endommagement tels que les décohésions interfaciales et les délaminages qui agissent plus sur le paramètre non linéaire élastique.

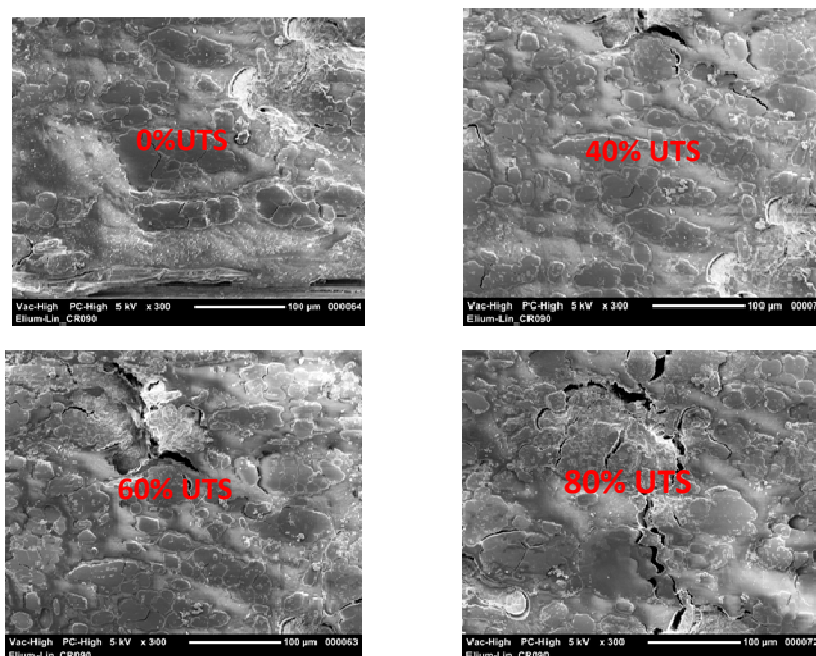


Figure 3.25. Influence de la microstructure sur le paramètre non linéaire élastique pour le stratifié $[0_2/90_2]_s$.

Comme pour le paramètre non linéaire élastique, l'évolution du paramètre non linéaire dissipatif est présentée dans les figures 3.26 et 3.27 pour les deux configurations des composites UD-0° et CR-(0/90°). Il est à noter que pour les stratifiés croisés, une tendance similaire pour l'ensemble des modes excepté le mode 5 où la dispersion est importante et l'évolution n'est pas régulière. Tandis que pour les stratifiés unidirectionnels UD-0°, l'évolution du coefficient non linéaire dissipatif pour tous les modes augmente progressivement avec le niveau de chargement. Les résultats permettent de conclure que le

comportement dissipatif du composite Lin/Elium est sensible à l'endommagement dans le cas de stratifiés croisés que les stratifiés unidirectionnels.

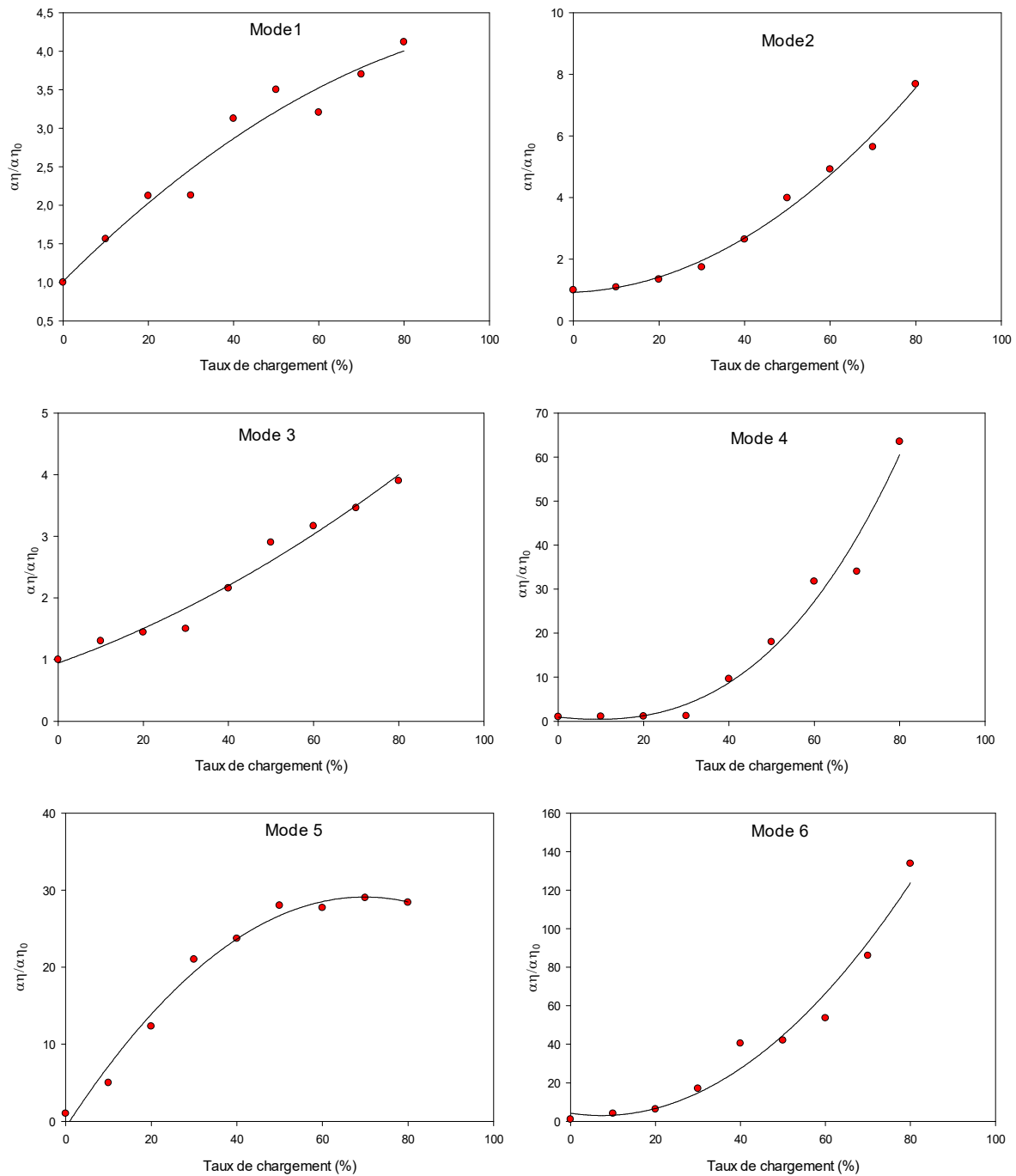


Figure 3.26. Évolution du paramètre non linéaire élastique en fonction du taux de chargement dans le cas du stratifié $[0_2/90_2]_S$.

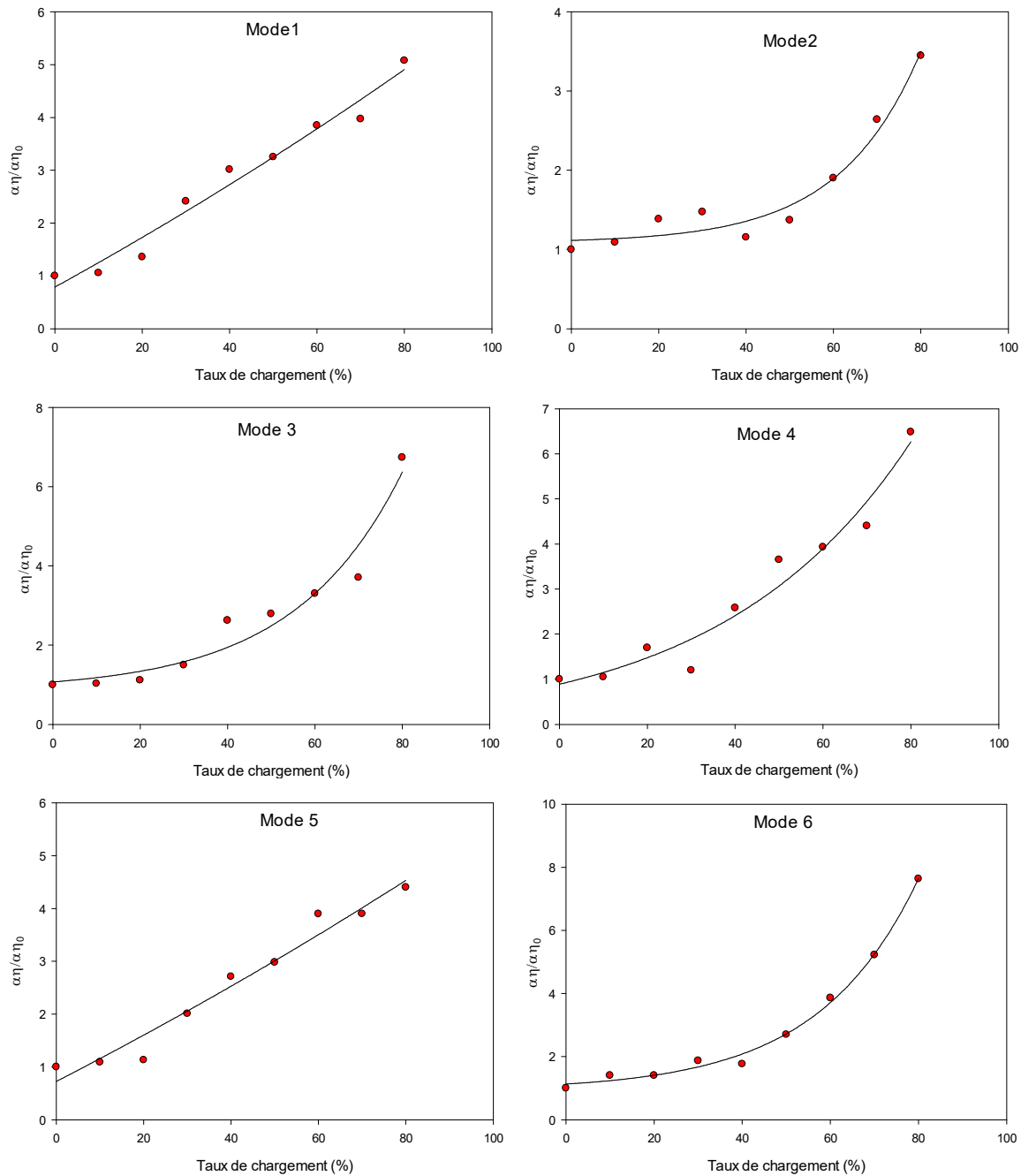


Figure 3.27. Évolution du paramètre non linéaire élastique en fonction du taux de chargement dans le cas du stratifié UD-0°.

3.4.7. Sensibilité des paramètres non linéaires

Afin de mettre en évidence la sensibilité des paramètres non linéaire élastique et dissipatif face aux endommagements induit par les niveaux de chargement, l'évolution de ces paramètres en mode linéaire (f/f_0) et non linéaire élastiques (α/α_0) pour les deux premiers modes est présentée à la figure 3.28. Deux configurations de composite ont été étudiées.

Les résultats obtenus montrent que la sensibilité du paramètre linéaire élastique diminue légèrement en fonction du taux de chargement et sa valeur reste toujours très proche de 1

quelque soit le stratifié et le mode correspondant. Tandis que, la sensibilité du paramètre non linéaire élastique évolue progressivement selon une forme exponentielle pour atteindre des valeurs importantes de l'ordre de 6 en mode 1 et autour de 50 en mode 2. Cela permet de déduire que les mesures non linéaires sont des outils très sensibles à l'endommagement suite à des sollicitations mécaniques. En effet, le développement des défauts en particulier les fissurations et les délaminages sont caractérisées par un comportement aléatoire. La sensibilité de paramètre non linéaire devient de plus en plus importante pour les hautes fréquences.

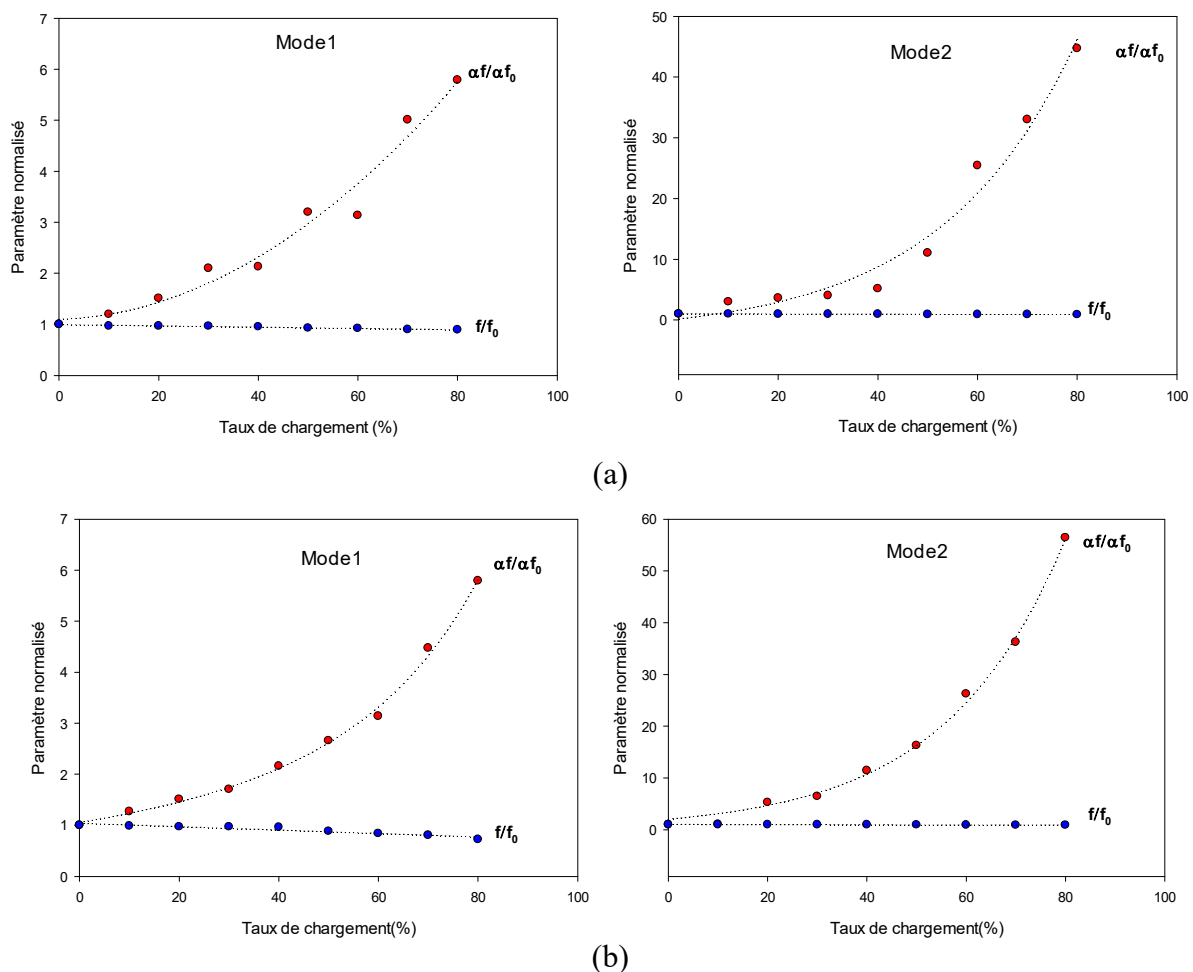


Figure 3.28. Evolution des paramètres linéaire et non linéaire élastiques en fonction du taux de chargement pour les modes 1 et 2 : (a) UD-0° (b) $[0_2/90_2]_s$.

La figure 3.29 montre que la sensibilité du paramètre linéaire dissipatif en fonction de taux de chargement varie légèrement et ne dépasse pas une valeur de 2. Alors que celle du paramètre non linéaire dissipatif augmente rapidement pour atteindre des valeurs importantes. Cette augmentation est beaucoup plus remarquable dans le cas du stratifié croisées en mode 2.

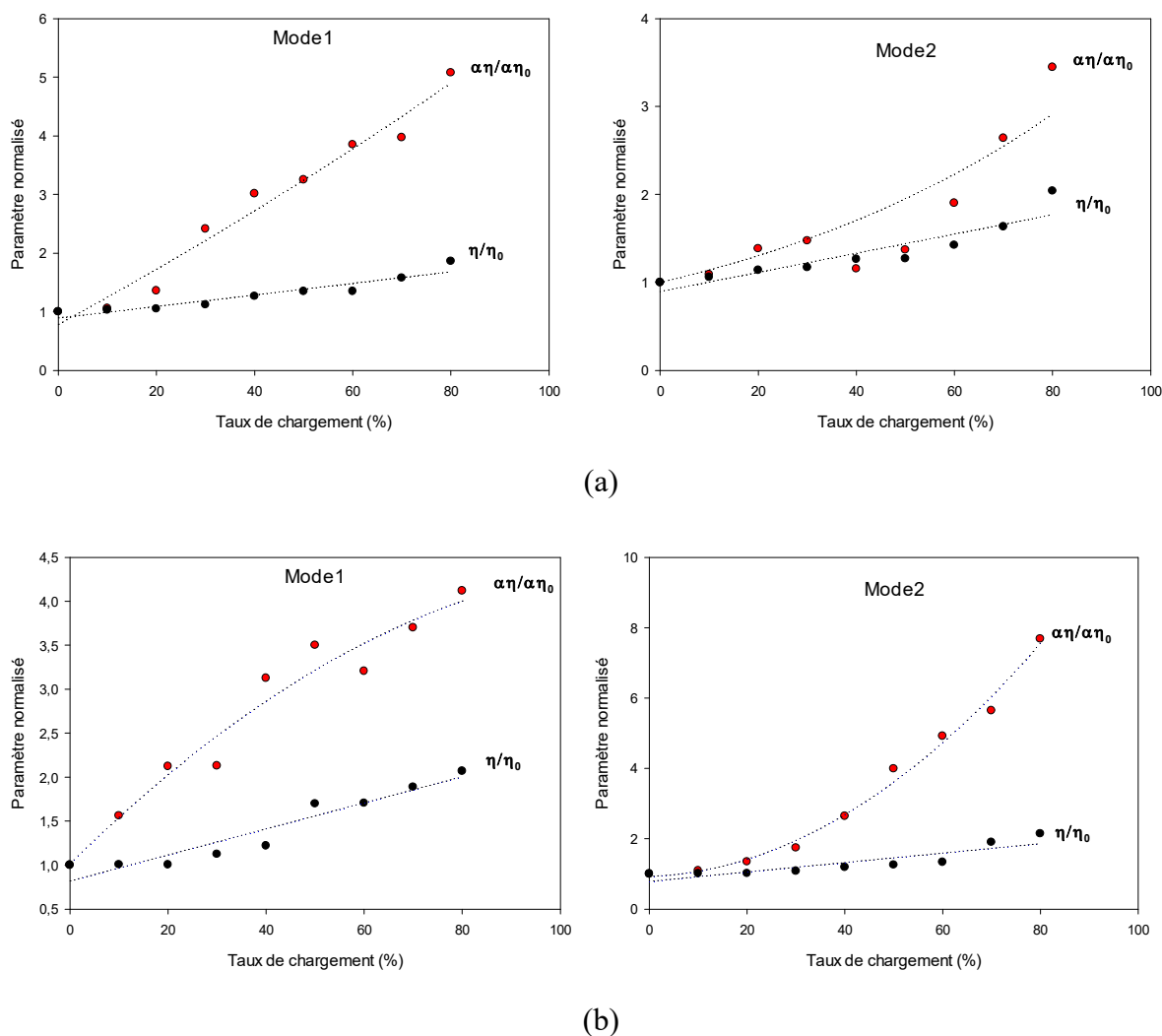


Figure 3.29. Evolution des paramètres linéaire et non linéaire dissipatifs en fonction du taux de chargement pour les modes 1 et 2 : (a) UD-0° (b) $[0_2/90_2]_s$.

L'étude de la sensibilité des paramètres non linéaires associé à différents niveaux de chargement a permis de mettre en valeur la technique de mesure non linéaire pour la caractérisation de l'endommagement pour les composites stratifiés Lin/Elium.

3.5. Conclusion

Dans ce chapitre, une analyse expérimentale du comportement vibratoire linéaire et non linéaire du matériau composite constitué de fibres de lin et d'une résine Elium sain et endommagé a été menée. La réponse à une impulsion a été établie, les fréquences de résonance et l'amortissement ont été déduits des essais de vibration en configuration encastré/libre de deux composites stratifiés unidirectionnel et croisé. Les propriétés élastiques (modules) et dissipative (amortissements) des deux composites sains ont été déterminées. Elles dépendent, de l'orientation des fibres, de la fréquence, de l'amplitude et de la séquence

d'empilement. Dans le cas des composites endommagés, les résultats obtenus en vibration linéaire ont mis en évidence un décalage fréquentiel vers les basses fréquences des fréquences propres fondamentales et harmoniques et une augmentation de la dissipation d'énergie lorsque le niveau d'endommagement augmente.

Dans la dernière partie de ce chapitre, nous nous sommes attachés à montrer les potentialités de la vibration non-linéaire pour la caractérisation du comportement des deux composites en présence d'endommagements. Les essais de vibration en flexion avec plusieurs amplitudes d'excitations ont été effectués sur des éprouvettes de ces matériaux endommagés à plusieurs niveaux de chargement. Les décalages des fréquences de résonance et des facteurs de perte des six premiers modes de vibration en fonction du niveau d'excitation étant constatés pour des niveaux de chargement croissants et pour les deux composites étudiés. Ces décalages sont clairement corrélés au taux d'endommagement, autorisant une caractérisation quantitative du comportement en vibration des matériaux composites endommagés. Deux paramètres non linéaires ont été déterminés, 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. L'analyse de la variation de ces paramètres en fonction de l'amplitude à la résonance et du taux de d'endommagement, a permis de choisir deux modes vibration parmi les six premiers comme modes appropriés à l'obtention des paramètres sensibles à l'endommagement des matériaux composites. Ces paramètres non linéaires apportent donc une information complémentaire aux mesures des fréquences de résonance et des amortissements, information directement liée à l'état d'endommagement des matériaux composites. Enfin, cette méthode de résonance non linéaire apparaît plus sensible à la présence des dommages que la méthode de résonance linéaire. Cela a permis de confirmer que la technique de mesure vibratoire représente un outil avancé pour contrôler la santé des matériaux composites contenant des endommagements relatifs à leur domaine d'application.

Chapitre 4. Modélisation multi-échelles du comportement mécanique du bio-composite Lin/Elium

Résumé

L'emploi des matériaux composites à renfort végétale dans différents secteurs nécessite une connaissance approfondie des phénomènes non-linéaires accompagnant leur comportement mécanique, tels que l'endommagement, la viscosité ou encore la plasticité, qui conditionnent leur durée de vie. Dans ce cadre, l'objectif de ce chapitre est de proposer une démarche simplifiée et accessible en vue de modéliser le comportement mécanique globale du matériau. Pour ce faire, il est nécessaire d'effectuer des essais mécaniques complémentaires pour alimenter un modèle numérique prédictif. En effet, le modèle choisi est basé sur une hypothèse qui considère le composites comme deux entités superposées à savoir le pli et l'interface. Chaque entité est caractérisée par des variables d'endommagement qui sont déterminées par des essais mécaniques. Ensuite, une simulation prédictive d'un chargement d'impact à basse vitesse sur le composite est proposée dont les résultats numériques sont corrélés à ceux obtenus par des essais expérimentaux.

4.1. Introduction

L'étude du comportement mécanique et vibratoire du biocomposite à renfort végétale montre que ce matériau possède des propriétés intéressantes pour diverses applications industrielles. Néanmoins, il est primordial de renseigner les démarches nécessaires aux calculs préliminaires à la conception et au dimensionnement en bureau d'étude. Comme pour les composites à renfort synthétiques, le but serait d'identifier des cartes matériaux utiles à un calcul prédictif qu'il soit analytique et/ou numérique. Une fois que le comportement du composite et de ses constituants sont maîtrisés et traduits par des lois de comportement représentatives.

En effet, la définition d'une loi de comportement, modélisant certains phénomènes non-linéaires dont l'endommagement, demeure un besoin pour mettre en valeur le potentiel offert par ce type de matériau ainsi que pour toute simulation numérique prédictive. Néanmoins, la plupart des études sont expérimentales. Le développement de modèles numériques, permettant la prédiction du comportement des bio-composites, reste très limité. Contrairement aux renforts synthétiques, la modélisation du renfort naturel nécessite l'identification de son comportement non-linéaire intrinsèque caractérisé par une structure hétérogène et une grande variabilité. Egalement, elle requiert une attention particulière à la compatibilité chimique des matières inhérente à la bonne qualité de l'interface renfort-matrice. Par ailleurs, la plupart des modèles adoptés pour caractériser le comportement des matériaux composites classiques sont basés sur des approches micromécaniques, des approches hybrides ou mixtes [122-123]. D'autres modèles, plus spécifiques aux composites stratifiés, font appel à une analyse multi-échelles qui prévoit le comportement des constituants à travers les échelles microscopiques, macroscopique et une échelle intermédiaire dite mésoscopique [124]. Aussi, des modèles phénoménologiques basés sur des approches thermodynamiques qui tiennent compte du comportement élastique et non linéaire telle que la viscoplasticité [125].

Ce chapitre est consacré à la présentation d'un modèle pour décrire le comportement mécanique de composite Lin/Elium et l'identification de ses paramètres. La carte matériau est constituée des différentes variables décrivant le comportement et de l'endommagement. Ensuite, une approche expérimentale est exposée pour identifier les nombreux paramètres nécessaires à l'implémentation du modèle dans un code de calcul numérique. Les résultats de simulations d'essais réalisés en impact basse vitesse sont discutés. Enfin, une comparaison est

proposée pour corréler les résultats des essais expérimentaux à ceux issus des calculs numériques prédictifs.

4.2. Présentation du modèle de Ladeveze et Le Dantec

Le modèle adopté dans cette étude est basé sur la prédiction du comportement mécanique d'un stratifié jusqu'à la rupture totale. Ce modèle a été développé par Ladeveze et Le Dantec [126]. Il considère une troisième échelle appelée échelle mésoscopique ou échelle du pli. Cette échelle est située entre l'échelle microscopique caractérisant la fibre unitaire, de l'ordre du micron, et l'échelle macroscopique caractéristique de l'éprouvette testée.

Dans le modèle, le composite stratifié est défini par deux phases essentielles : le pli et l'interface. Chaque phase est modélisée, au sens de la mécanique des milieux continus, par ses propriétés mécaniques intrinsèques.

4.2.1. Modèle du pli

Le pli est considéré comme un matériau orthotrope dont le volume est décrit par la figure 4.2. Il correspond à une ou à plusieurs couches de fibres unidirectionnelles. Dans le cas où deux plis successifs présentent la même direction de fibres, ils sont considérés équivalents à un seul pli avec une épaisseur double. La modélisation du comportement du pli tient compte de l'endommagement ainsi que de l'inélasticité et la non linéarité élastique en se basant sur hypothèse qui considère le taux d'endommagement et la plasticité constante sur toute l'épaisseur du pli [126].

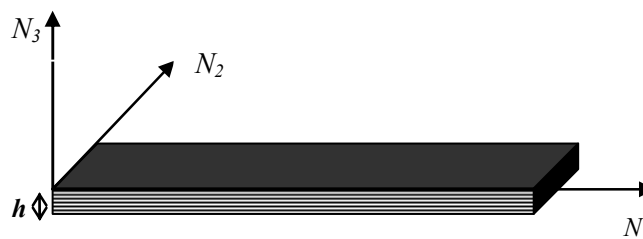


Figure 4.1. Repère local d'un pli

➤ Comportement de l'endommagement

Pour un composite soumis à des sollicitations mécaniques statiques ou dynamiques, plusieurs mécanismes d'endommagement ont été identifiés à travers un couplage des essais mécaniques par des moyens de caractérisation tels que les techniques d'émission acoustique et des observations microscopiques. En se référant au chapitre 2, les

mécanismes d'endommagement qui peuvent avoir lieu sont la fissuration diffuse de la matrice, la fissuration transverse, la décohésion interfaciale ou le délaminage et la rupture des fibres. Pour tenir compte de ces mécanismes dans la modélisation, des variables d'endommagement sont introduites dans la loi de comportement décrivant le pli. Dans ce cadre, l'énergie de déformation dans un pli est donnée par [126] :

$$2e_d = \begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \end{pmatrix}^T \begin{pmatrix} \frac{1}{E_1^0(1-d_f)} & -\frac{\nu_{12}^0}{E_1^0} & -\frac{\nu_{13}^0}{E_1^0} \\ -\frac{\nu_{12}^0}{E_1^0} & \frac{1}{E_2^0(1-[\sigma_{22}]^+ \bar{d}_{22})(1-[\sigma_{22}]^+ d')} & \frac{1}{E_2^0(1-[\sigma_{22}]^+ \bar{d}_{22})} \\ -\frac{\nu_{13}^0}{E_1^0} & \frac{1}{E_2^0(1-[\sigma_{22}]^+ \bar{d}_{22})} & \frac{1}{E_3^0(1-[\sigma_{33}]^+ d')} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \end{pmatrix} + \frac{\sigma_{12}^2}{G_{12}^0(1-\bar{d}_{12})(1-d)} + \frac{\sigma_{13}^2}{G_{13}^0(1-d)} + \frac{\sigma_{23}^2}{G_{23}^0(1-\bar{d}_{23})(1-d_{23})} \quad (4.1)$$

Où, d_f est défini comme la variable d'endommagement liée à la rupture des fibres, d , d' et d_{23} pour représenter l'endommagement diffus de la matrice et d_{12} , d_{22} et d_{23} pour la fissuration transverse. Le symbole $[\bullet]^+$ désigne la fonction échelon unité ou dite de Heaviside.

La loi d'évolution des mécanismes d'endommagement relatifs au pli unitaire est exprimée en fonction des forces thermodynamiques donné par l'équation suivante :

$$Y_{d_n} = \frac{\partial \langle e_d \rangle}{\partial d_n} \quad (4.2)$$

La notation $\langle \bullet \rangle$ correspond à la moyenne sur l'épaisseur du pli h

Endommagement diffus

Une dispersion des fibres est observée sur les micrographies réalisées sur des échantillons du composite. Cet effet crée des zones de concentration de contraintes qui favorisent l'initiation des décohésions interfaciale fibres-matrice ou des microfissures matricielles. En effet, l'interface fibre-matrice est, suite à une mauvaise adhésion, souvent à l'origine des décohésions. Ces mécanismes sont nommés sous le terme d'endommagement diffus.

Dans cette étude, on considère que l'endommagement est diffus principalement par la décohésion fibre/matrice, en considérant la saturation des microfissurations matricielles [127]. Cette décohésion est induite par l'application simultanée des contraintes de cisaillement plan ainsi que de traction transverse [128]. De ce fait, Il faut tenir compte au niveau de la

modélisation à un couplage entre ces deux types de contrainte (cisaillement plan et traction transverse) pour décrire l'évolution des variables d , d' et d_{23} . Deux paramètres b et b_d sont introduites dans le modèle pour prendre en considération le couplage. Par ailleurs, l'endommagement diffus n'a aucune influence sur les propriétés du composite dans la direction des fibres. Ce qui implique que lorsqu'un pli ne contient que des décohésions fibre/matrice, il est considéré comme un matériau isotrope transverse par rapport à la direction de chargement. A certain niveau de chargement, l'endommagement diffus donne naissance au phénomène de fissuration transverse. Ce phénomène est introduit dans le modèle à travers une valeur limite pour la variable d'endommagement d_s . Ainsi, les variables d'endommagement sont définies par les équations suivantes :

$$Y = Y_d + bY_{d'} \quad (4.3)$$

$$\omega = \frac{\langle \sqrt{Y} - \sqrt{Y_0} \rangle_+}{\sqrt{Y_c} - \sqrt{Y_0}} \quad \text{et} \quad d = \begin{cases} \sup_{\tau \leq t}(\omega) & \text{si } \omega < d_s \\ d_s & \text{sinon} \end{cases} \quad (4.4)$$

$$\begin{cases} d' = b_d d \\ d_{23} = \frac{d'}{1 + \nu_{23}^0} \end{cases} \quad (4.5)$$

Avec Y_0 , Y_c , b et b_d sont des paramètres du matériau.

Endommagement des fibres

La rupture de fibre est considérée de type fragile. Les variables d'endommagement sont présentées en fonction des seuils en traction et en compression. Dans le cas de la traction les valeurs obtenues sont insérés directement dans le modèle. Tandis que pour la compression, des bandes de cisaillement apparaissent ainsi que l'état d'endommagement de la matrice influe sur la valeur seuil de la résistance en compression. De ce fait, Il faut introduire une variable traduisant l'effet de cisaillement. Par ailleurs, un paramètre de couplage noté k est pris en compte dans la loi de comportement.

$$\omega = \begin{cases} \frac{Y_{df}}{Y_{df}^t} & \text{si } \sigma_{11} > 0 \text{ traction} \\ \frac{Y_{df}}{Y_{df}^c} + k \frac{Y_d}{Y_C} & \text{si } \sigma_{11} < 0 \text{ compression} \end{cases} \quad (4.6)$$

$$\text{et } d_f = \begin{cases} 1 & \text{si } \sup_{\tau \leq t} (\omega) \geq 1 \\ 0 & \text{sinon} \end{cases} \quad (4.7)$$

où Y_{df}^t et Y_{df}^c sont respectivement les seuils de rupture en traction et en compression.

Fissuration transverse

Le mécanisme de la fissuration transverse présente des interactions avec les autres mécanismes, en particulier ceux qui présentent l'endommagement diffus. Trois variables d'endommagement ont été utilisées pour décrire la fissuration transverse d_{12} , d_{22} et d_{23} . La détermination de ces variables fait l'objet d'une transition entre l'échelle micromécanique et l'échelle du pli. En effet, les lois d'évolution de la fissure sont définies par un taux d'accroissement de la fissuration noté ρ déterminé au moyen de l'hypothèse classique qui considère la répartition des fissures dans un pli périodique. Cette distribution est obtenue par calcul élément finis. En effet, les variables d'endommagement sont déterminés par des fonctions dites d'homogénéisation ($f_{22}(\rho)$, $f_{12}(\rho)$ et $f_{23}(\rho)$).

Dans le modèle, le comportement décrivant la loi d'évolution des fissures ρ , est basée sur deux conditions différentes qui dépendent de l'épaisseur du pli. Dans le cas où les plis sont épais, on applique un critère en contrainte (Ladevèze et al. [124]), Tandis que pour les plis fins, un critère énergétique mixte classique de la mécanique de la rupture est utilisé. Une épaisseur de pli h est considérée pour faire la transition d'un comportement à l'autre.

Si $\rho \leq \rho_s$:

$$\rho = \sup_{\tau \leq t} \left[\xi \left\{ ((\gamma_I \bar{Y}_{22})^\alpha + (\gamma_{II} \bar{Y}_{12})^\alpha + (\gamma_{III} \bar{Y}_{23})^\alpha)^{\frac{1}{\alpha}} \right\} \right] \quad (4.8)$$

Avec

$$\xi : x \rightarrow \left(\frac{\partial f_{22}}{\partial \rho} \right)^{-1} \left(\frac{1}{x} \right), \quad \gamma_I = \frac{1}{G_I^c}, \quad \gamma_{II} = \frac{\frac{\partial f_{12}}{\partial \rho}}{\frac{\partial f_{22}}{\partial \rho} G_{II}^c}, \quad \gamma_{III} = \frac{\frac{\partial f_{23}}{\partial \rho}}{\frac{\partial f_{22}}{\partial \rho} G_{III}^c} \quad (4.9)$$

Et

$$(4.10) \quad \begin{cases} Y_{ij} = h \frac{\partial \langle e_d \rangle}{\partial \bar{d}_{ij}} & \text{si } h < \bar{h} \\ Y_{ij} = \bar{h} \frac{\partial \langle e_d \rangle}{\partial \bar{d}_{ij}} & \text{si } h > \bar{h} \end{cases}$$

Sinon si $\rho = \rho_s$:

$$(4.11) \quad \begin{cases} \bar{d}_{22} = f_{22}(\rho) \\ \bar{d}_{12} = f_{12}(\rho) \\ \bar{d}_{23} = f_{23}(\rho) \end{cases}$$

Non linéarité élastique et comportement plastique

La non linéarité élastique est un paramètre qui caractérise le matériau dans le sens des fibres. Tandis que la loi plastique est définie pour les directions transverses [127, 129]. Ces mécanismes ont été introduits dans le modèle du pli.

Non linéarité élastique

La non linéarité élastique est due au défaut de l'alignement des fibres dans la phase de fabrication. Au cours des essais de traction, le réalignement de fibre engendre une rigidité du pli. En revanche, en compression, le mauvais alignement fait baisser la rigidité du composite. Ce comportement est traduit par un modèle hyper-élastique quadratique dans le sens des fibres qui est donné par :

$$E_1^0 = E_{ini} (1 + \langle \varepsilon_{11} \rangle_+ \alpha^+ + \langle \varepsilon_{11} \rangle_- \alpha^-) \quad (4.12)$$

Avec $\langle \varepsilon_{11} \rangle_-$ et $\langle \varepsilon_{11} \rangle_+$ sont des opérateurs qui désignent les parties positive et négative, E_{ini} est la rigidité initiale d'un pli unidirectionnel et : α^+ et α^- sont des paramètres décrivant la variation de la rigidité en fonction de la déformation.

Plasticité

Des déformations résiduelles sont observées expérimentalement. Elles sont généralement attribuées aux glissements et frottements au niveau des zones des décohésions fibre/matrice.

Un modèle de plasticité, lié à l'endommagement diffus, permet de prendre en compte ces déformations [130]. Le phénomène de plasticité se développe que dans la direction transverse.

Il est introduit dans le modèle en considérant la notion de quantité effective de la contrainte et de la déformation:

$$\tilde{\sigma} = \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \frac{\sigma_{22}}{(1-[\sigma_{22}]^+ d')} \\ \frac{\sigma_{33}}{(1-[\sigma_{33}]^+ d')} \\ \frac{\sigma_{12}}{(1-d)} \\ \frac{\sigma_{13}}{(1-d_{23})} \end{bmatrix} \quad \text{et} \quad \tilde{\sigma} : \tilde{\varepsilon} = \sigma : \varepsilon \quad (4.13)$$

$$f(\tilde{\sigma}, p) = \sqrt{\tilde{\sigma}_{12}^2 + \tilde{\sigma}_{13}^2 + \tilde{\sigma}_{23}^2 + a^2(\tilde{\sigma}_{22}^2 + \tilde{\sigma}_{33}^2)} - R(p) - R_0 \quad (4.14)$$

Avec $R(p) = \beta p^\alpha$

- Loi d'écoulement $f \leq 0, \dot{p} \geq 0$ et $\dot{p}f = 0$

- Hypothèse d'écoulement normal $\dot{\tilde{\varepsilon}} = \dot{p} \frac{\partial f}{\partial \tilde{\sigma}}$

4.2.2. Modèle de l'interface

Le modèle proposé pour représenter l'interface fibre-matrice, considère cet élément comme une couche surfacique de résine comprise entre deux plis à différentes orientations des fibres. La figure 4.2 présente le repérage de l'interface qui est défini à partir des repères de deux plis.

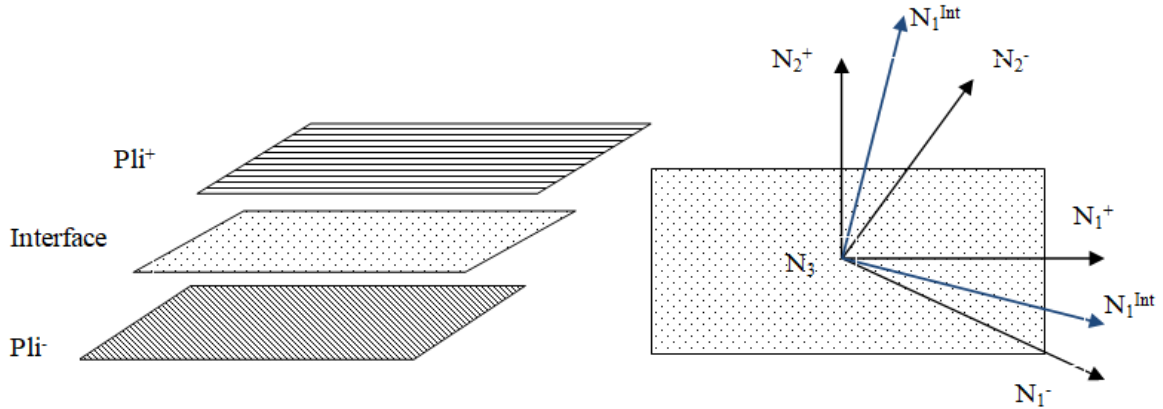


Figure 4.2. Repère local de l'interface

Pour développer sa loi de comportement, l'interface est considérée comme un matériau orthotrope. Ainsi, le modèle appliqué se base sur la présentation de trois variables d'endommagements (d_I , d_{II} et d_{III}) qui décrivent les trois modes de délaminage. L'énergie de déformation relative à l'interface est définie par :

$$2e_{d,int} = \frac{\sigma_{33}^2}{K_3^0(1-[\sigma_3]+d_I)} + \frac{\sigma_{13}^2}{K_1^0(1-d_{II})} + \frac{\sigma_{23}^2}{K_2^0(1-d_{III})} \quad (4.15)$$

Avec, K_1^0 , K_2^0 et K_3^0 sont des propriétés élastiques de l'interface.

L'endommagement de l'interface peut être à l'origine de deux mécanismes, le premier correspond à la dégradation diffuse suite à un chargement en mode mixte et le deuxième est lié à la dégradation localisée due à la fissuration induite par le pli qui engendre des zones de concentration de contraintes au niveau de l'interface. Dans ce cadre, Ladevèze et Le Dantec [126] ont montré que la présence de fissures dans le pli adjacent n'affecte que le comportement en cisaillement hors plan de la raideur de l'interface. D'autre part, le délaminage devient le mécanisme principal qui contribue à la ruine du matériau lorsque le taux de microfissuration dans les plis adjacents atteint le seuil de saturation ρ_s [131]. Cela permet d'écrire la relation de la variable d'endommagement due au délaminage en fonction de la relation entre la moyenne des taux de fissuration des deux plis adjacents $\bar{\rho}$ et le seuil ρ_s .

- Pour $\bar{\rho} < \rho_s$:

$$\left\{ \begin{array}{l} d_I = \left(\frac{1}{3} \frac{\langle \bar{Y}_{\text{int}} - \bar{Y}_{0,\text{int}} \rangle_+}{Y_{c,\text{int}} - Y_{0,\text{int}}} \right)^{\frac{1}{2}} \\ d_{II} = d_I + (1 - d_I) 2a_i \bar{\rho} \sin^2 \left(\frac{\theta}{2} \right) \\ d_{III} = d_I + (1 - d_I) 2a_i \bar{\rho} \cos^2 \left(\frac{\theta}{2} \right) \end{array} \right. \quad (4.16)$$

Avec

$$\bar{Y}_{\text{int}} = \sup_{\tau \leq t} (Y_{\text{int}}) \quad \text{et} \quad Y_{\text{int}} = Y_{d_I} + \gamma_{II,\text{int}} Y_{d_{II}} + \gamma_{III,\text{int}} Y_{d_{III}} \quad (4.17)$$

$$Y_{c,\text{int}} = G_{I,\text{int}}^c \quad ; \quad \gamma_{II,\text{int}} = \frac{G_{I,\text{int}}^c}{G_{II,\text{int}}^c} \quad ; \quad \gamma_{III,\text{int}} = \frac{G_{I,\text{int}}^c}{G_{III,\text{int}}^c} \quad (4.18)$$

Avec a_i un paramètre matériau et θ est l'angle entre la direction des fibres de deux plis adjacents.

- Pour $\bar{\rho} \geq \rho_s$:

$$d_I = d_{II} = d_{III} = 1 \quad (4.19)$$

4.3. Identification des paramètres du modèle

Le modèle décrit dans la section 4.2 inclue plusieurs variables d'endommagement. Ainsi, l'objectif consiste à identifier les paramètres à travers des essais mécaniques pour établir une carte matériau du composite Lin/Elium. La procédure à suivre est basée sur un ensemble de tests expérimentaux. Tout d'abord, des essais en traction statique sont effectués sur des stratifiés unidirectionnels à 0° pour déterminer les propriétés élastiques et limites de la fibre. Ensuite, des essais de traction cycliques sur des éprouvettes à $\pm 45^\circ$ sont réalisés dans le but de déterminer les variables d'endommagement dû au cisaillement ainsi que les paramètres issus de la plasticité. Enfin, en dernière étape, le recueil des résultats des essais de traction cyclique réalisés sur des composites orientés à $\pm 67,5^\circ$ et à 45° et ce pour déterminer les paramètres d'endommagement transversal et de couplage du modèle.

4.3.1. Propriétés en traction dans les sens des fibres

Les résultats d'essais de traction quasi-statiques effectués sur des éprouvettes UD-0°, sont présentés dans le chapitre 2. Tandis que les propriétés de la fibre élémentaire de lin sont prises de la littérature. Le tableau 4.1 présente les propriétés du matériau dans le sens des fibres : E_{11} et ν_{12} . Ainsi que les propriétés limites de la fibre, e_{11} et S_{11} .

Tableau 4.1. Propriétés en traction du composite UD-0° lin/Elium

Propriétés du matériau	$E_{11}(GPa)$	ν_{12}	$S_{11}(MPa)$	$e_{11}(\%)$
\bar{x}	23	0.35	210	1.2
S_{n-1}	2.45	0.01	9.2	0.087
$CV(\%)$	10.65	2.85	4.38	7.25

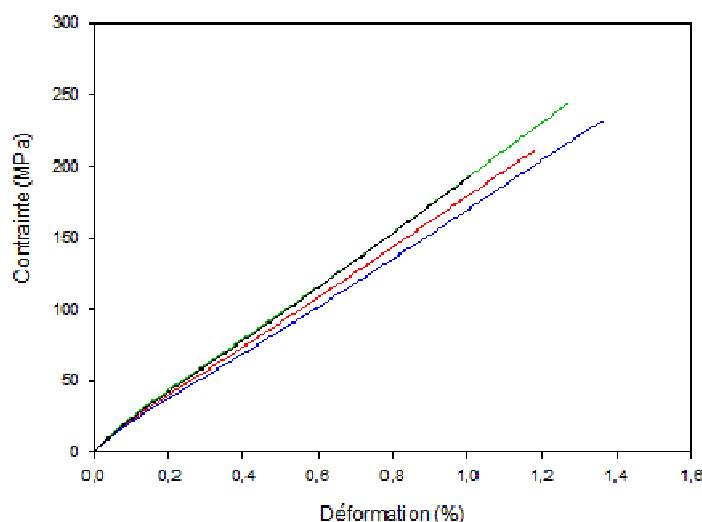


Figure 4.3. Evolution de la contrainte en fonction de la déformation Au cours d'un essai de traction réalisé sur un composite UD-0°

La courbe contrainte-déformation présentée à la figure 4.3 montre que la rigidité de l'échantillon à 0° est quasi constante jusqu'à la rupture. En effet, on remarque l'existence d'une petite partie non linéaire dans la courbe contrainte-déformation. C'est pour cette raison qu'on considère l'hypothèse qu'il n'y a pas de plasticité dans la direction de la fibre, ainsi que le comportement de la fibre en traction tend à être un comportement élastique linéaire fragile.

4.3.2. Paramètres d'endommagement par cisaillement et de plasticité à partir d'essais de traction cyclique d'échantillons à $\pm 45^\circ$

Le modèle considéré est basé sur des formulations qui expriment les endommagements relatifs à la perte de rigidité. Généralement, pour les matériaux composites les variables

d'endommagement dû au cisaillement, notamment la décohésion fibre/matrice ainsi que les paramètres de plasticité sont déterminés en effectuant des essais de traction cycliques (charge-décharge) sur des éprouvettes à $\pm 45^\circ$. Cette configuration est choisie car l'alignement des fibres à $\pm 45^\circ$ engendre un renforcement dans la direction transversale dans chaque pli du stratifié en maintenant les déformations transversales et l'étendue de l'endommagement à des niveaux négligeables. De même les contraintes appliquées dans la direction de fibre sont considérées négligeables. A ce moment-là, les deux mécanismes majoritaires sont le cisaillement et la décohésion fibre/matrice. Dans ce cadre, des essais de traction charge-décharge ont été appliqués aux bio-composites Lin/Elium. Le nombre de cycles à réaliser doit être de l'ordre de 10 pour rester dans un domaine où les phénomènes de fatigue sont négligeables.

La figure 4.4 montre la courbe exprimant la contrainte en fonction de la déformation pour un essai de chargement cyclique sur un composite. E_0 représente le module initial non endommagé de l'échantillon. E_i représente le module réduit de l'échantillon endommagé au $i^{\text{ème}}$ cycle de chargement/ déchargement. E_i est calculé à partir de:

$$E_i = \frac{\sigma_i}{\varepsilon_{ei}} \quad (4.20)$$

$$\varepsilon_{ei} = \varepsilon_i^T - \varepsilon_{pi} \quad (4.21)$$

Avec σ_i est la contrainte maximale pour le $i^{\text{ème}}$ cycle de chargement/déchargement, ε_{ei} la déformation élastique correspondante. ε_{Ti} et ε_{pi} sont respectivement la déformation totale et la déformation plastique pour un $i^{\text{ème}}$ cycle de chargement/déchargement. Ces paramètres sont déterminés à partir de la courbe type dans la figure 4.4.

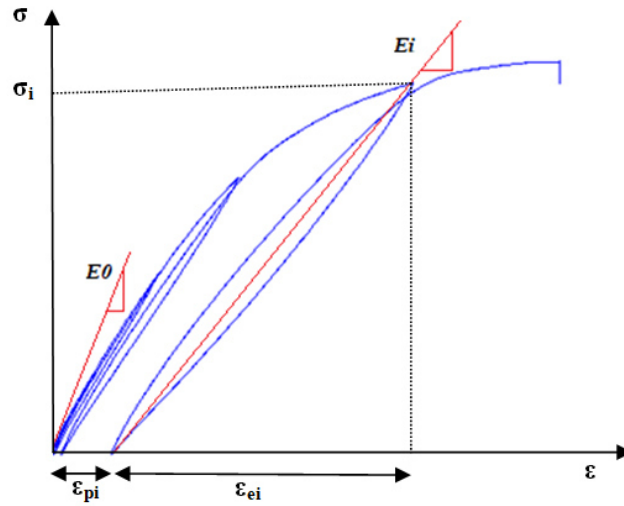


Figure 4.4. Mesure de la déformation plastique

Les essais appliqués sur les éprouvettes à $\pm 45^\circ$ permettent de déterminer la contrainte τ_{12} de cisaillement, ainsi que la déformation γ_{12} et le module G_{12} . En effet la contrainte de cisaillement est donnée par :

$$\tau_{12i} = \frac{\sigma_{Li}}{2} \quad (4.22)$$

$$\gamma_{12i} = \varepsilon_{Li} - \varepsilon_{Ti} \quad (4.23)$$

σ_{Li} et ε_{Li} sont respectivement la contrainte et la déformation au $i^{\text{ème}}$ point.

La figure 4.5 illustre une courbe typique de contrainte-déformation pour un essai cyclique sur une éprouvette Lin/Elium à $\pm 45^\circ$ (cisaillement). Un certain nombre d'essais ont été effectués pour déterminer les paramètres d'endommagement en cisaillement et de plasticité du modèle adopté.

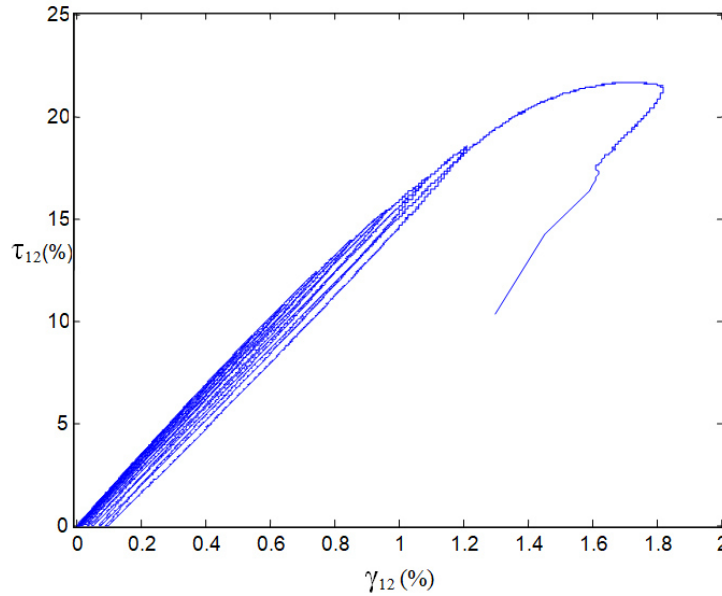


Figure 4.5. Courbe de contrainte-cisaillement pour un essai typique de Lin/Elium à $\pm 45^\circ$

Pour chaque cycle, les déformations élastiques et permanentes induites dans le composite sont déterminées. Le module de cisaillement G_{12} de chaque cycle est également évalué conformément à la méthode décrite ci-dessus. Ensuite, la variable d'endommagement de cisaillement d , est calculée pour chaque cycle à partir de l'équation suivante:

$$d_i = 1 - \frac{G_{12i}}{G_{12-0}} \quad (4.24)$$

Avec, d_i est la variable d'endommagement par cisaillement pour le $i^{\text{ème}}$ cycle d'essai. G_{12-0} et G_{12i} sont respectivement les modules de cisaillement initial de l'échantillon non endommagé et correspondant au $i^{\text{ème}}$ cycle.

Après avoir calculé d pour chaque cycle, la loi d'évolution des mécanismes d'endommagement Y peut être calculée pour chaque cycle de chargement/déchargement de l'échantillon à $\pm 45^\circ$ à partir de:

$$\underline{Y}_i = \sqrt{Y_{di}} = \frac{\tau_{12i}}{(1-d_i)\sqrt{2G_{12-0}}} \quad (4.25)$$

Où, \underline{Y}_i correspond à la loi Y pour le $i^{\text{ème}}$ cycle d'essai.

Après avoir déterminé Y et d pour chaque cycle, une approximation linéaire ajustée à travers les données constitue la courbe maîtresse des endommagements relatifs au cisaillement des plis élémentaires (figure 4.6) :

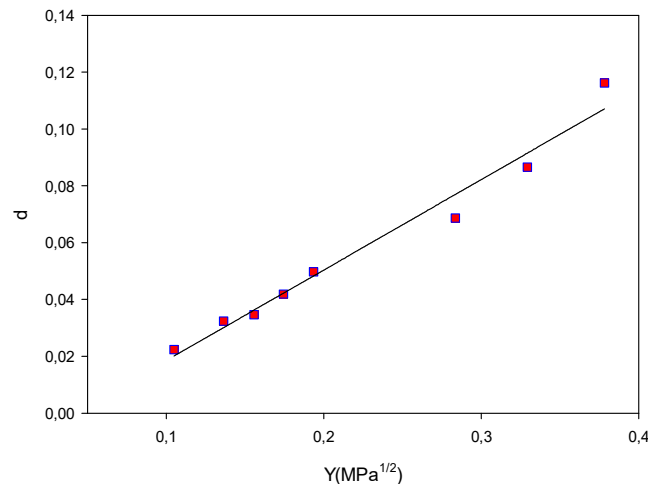


Figure 4.6. Courbe de l'endommagement dû au cisaillement pour un pli élémentaire de Lin/Elium sur un échantillon à $\pm 45^\circ$.

La courbe de l'endommagement par cisaillement est traduite par l'équation:

$$d_i = \frac{Y_i - Y_0}{Y_c} \quad (4.26)$$

Où, Y_0 représente la valeur initiale du seuil d'endommagement par cisaillement et Y_c la valeur limite critique. Le tableau 4.2 présente les valeurs des paramètres d'entrée Y_0 et Y_c du modèle d'endommagement pour un pli élémentaire du matériau lin/Elium.

Tableau 4.2. Paramètres de cisaillement du modèle

Propriétés du modèle	$Y_0 (\sqrt{MPa})$	$Y_c (\sqrt{MPa})$
Lin/Elium	0.013	3.11

Par ailleurs, les paramètres de la loi d'évolution de la plasticité du modèle peuvent être déterminés également à partir de résultats d'essais cycliques effectués sur des éprouvettes $\pm 45^\circ$. Les valeurs du seuil ($R + R_0$) peuvent être calculées à partir de:

$$R_i + R_0 = \frac{\tau_{12i}}{(1 - d_i)} \quad (4.27)$$

Où, R_i est le paramètre de la loi d'évolution de la plasticité pour le $i^{\text{ème}}$ cycle, R_0 est la limite d'élasticité initiale.

La déformation plastique accumulée, p , est calculée à partir de l'intégration suivante:

$$p = \int_0^{\gamma_{p12}} (1-d)\delta\varepsilon \quad (4.28)$$

Avec, γ_{p12} est partie plastique de la déformation totale au cisaillement

Une fois $(R + R_0)$ et p sont déterminés, on obtient la figure 4.7, qui permet de déterminer la courbe maîtresse des plis élémentaires. Une courbe de tendance de forme parabolique peut être tracée pour prendre la forme suivante:

$$R(p) = \beta p^m \quad (4.29)$$

Où, β et m sont des paramètres relatifs à l'évolution de la plasticité.

Le tableau 4.3 présente les valeurs de R_0 , b et m pour le Lin/Elium déterminées à partir des données de l'essai.

Tableau 4.3. Paramètres de plasticité du modèle

Propriétés de plasticité	R_0 (MPa)	m	$\beta(\sqrt{MPa})$
Lin/Elium	5.28	0.17	3.2

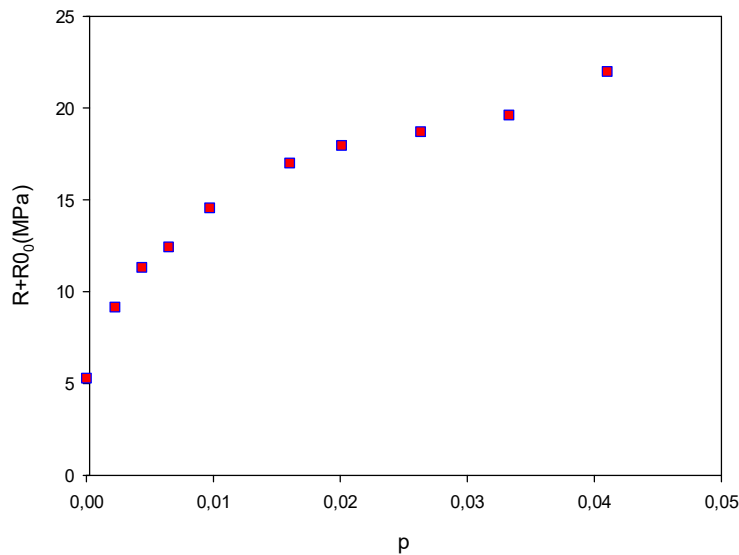


Figure 4.7. Courbe de plasticité pour le composite Lin/Elium déterminée à partir d'essais cycliques sur un échantillon à $\pm 45^\circ$

4.3.3. Paramètres d'endommagement et de couplage à partir d'essais de traction cyclique d'échantillons à $\pm 67,5^\circ$

Des essais de traction cycliques sont effectués sur des éprouvettes de $\pm 67,5^\circ$ afin de déterminer les paramètres d'endommagement transversal du modèle (microfissuration de matrice) et les paramètres de couplage : endommagement par cisaillement /endommagement transversal. Ainsi, l'éprouvette à $\pm 67,5^\circ$ est utilisée car elle permet de déterminer les déformations transversales et de cisaillement dans les plis élémentaires à partir des déformations longitudinales et transversales de l'échantillon. En outre, l'alignement des fibres n'empêche pas l'évolution de l'endommagement dans le sens transversal, comme c'est le cas pour l'échantillon à $\pm 45^\circ$. L'angle d'alignement de la fibre en dehors de l'axe permet un taux d'endommagement par cisaillement suffisant pour que les paramètres de couplage entre les deux mécanismes puissent être déterminés. Pour cet essai, les propriétés transversales et de cisaillement du matériau sont intéressantes. Pour un tel essai de traction sur un pli d'angle, les propriétés du matériau sont calculées selon la théorie classique des stratifiés à partir des équations suivantes:

$$\sigma_{22} = (1-B)\sigma_L \quad (4.30)$$

$$\tau_{12} = \frac{-1}{2mn}(B(1-2m^2) + m^2)\sigma_L \quad (4.31)$$

$$B = \left[\frac{m^2(2m^2 - 1) + 4m^2n^2 \frac{G_{12-0}}{E_{22-0}} \left(\frac{E_{22-0}}{E_{11}} \nu_{12} + 1 \right)}{4m^2n^2 \frac{G_{12-0}}{E_{22-0}} \left(\frac{E_{22-0}}{E_{11}} + 2 \frac{E_{22-0}}{E_{11}} \nu_{12} + 1 \right) + (2m^2 - 1)(m^2 - n^2)} \right] \quad (4.32)$$

Avec, $m = \cos \theta$, $n = \sin \theta$. θ est l'angle d'inclinaison des fibres.

En utilisant les différentes données, le paramètre B a pour valeur 0,504 pour le composite Lin/Elium.

Les déformations dans les coordonnées principales des matériaux peuvent être calculées au moyen des équations 4.33 et 4.34:

$$\varepsilon_{22} = n^2 \varepsilon_L + m^2 \varepsilon_T \quad (4.33)$$

$$\gamma_{12} = -2mn(\varepsilon_L - \varepsilon_T) \quad (4.34)$$

En utilisant les équations 4.30 à 4.34, les réponses en contrainte de cisaillement et transversales de l'éprouvette à $\pm 67,5^\circ$ ont été respectivement tracées sur les figures 4.8 et 4.9.

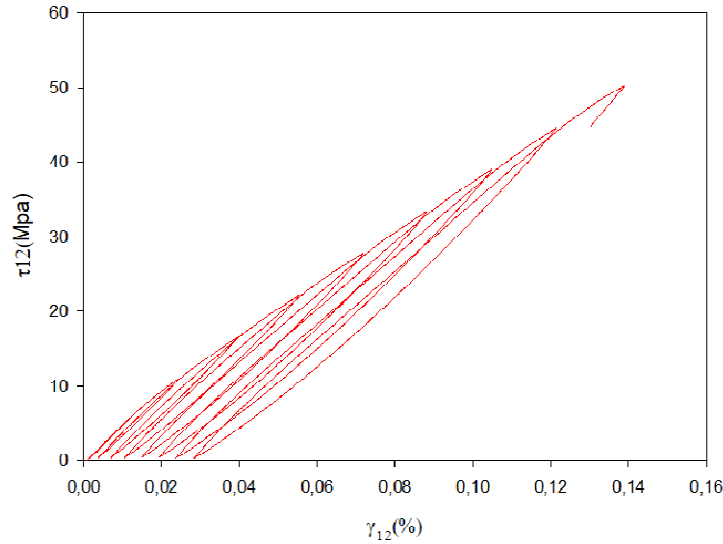


Figure 4.8. Comportement au cisaillement suite à un essai de traction cyclique appliqué à une éprouvette Lin/Elium à $\pm 67,5^\circ$.

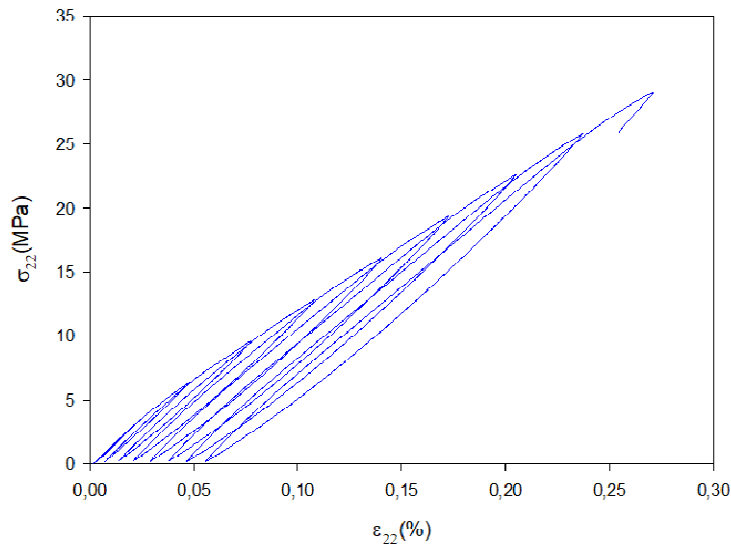


Figure 4.9. Comportement transversal suite à un essai de traction cyclique appliqué à une éprouvette Lin/Elium à $\pm 67,5^\circ$

Pour chaque cycle, on détermine les déformations élastiques et permanentes induites dans le matériau. De plus, le module de cisaillement G_{12} et le module transversal E_{22} sont calculés. Une fois les modules de cisaillement et transversal sont connus pour chaque cycle, la variable

d'endommagement du cisaillement d et la variable d'endommagement transversal d' , sont obtenues. Ainsi, d est déterminée par l'équation 4.26 et d' par l'équation suivante :

$$d'_i = 1 - \left(\frac{E_{22i}}{E_{22-0}} \right) \quad (4.35)$$

Avec, d'_i et E_{22i} sont respectivement la variable d'endommagement transverse et le module transversal du pli pour le $i^{\text{ème}}$ cycle de charge. E_{22-0} représente le module transversal initial du pli.

L'évaluation des variables de cisaillement et de l'endommagement transversal permet d'établir les fonctions Y_d et $Y_{d'}$ qui sont données par:

$$Y_d = \frac{1}{2} \frac{\tau_{12}^2}{G_{12-0}(1-d')^2} \quad (4.36)$$

$$Y_{d'} = \frac{1}{2} \frac{\sigma_{22}^2}{E_{22-0}(1-d')^2} \quad (4.37)$$

Le facteur de couplage des deux endommagements transverse et de cisaillement b est alors calculé à partir de:

$$b = \frac{(Y_c d + Y_0)^2 - Y_d}{Y_{d'}} \quad (4.38)$$

Y_c et Y_0 sont respectivement la valeur limite et la valeur initiale seuil d'endommagement par cisaillement critique obtenues à partir des essais sur éprouvette à $\pm 45^\circ$ (voir tableau 4.2). Y_d et $Y_{d'}$ sont respectivement les fonctions de cisaillement et de l'endommagement transverse.

La loi d'évolution de l'endommagement Y pour les endommagements transversaux est déterminée à partir de l'équation 4.39:

$$\underline{Y} = \sqrt{Y_d + bY_{d'}} \quad (4.39)$$

La figure 4.10 montre une tendance linéaire, ajustée aux données expérimentales, de la courbe des endommagements transversaux d'un pli élémentaire Lin/Elium.

La courbe maîtresse de l'endommagement transversal peut être exprimée par l'équation:

$$d'_i = \frac{Y_i - Y'_0}{Y'_c} \quad (4.40)$$

Où Y'_0 et Y'_c sont respectivement la valeur initiale du seuil et la valeur limite critique de l'endommagement transversal.

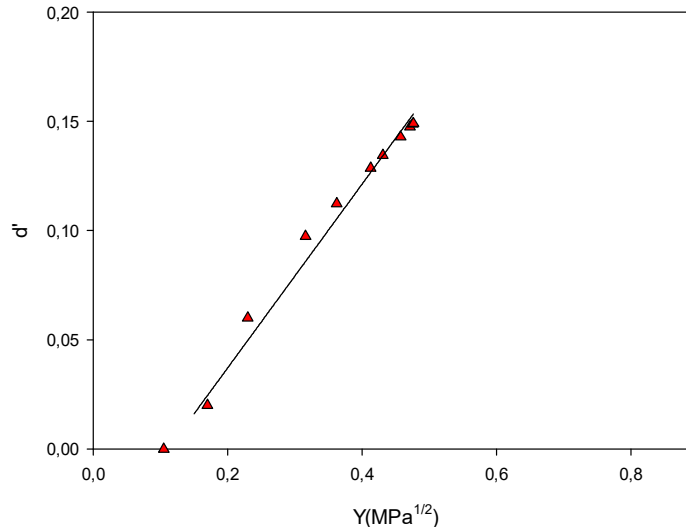


Figure 4.10. Courbe de l'endommagement transversal du Lin/Elium à $\pm 67,5^\circ$

Le tableau 4.4 montre les valeurs de Y'_0 et Y'_c pour un pli élémentaire de Lin/Elium.

Tableau 4.4. Paramètres de l'endommagement transversal

Propriétés transverses	Y'_0 (MPa)	Y'_c
Lin/Elium	0.012	3.10

Enfin, le facteur de couplage de plasticité « a^2 » est obtenu par la relation:

$$a^2 = \frac{\varepsilon_{p22}(1-d')^2 \tau_{12}}{\gamma_{p12}(1-d)^2 \sigma_{22}} \quad (4.41)$$

Les facteurs de couplage des endommagements transverses et de la plasticité pour un pli élémentaire de Lin/Elium sont donnés dans le tableau 4.5.

Tableau 4.5. Facteurs de couplage pour le modèle

Paramètres de couplage	b	a^2
Lin/Elium	1.53	0.61

4.3.4. Paramètres de l'endommagement transverse et de couplage à partir d'essais de traction cyclique sur éprouvette à 45°

L'essai de traction cyclique sur des éprouvettes à 45° permet aussi la détermination des paramètres d'endommagement transverse et de couplage. Les figures 4.11 et 4.12 montrent respectivement les courbes de contrainte-déformation par cisaillement et de contrainte-déformation transverse pour le composite Lin/Elium. La procédure de détermination des paramètres d'endommagement transverse et de couplage du modèle à travers un essai de traction cyclique du composite à 45° est identique à celle décrite dans le cas de l'échantillon à $\pm 67,5^\circ$. Tandis que les équations utilisées pour déterminer les contraintes transverses et de cisaillement sont données par:

$$\sigma_{22i} = \tau_{12i} = \frac{\sigma_{Li}}{2} \quad (4.42)$$

Les déformations transverses et les déformations de cisaillement ont été calculées par :

$$\varepsilon_{22i} = \varepsilon_{Li} + \varepsilon_{Ti} \quad (4.43)$$

$$\gamma_{12i} = \varepsilon_{Li} - \varepsilon_{Ti} \quad (4.44)$$

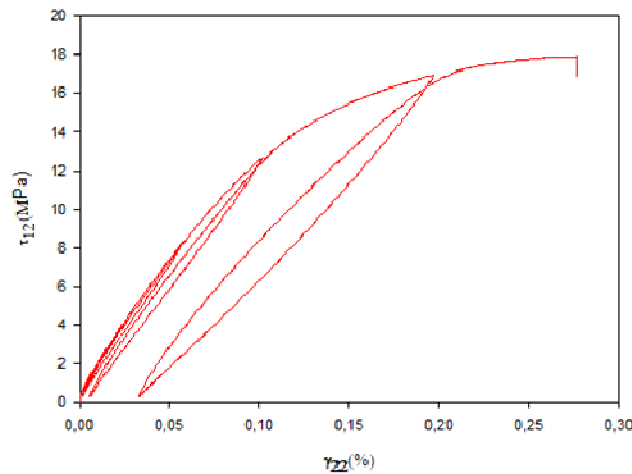


Figure 4.11. Comportement au cisaillement typique d'un essai de traction cyclique sur une éprouvette Lin/Elium à 45°.

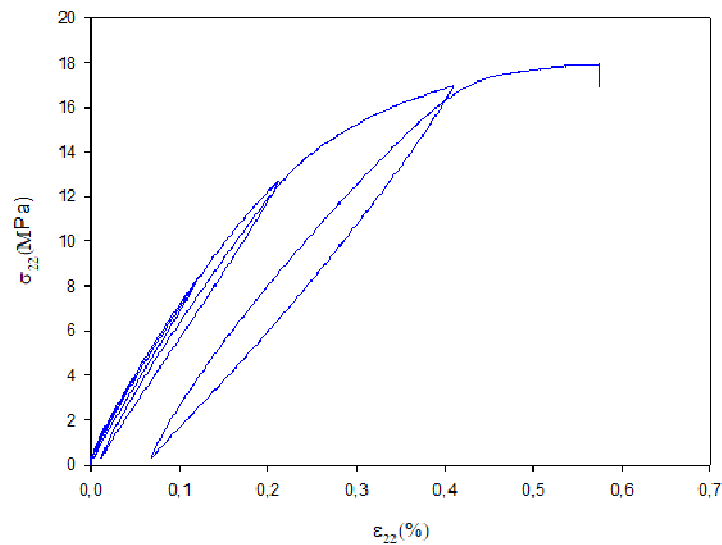


Figure 4.12. Comportement transverse typique d'un essai de traction cyclique sur un échantillon Lin/Elium à 45°.

La figure 4.13 montre la courbe d'évolution de l'endommagement dû aux contraintes transverses pour l'éprouvette Lin/Elium à 45°. On remarque une dispersion des résultats présentés ce qui rend l'interpolation linéaire de résultats moins pertinente même pour les valeurs des variables d'endommagement. Les tableaux 4.6 et 4.7 présentent les résultats de l'endommagement transverse et les facteurs de couplage tels que présentés pour les éprouvettes à $\pm 67.5^\circ$.

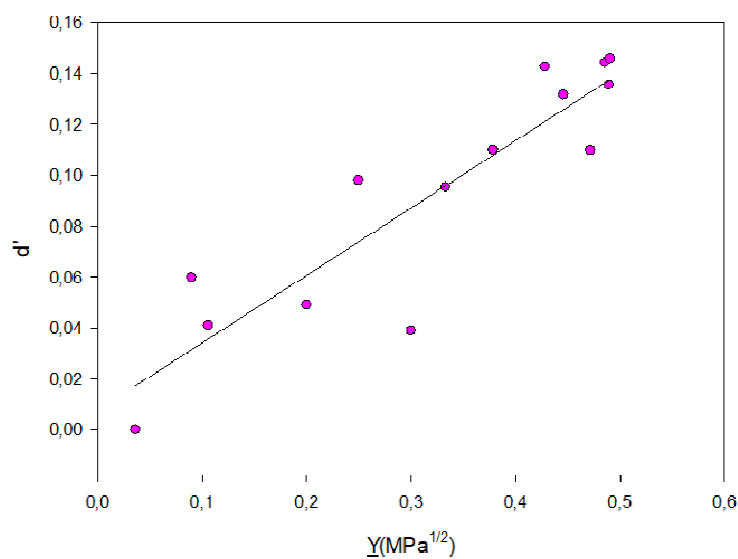


Figure 4.13. Courbe de l'endommagement transverse du Lin/Elium à 45 °

Tableau 4.6. Facteurs de couplage obtenu par des essais sur des éprouvettes à 45°

Paramètres de couplage	b	a ²
Lin/Elium	1.84	0.46

Tableau 4.7. Paramètres de l'endommagement transverse obtenu par des essais sur des éprouvettes à 45°

Propriétés transverses	Y' ₀ (MPa)	Y' _c
Lin/Elium	0.0072	2.61

La comparaison des résultats des paramètres du modèle pour les deux éprouvettes à 45° et à ± 67.5%, montre une différence significative, en particulier, pour les paramètres de couplage. Cependant, cette différence peut être engendrée par la dispersion qui est remarquée dans les courbes de l'endommagement transverse des échantillons à 45° (figure 4.13). Cela permet de prendre en considération les résultats obtenus par les essais appliqué sur des échantillons dont l'orientation des fibres est à ± 67.5%.

Les paramètres du modèle sont déterminés pour un pli élémentaire du composite Lin/Elium selon la méthode décrite par Ladevèze et Le Dantec [126]. Le tableau 4.8 illustre tous les paramètres déterminés à partir de cette identification expérimentale.

Tableau 4.8. Paramètres du modèle d'endommagement pour le composite Lin/Elium

Matériau	Lin/Elium
E ₁₁ (GPa)	23
E ₂₂ ⁰ (GPa)	3.2
G ₁₂ ⁰	2.5
ν ₁₂ ⁰	0.35
ε ₁₁ (%)	1.2
Y _c (MPa ^{1/2})	3.11
Y ₀ (MPa ^{1/2})	0.013
Y' _c (MPa ^{1/2})	3.1
Y' ₀ (MPa ^{1/2})	0.012
b	1.53
R ₀ (MPa)	5.28
β	3.2
m	0.17
a ²	0.61

4.4. Simulation par le modèle et validation expérimentale

Dans le but d'appliquer le modèle décrit dans les sections précédentes, une simulation numérique du comportement de l'impact basse vitesse est réalisée puis comparée aux résultats des essais expérimentaux.

4.4.1. Simulation d'un cas de chargement en impact

4.4.1.1. Définition des entrées du modèle

La simulation numérique est réalisée sur le code de calcul industriel Pam-crash. Le modèle de Ladevèze et Le Dantec est choisi et les paramètres sont identifiés et implémentés dans ce logiciel. Un impacteur de forme cylindrique avec un bout hémisphérique est considéré comme une entité rigide de diamètre 20mm. Sa masse est modélisée comme une inertie autour de son centre de masse. Les tests ont été réalisés en contrôlant la vitesse appliquée au centre de gravité de l'impacteur. L'éprouvette est considérée de forme rectangulaire de dimensions 60x60x3mm. Elle est soumise à des conditions aux limites définies par un encastrement entre deux supports circulaires qui sont considérés comme des entités rigides de mêmes propriétés que l'impacteur. Le matériau composite à tester est identifié sur Pam-Crash de type « multi-layered orthotropic shell ». Le maillage utilisé est de type quadrilatéral linéaire. La taille de maille est de 0,5mm figure 4.14. Les nombreuses sorties du modèle permettent d'apprécier l'évolution de paramètres comme l'effort, le déplacement ou encore les énergies absorbée ou restituée en fonction du temps ou en fonction de l'énergie imposée. Les résultats des simulations numériques sont discutés et corrélés avec ceux issus de l'analyse expérimentale.

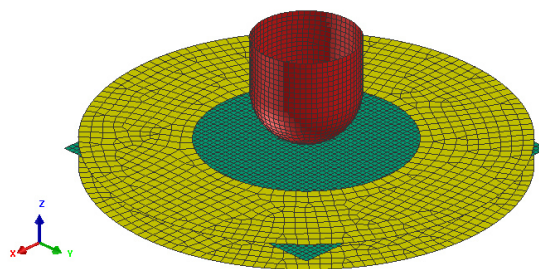


Figure 4.14. Maillage de l'ensemble

4.4.1.2. Résultats numériques

Les figures 4.15 et 4.16 représentent respectivement l'évolution de l'endommagement sur les faciès des composites stratifiés Lin/Elium croisés CR-(0/90) et unidirectionnels UD-0° pour quatre niveaux d'énergie 2, 4, 6 et 10J. Les résultats permettent de distinguer une faible

sensibilité au premier niveau d'énergie pour les deux configurations de composites. En appliquant une énergie de 4J, l'étendue et l'intensité de l'endommagement évoluent plus dans le cas d'UD-0°. Une concentration de l'endommagement est localisée au milieu de l'éprouvette. Ensuite, pour un niveau d'énergie de 6J, des fissures progressent dans la direction transversale avec des longueurs plus importante pour le stratifié croisé. Enfin, pour une énergie d'impact de 10J les simulations de deux configurations aboutissent à une rupture par perforation. La répartition de l'endommagement est la même dans les deux directions pour le composite CR-(0/90). Tandis que pour le composite UD-0°, L'endommagement évolue majoritairement suivant la direction des fibres.

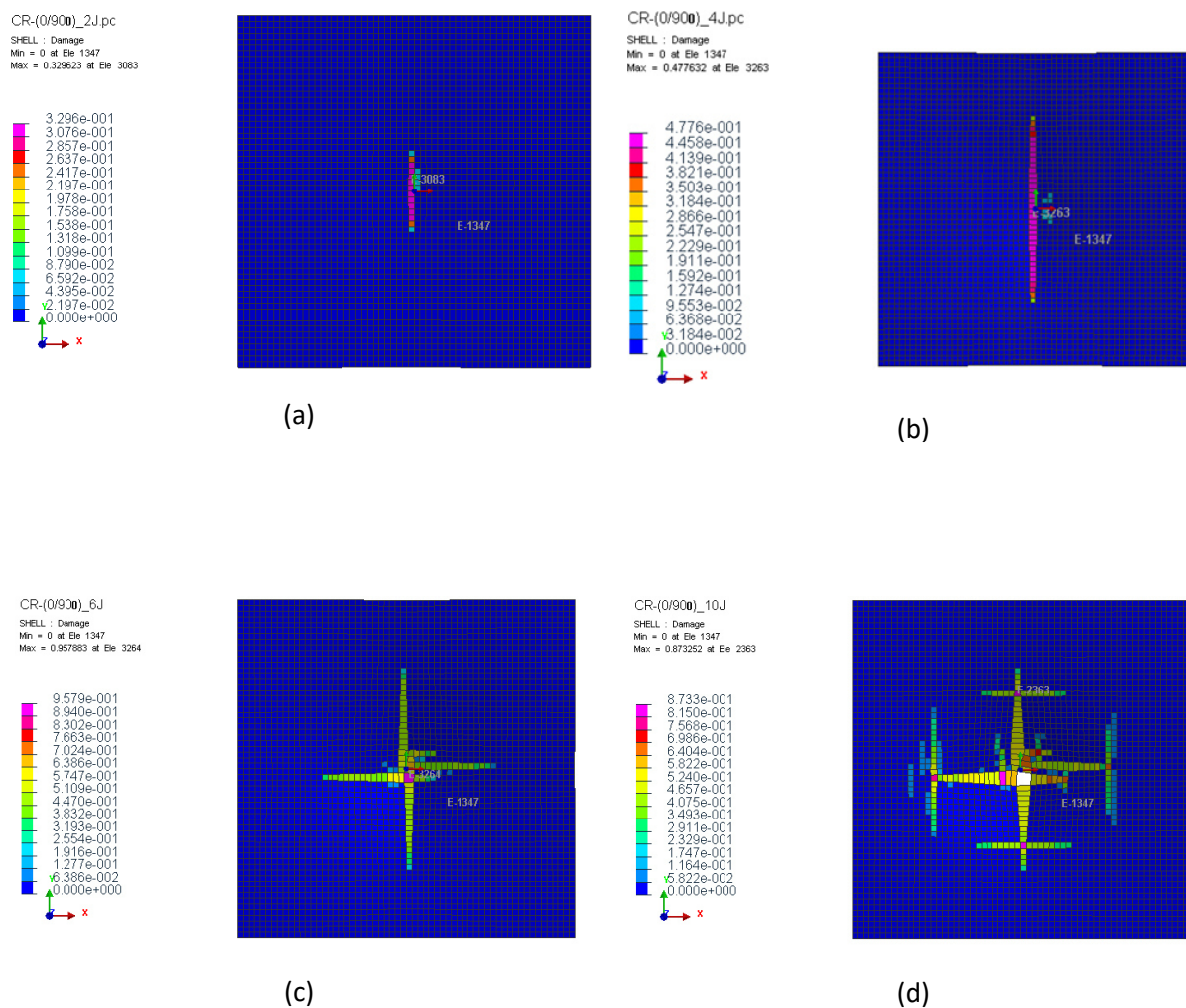


Figure 4.15. Simulation de l'endommagement suite à des essais d'impact sur CR-(0/90) Lin/Elium : a) 2J, b) 4J, c) 6J et d) 10J

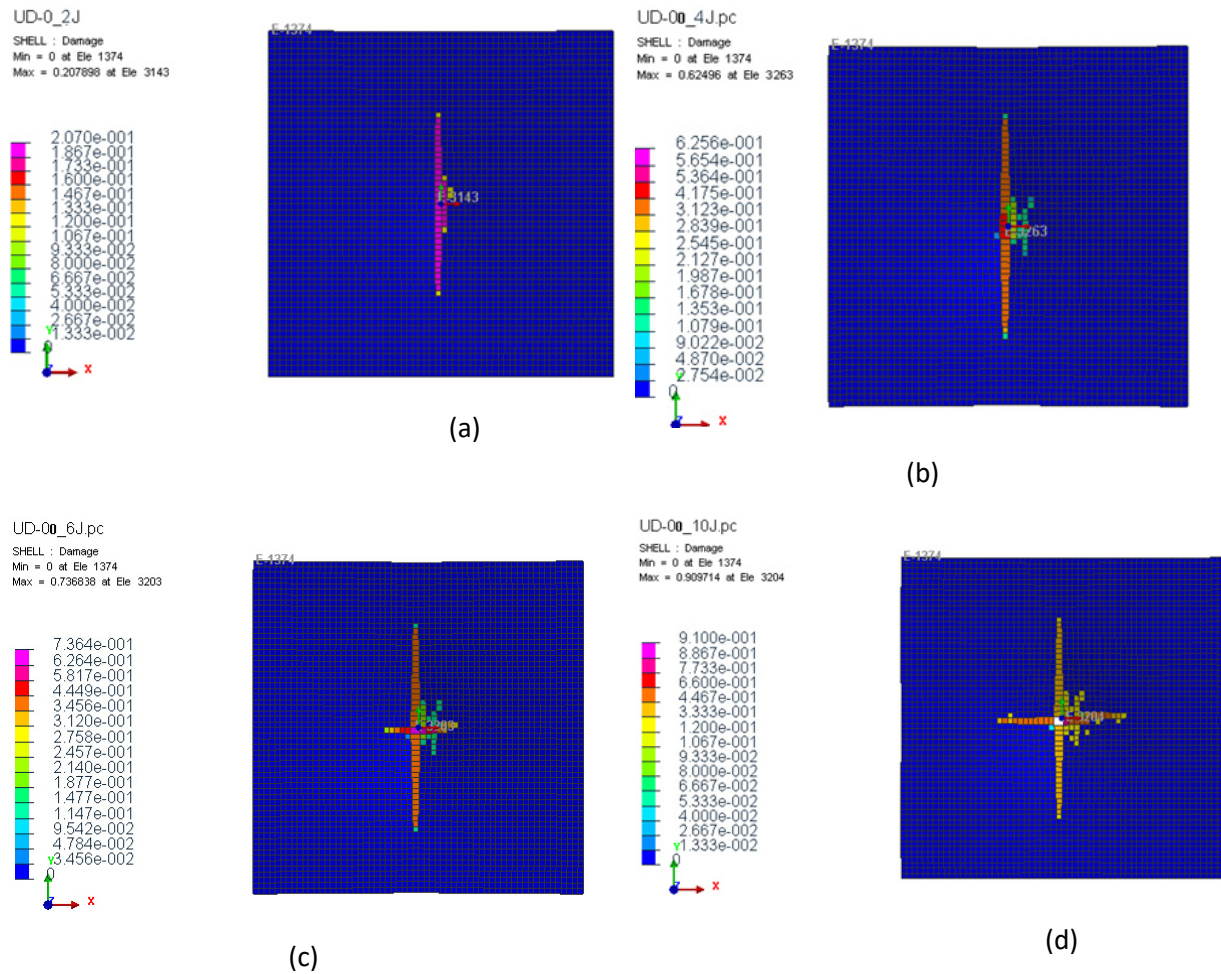


Figure 4.16. Simulation de l'endommagement suite à des essais d'impact sur UD-0° Lin/Elium : a) 2J, b) 4J, c) 6J et d) 10J

La figure 4.17 représente l'évolution de la force de contact entre l'éprouvette et l'impacteur en fonction du temps suite à la simulation numérique du modèle. Les résultats sont représentés pour les deux configurations de Lin/Elium pour une énergie d'impact de 10J.

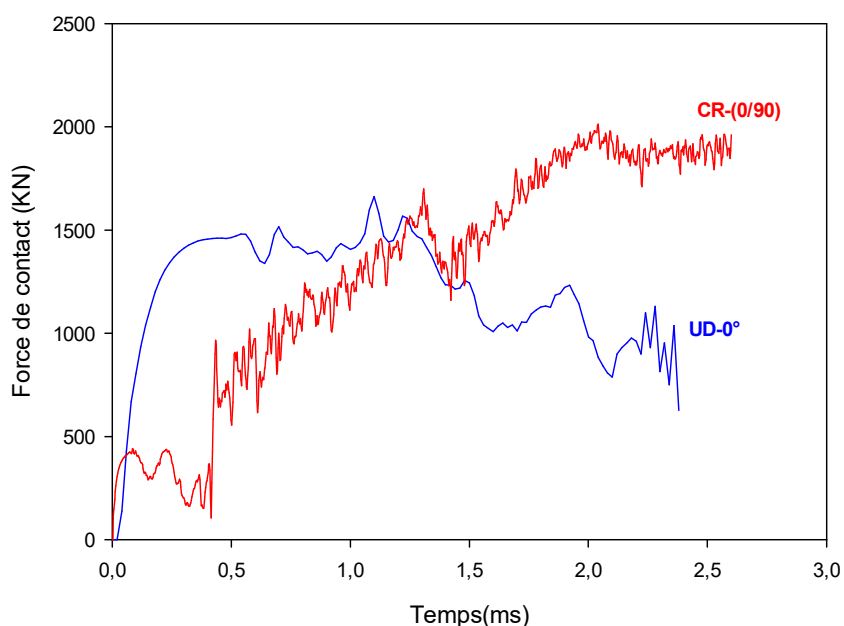


Figure 4.17. Résultat numérique de l'évolution de la force de contact en fonction du temps pour le Lin/Elium pour une énergie d'impact de 10 J

Les courbes de la figure 4.17 montrent un comportement élastique pour le composite unidirectionnel jusqu'à 0,4 ms. Ensuite, l'effort varie autour une valeur maximale de 1500 KN jusqu'à 1,25 ms. Cette phase correspond à la création de l'endommagement. Ensuite l'effort diminue progressivement indiquant la réduction de la rigidité de l'éprouvette jusqu'à la perforation. En revanche, le stratifié croisé possède un comportement croissant sur 3 phases : une première qui correspond au contact initial contenant des fluctuations. Puis une deuxième phase dans laquelle la force augmente pour atteindre 1600 KN jusqu'à 1,3 ms. La dernière phase évolue jusqu'à 2000 KN pendant 2 ms. Enfin, elle se stabilise au début de la perforation.

4.4.2. Méthode expérimentale

4.4.2.1. Dispositif expérimental

Les essais d'impact à basses vitesses et énergies sont réalisés au moyen d'une tour de chute IMATEK-IM-10HV équipée d'un capteur de force de 30 KN représentée sur la figure 4.18. L'indentation est réalisée à l'aide d'un impacteur de forme hémisphérique et de diamètre 20 mm. Le déplacement de ce dernier est mesuré par un capteur laser. L'encastrement de l'éprouvette est assuré par un dispositif de serrage circulaire de diamètre 40 mm. Les essais sont réalisés sur des éprouvettes rectangulaires de composites Lin/Elium et Verre/Elium et dont les dimensions sont 60 x 60 x 3 mm. Les deux configurations testés sont le composite

unidirectionnel UD-0° et le composite croisé $[0_2/90_2]_S$. Les essais sont effectués à différents niveaux d'énergies : 2, 4, 6, 8 et 10J et dans des conditions environnementales ambiantes.

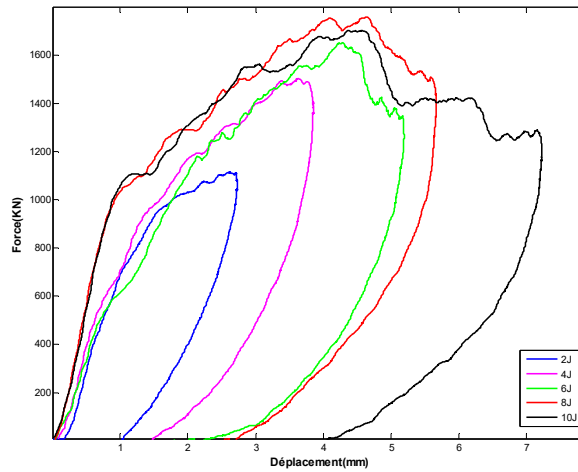


Figure 4.18. La tour de chute

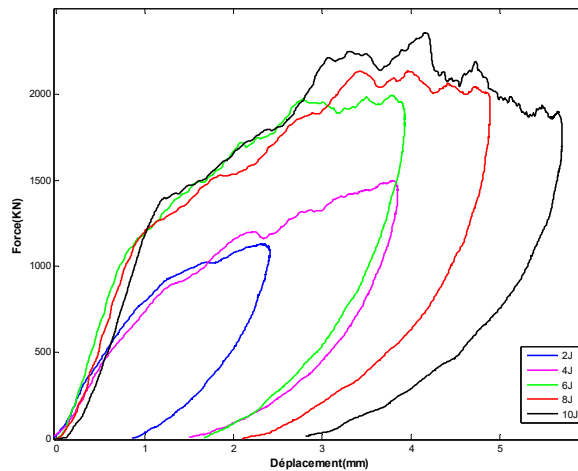
4.4.2.2. Résultats

Les résultats obtenus des essais d'impact à basses vitesses ont permis de tracer l'évolution de la charge en fonction du déplacement, figures 4.19 et 4.20. Les résultats sont présentés à différentes énergies et pour les deux composites à 8 plis Lin/Elium et Verre/Elium avec deux configurations différentes UD-0° et CR-(0/90°). L'analyse de l'évolution de la charge en fonction du déplacement représentée sur la figure 4.19 permet de distinguer deux phases : une première dans laquelle le chargement est croissant et une deuxième décroissante. En effet, pour le composite en fibre de lin, figure 4.19, au cours de la première phase, la montée jusqu'à la charge maximale s'effectue selon plusieurs paliers linéaires à différentes pentes. De même, la partie décroissante évolue suivant deux stades. Tandis que, pour les composites à fibre de verre, la figure 4.20 montre que la partie croissante des courbes est quasi linéaire et suivie d'une partie décroissante qui est subdivisée en deux phases pour les composites unidirectionnels et en une seule phase pour les composites croisés. Pour toutes les courbes force-déplacement, la partie linéaire correspond à la déformation élastique de matériau. Entre autre, la diminution de la pente de la courbe après les pics des charges peut être expliquée par une perte de rigidité de la structure. Aussi, la présence de petites fluctuations et des irrégularités dans le tracé représentent les vibrations de l'impacteur due à sa longueur ainsi

qu'à la progression de l'endommagement dans l'éprouvette. A la fin de l'essai, on constate que la structure subit une déformation permanente puisque le déplacement est non nul. De plus, des irrégularités dans les tracés des composites Lin/Elium sont remarquées. Elles sont plus remarquables pour les niveaux d'énergie les plus élevés. Cela peut être attribué à l'accumulation des mécanismes d'endommagement. Généralement, la configuration unidirectionnelle subit plus l'effet de flexion au début de l'essai [132].

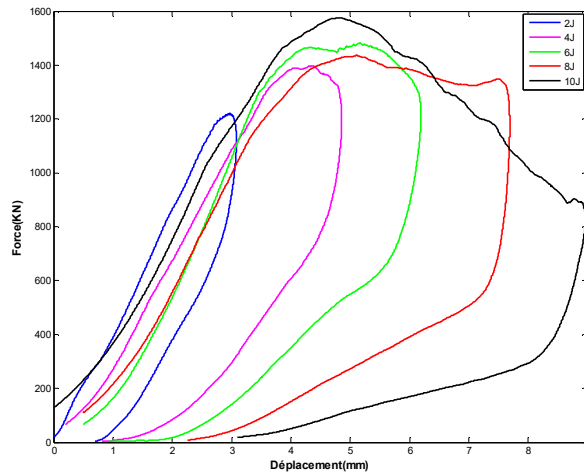


(a)

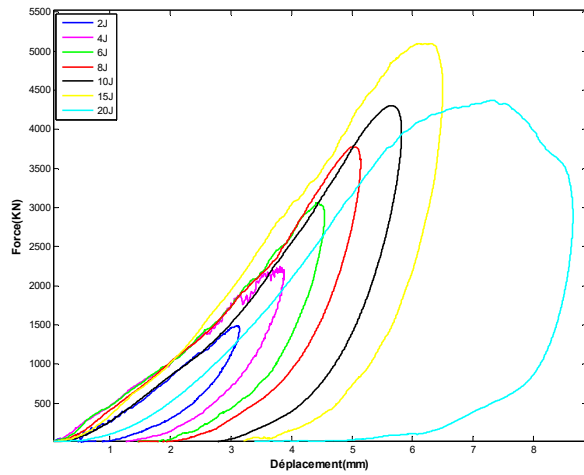


(b)

Figure 4.19. Evolution de la charge en fonction du déplacement pour des essais d'impact sur les composites Lin/Elium : (a) $[0]_8$, (b) $[0_2/90_2]_s$



(a)



(b)

Figure 4.20. Evolution de la charge en fonction du déplacement pour des essais d'impact sur les composites Verre/Elium : (a) $[0]_8$, (b) $[0_2/90_2]_S$

Dans le but d'identifier et puis d'analyser les différents mécanismes d'endommagements apparents, la figure 4.21 regroupe des photographies réalisées sur les faces impactées et celles opposées des échantillons.

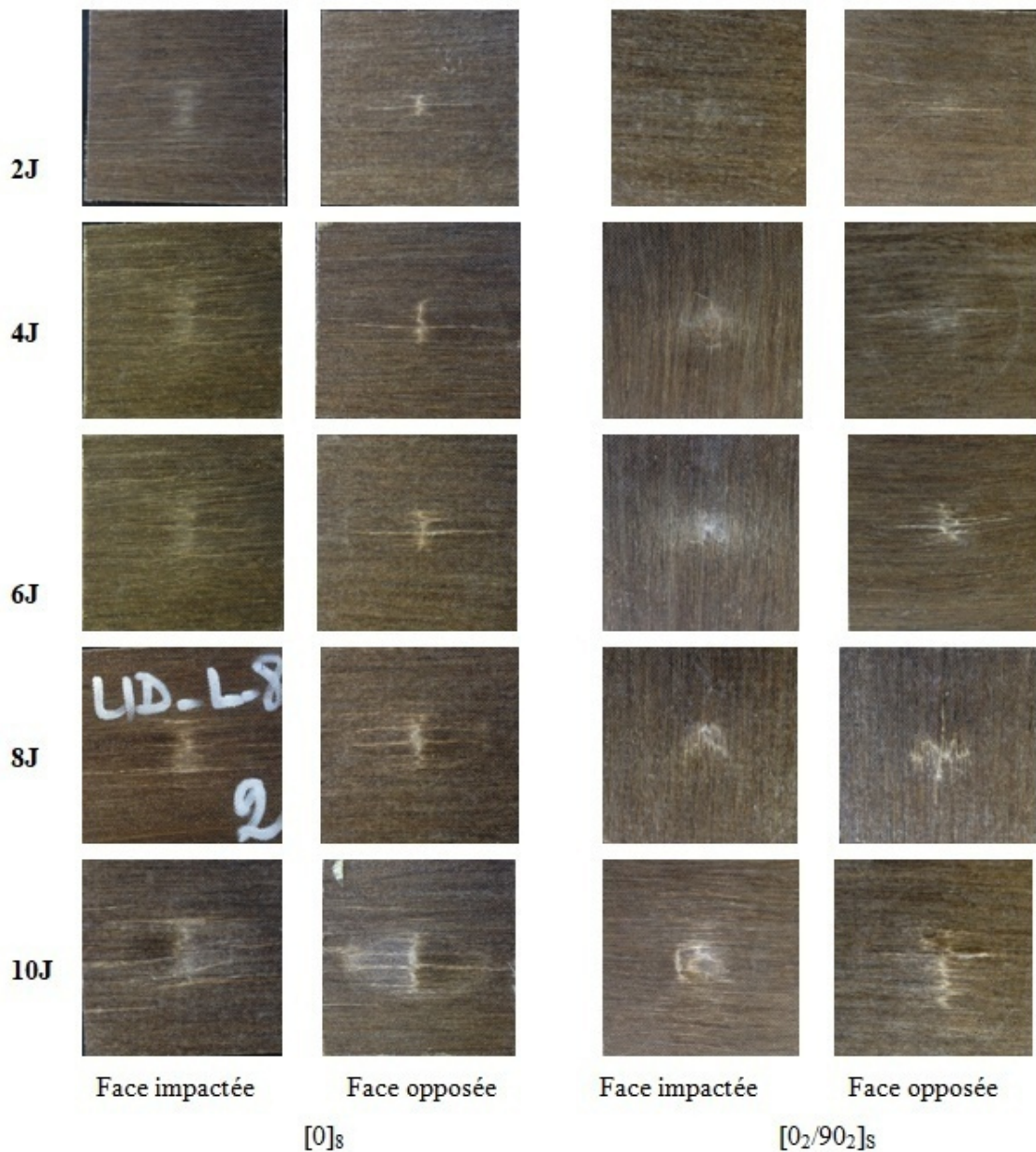


Figure 4.21. Photographies des faces impactées et opposées pour le composite Lin/Elium

Les observations macroscopiques à travers les photographies de la figure 4.21 permettent de constater que, pour tous les niveaux d'énergie, les deux faces des échantillons présentent des effets visibles des mécanismes d'endommagement. Sur les échantillons unidirectionnels, la fissuration du côté opposé se développe suivant la direction de fibre. Tandis que sur les échantillons en configuration croisée, il est constaté une apparition de fissures dans le deux sens longitudinal et transversal.

4.4.3. Comparaison des résultats numériques et expérimentaux

La figure 4.22 illustre l'évolution de la charge en fonction du déplacement recueillie pour le composite Lin/Elium UD-0°, lors d'un essai d'impact à une énergie de 8J et superposée au résultat obtenu par la simulation numérique. Il apparaît sur les deux courbes une différence au niveau de la partie élastique. En effet, la courbe expérimentale montre plus de rigidité et une montée franche et non amortie. De même pour le déplacement à la fin de l'essai, une différence de l'ordre 2.4 mm a été enregistrée. Cette différence peut être dû, d'une part, à la présence de l'énergie élastique ainsi que le déplacement résiduel et d'autre par à la loi d'évolution du coefficient de plasticité considéré dans le modèle. De même, le phénomène de délaminage qui engendre le taux de restitution de l'énergie a été négligé [133]. Aussi, les vibrations durant l'essai expérimental peuvent influencer le résultat en introduisant des faibles fluctuations. Globalement, les résultats obtenus peuvent être considérés comme représentatifs pour un bio-composite. En effet, pour les deux courbes, on remarque que la valeur de la force maximale est de l'ordre de 1600KN. Un écart de l'ordre de 180 N reste acceptable.

Une comparaison des résultats numériques et expérimentaux d'un point de vue énergétique semble nécessaire pour une meilleure représentativité.

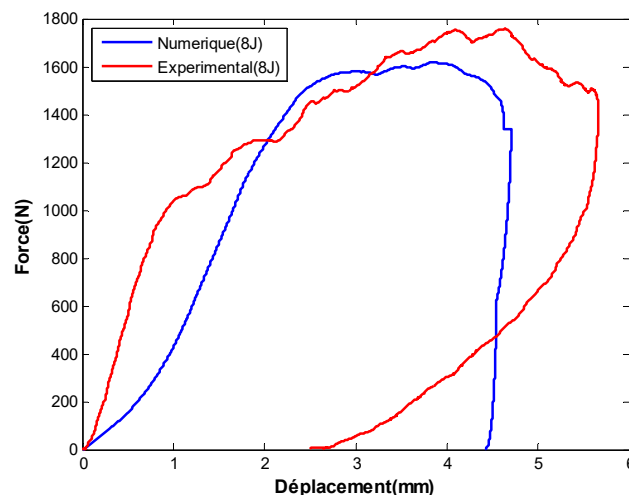


Figure 4.22. Comparaison des résultats numériques et expérimentaux pour le composite Lin/Elium UD-0°

La figure 4.23 présente l'évolution de l'énergie absorbée en fonction de l'énergie d'impact pour les deux configurations du composite stratifié UD-0° et CR-0/90. Il apparaît une bonne cohérence entre les résultats numériques et les résultats expérimentaux.

L'évolution de l'énergie absorbée est linéaire en fonction de l'énergie imposée sauf pour le résultat expérimental du composite croisé qui montre un écart pour la valeur de 6J.

L'absorption de l'énergie devient de plus en plus importante. Cela se traduit par le cumul d'endommagement dû essentiellement au délaminage qu'on l'a négligé au cours de la modélisation.

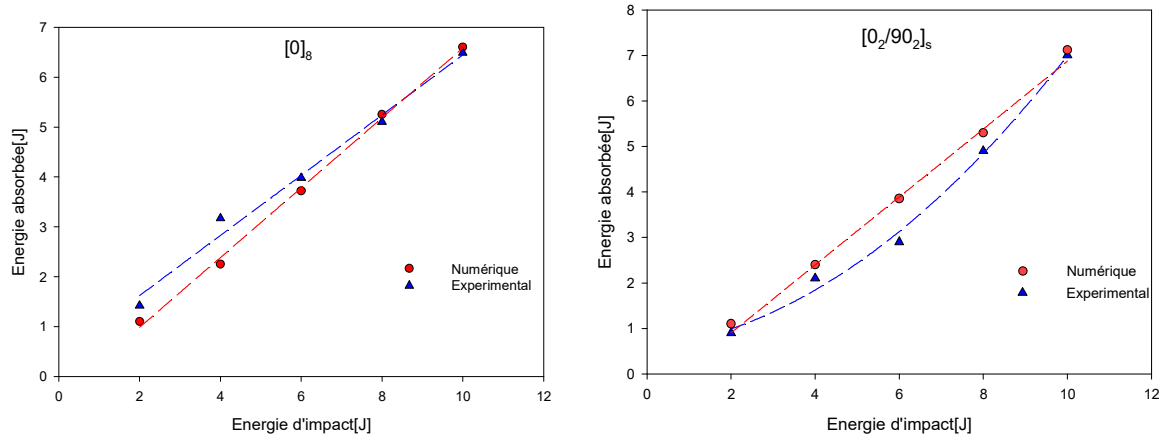


Figure 4.23. Evolution de l'énergie absorbée en fonction de l'énergie imposée lors d'essais expérimentaux et prédictifs sur des composites Lin/EliumUD-0° et CR-0/90

L'analyse des différents résultats permet de mettre en valeur la pertinence du modèle adopté dans cette étude pour les composites unidirectionnels. En effet, la représentation dans le modèle du mécanisme de délaminage et de ses paramètres à travers la considération d'éléments spécifiques de type dégénérés ou d'éléments cohésifs, permettra d'étendre la validité du modèle pour les composites stratifiés croisés.

4.5. Application: Cas d'une structure OMEGA soumise à l'impact

Cette partie a pour objet d'appliquer les démarches expérimentale et numérique décrites précédemment sur une structure OMEGA dont la géométrie est présentée par la figure 4.24. Une première partie expérimentale est réalisée sur des structures en Lin/Elium et en Verre/Elium dans la configuration croisé [90/0/0/90;90/0/0/90]. Ensuite, une analyse numérique est fournie pour la structure en Lin/Elium et comparé aux résultats expérimentaux.

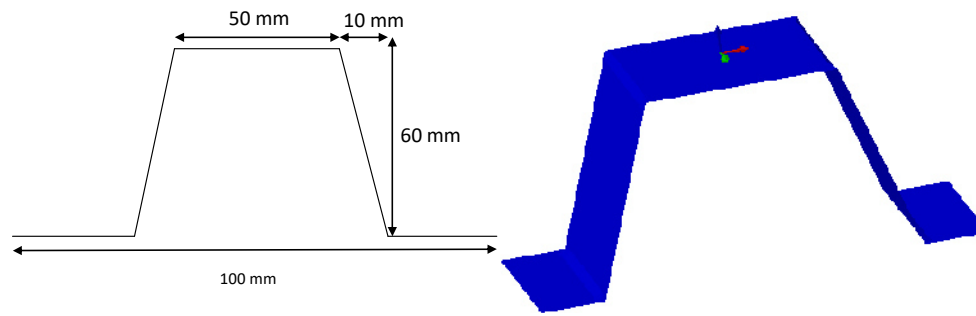


Figure 4.24. Géométrie de la structure

4.5.1. Résultats Expérimentaux

Les résultats sont exprimés par la représentation de la charge maximale et de l'énergie absorbée en fonction de l'énergie d'impact (Figure 4.25 et 4.26). En effet, la structure en Verre/Elium montre une résistance plus importante que celle en Lin/Elium. La structure en Verre/Elium peut résister à des niveaux d'énergie d'impact égale à 20J. Tandis que pour la structure en Lin/Elium l'énergie d'impact supporté ne dépasse pas le 15J.

En outre, la figure 4.26 montre que la structure Lin/Elium absorbe de l'énergie plus de deux fois que la structure en verre. Ce comportement amortissant justifie l'utilité majeure de l'emploi des structures à base des fibres de lin.

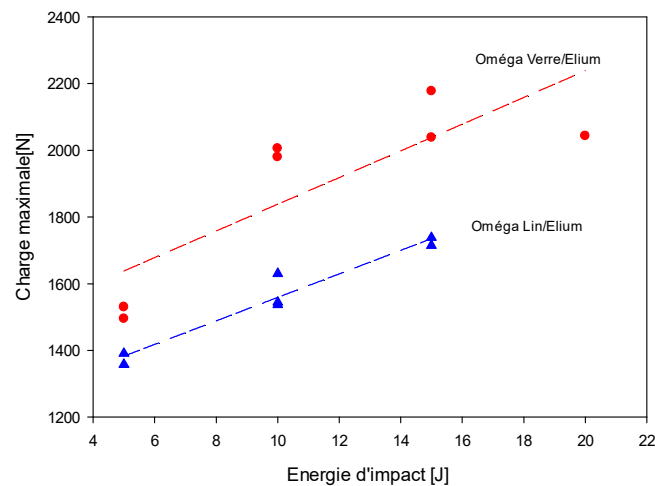


Figure 4.25. Evolution de la charge maximale en fonction de l'énergie imposée lors d'essais expérimentaux sur des structures OMEGA

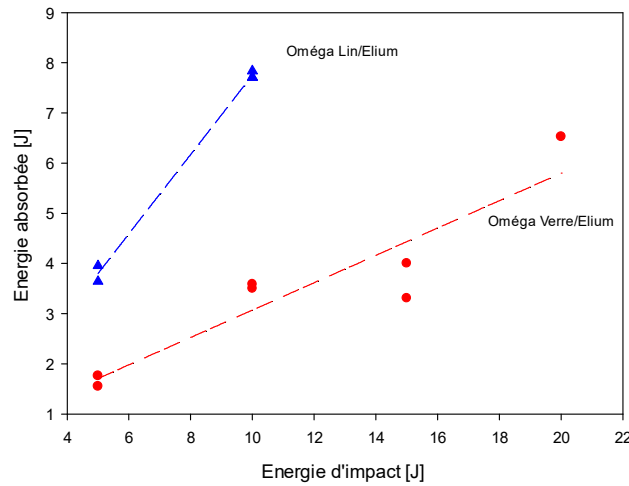


Figure 4.26. Evolution de l'énergie absorbée en fonction de l'énergie imposée lors d'essais expérimentaux sur des structures Oméga

4.5.1. Résultats Numériques

La simulation du comportement à l'impact sur la structure OMEGA a été réalisée avec les mêmes conditions décrites précédemment avec une taille de maillage de 1 mm. Un exemple de simulation appliqué sur la structure est présenté par la figure 4.27.

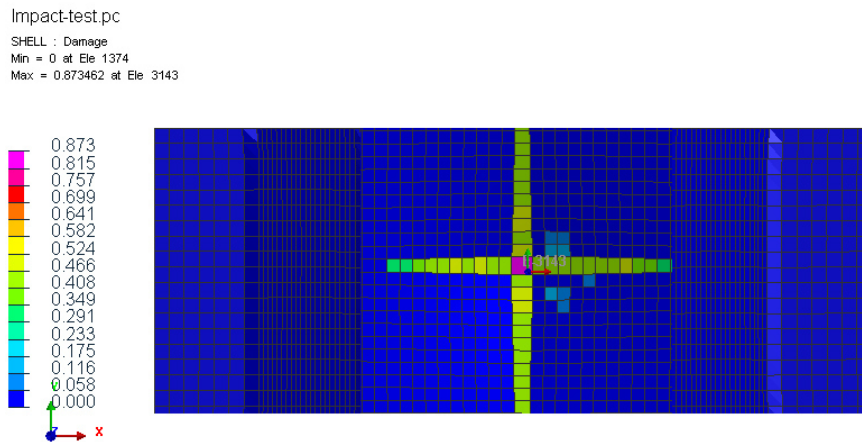


Figure 4.27. Résultat de la simulation pour la structure OMEGA à 10J

La figure 4.28 montre des résultats numériques et expérimentaux de mêmes tendances et cohérents. Néanmoins, il ya un écart faible qui peut être expliqué par les hypothèses considérées pour identifier les paramètres du modèle.

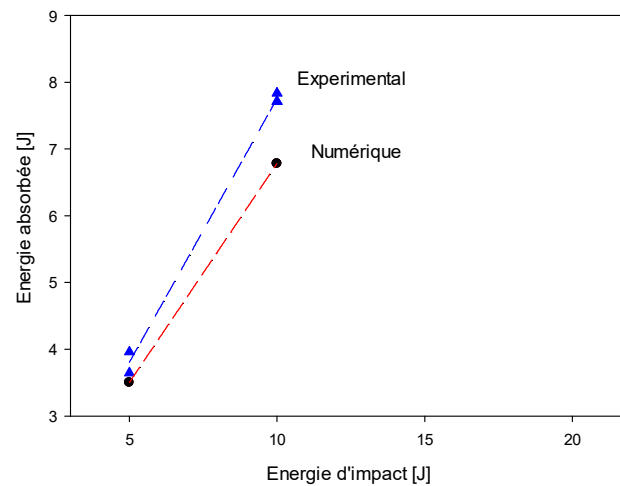


Figure 4.28. Comparaison des résultats numériques et expérimentaux de l'énergie absorbée en fonction de l'énergie d'impact lors d'essais d'impact sur des structures OMEGA.

4.6. Conclusion

Dans ce chapitre, une modélisation multi-échelle de comportement mécanique de composite Lin/Elium est développée. Le matériau composite est considéré comme la superposition des deux phases. La première phase désigne le pli qui est caractérisé par des variables d'endommagement relatives à la fissuration transverse, l'endommagement diffus et la plasticité. La deuxième phase représente l'interface fibre matrice à laquelle on associe principalement le mécanisme d'endommagement. Dans le but d'identifier toutes les variables du modèle des essais expérimentaux ont été effectués. Dans un premier temps, des essais de traction monotone sont réalisés sur des composites UD-0° pour obtenir les différentes grandeurs caractéristiques telles que la rigidité et la valeur de la contrainte à la rupture. Ensuite, des essais de tractions cycliques charge-décharge sont réalisés sur des composites croisés pour déterminer les variables d'endommagement et le facteur de plasticité ainsi que d'autres facteurs de couplage. La simulation numérique du modèle est effectuée sur le code de calcul éléments finis Pam-Crash. D'autre part, des essais expérimentaux d'impact sont menés sur les composites Lin/Elium et Verre/Elium. Par la suite, les résultats numériques pour le Lin/Elium sont comparés à ceux expérimentaux. Une cohérence pour une représentation énergétique du comportement global a été remarquée.

Conclusion générale

Les matériaux composites à renfort végétal ont montré une capacité à remplir plusieurs fonctions dans de nombreux domaines industriels. Outre leurs propriétés mécaniques, les biocomposites sont considérés comme des matériaux encourageant l'éco-conception des structures. Dans ce contexte, ce travail de thèse a porté sur l'analyse multi-échelles du comportement mécanique d'un composite constitué d'une matrice thermoplastique (Elium) et d'un renfort naturel (fibres de lin). Ainsi, cette étude a abouti à l'identification des propriétés mécaniques du matériau considéré, à température et humidité ambiantes, pour un large spectre de sollicitations mécaniques : statique, cyclique, dynamique vibratoire et impact. Par la suite, les cartes matériaux établies ont été utilisées pour alimenter une simulation numérique prédictive, par le modèle de Ladeveze et Le Dantec, traduisant le comportement mécanique global du composite Lin/Elium.

Pour mettre en place cette étude, nous avons choisi dans un premier temps, les constituants du biocomposite ainsi que le procédé de sa mise en œuvre. Le matériau a été élaboré et classé en plusieurs configurations dépendantes de l'orientation des plis constitutifs. Ensuite, une caractérisation expérimentale du comportement mécanique en statique est proposée au moyen d'essais de traction et de flexion 3-points. Deux séquences d'empilement de stratifiés ont été testées : un stratifié unidirectionnel et l'autre croisée. Les résultats obtenus ont mis en évidence une variation de la rigidité et de la résistance en fonction de la déformation induite par la présence de fibres naturelles. Ainsi, les caractéristiques spécifiques de ces matériaux ont été déterminées et sont comparables à celles des composites renforcés par des fibres de verre. Au cours de ces essais, plusieurs outils ont été utilisés pour identifier, quantifier et qualifier les mécanismes d'endommagement dans le matériau. Tout d'abord, des observations microscopiques ont permis de constater la présence de plusieurs défauts tels que des fissurations matricielles, des décohésions fibre/matrice, des déchaussements de fibres ainsi que des ruptures de fibres. En effet, ces observations ne permettent pas d'établir la chronologie d'apparition de ces mécanismes. Pour se faire, une analyse multiparamétrique par émission acoustique (EA) en temps réel a été couplée aux essais mécaniques. La classification des signaux d'EA, en utilisant la méthode « K-means », a permis de distinguer quatre classes correspondant chacune à un mécanisme bien défini ainsi que son poids durant l'essai. D'autre

part, des essais de traction cyclique (charge/décharge) ont été effectués dans le but de quantifier ces mécanismes d'endommagement. En outre, les résultats de ces essais associés à la technique d'émission acoustique ont permis de détecter les sources de la non-linéarité du comportement mécanique de ces matériaux.

Dans un deuxième temps, une étude dynamique a été élaborée sur les composites Lin/Elium au moyen d'essais cycliques (fatigue) en traction et en flexion 3-points. Ces essais ont été réalisés avec un pilotage de l'effort appliqué et ce pour itérer sur nombreux niveaux de chargement et déterminer ainsi une durée de vie représentative et justifiée. Les résultats obtenus montrent que l'évolution de la rigidité en fonction du nombre de cycles se déroule en trois phases. Une diminution rapide de la rigidité dès les premiers cycles caractérise la première phase. La diminution devient ensuite très lente au cours de la deuxième phase, correspondant à la quasi-totalité de la durée de vie des éprouvettes. Enfin, une troisième phase, très courte, où la perte de rigidité s'accélère brutalement jusqu'à la rupture totale des échantillons. D'une part, l'évaluation de la rigidité, de l'énergie dissipée et du facteur de perte en fonction du nombre de cycles ont permis de suivre et de discuter l'état et la cinétique de l'endommagement des composites. D'autre part, les mécanismes d'endommagement survenant sont identifiés et analysés à travers les signaux d'émission acoustiques enregistrés au cours des essais. Les durées de vie des matériaux ont été exprimées au moyen des courbes S-N (courbes de Wöhler) en utilisant le critère de durée de vie N_R correspondant à la rupture totale des échantillons. Les résultats de ces essais ont également révélé une grande dispersion de la durée de vie entre les éprouvettes soumises à un même niveau de chargement et sollicitées dans les mêmes conditions. Il apparaît que les écarts sont dus principalement à la variabilité inhérente à la nature végétale du renfort, à l'hétérogénéité du composite ainsi qu'à la dispersion liée à sa mise en œuvre. Malgré ce constat, les résultats obtenus montrent que lorsque le niveau de chargement est proche de la contrainte ultime à la rupture en statique, une rupture totale intervient dès les premiers cycles, par contre pour des faibles niveaux de chargement la rupture n'est pas atteinte même au-delà du million de cycles.

Par ailleurs, le développement de matériaux ou de structures composites dans des domaines dont les utilisations sont caractérisées par des chargements vibratoires permanents nous a conduit à mettre en place une étude sur le comportement dynamique de ces matériaux. C'est dans ce contexte que nous avons développé une analyse expérimentale des vibrations, en mode linéaire et en mode non linéaire, d'une part, de matériaux composites sains et d'autre part, de matériaux composites à différents états d'endommagement. L'analyse a été menée

dans le cas de vibration en flexion des composites pour différentes séquences d'empilements et d'orientations des fibres. En première étape, la réponse en fréquence à une impulsion, menée à l'aide d'un vibromètre laser a permis de mesurer la fréquence autour de chaque pic de résonance. Les propriétés dynamiques des composites stratifiés, sains et endommagés, à savoir le module de flexion et le facteur de perte ont été évaluées à partir des fréquences obtenues. En seconde étape, le comportement vibratoire non linéaire des matériaux testés, sains et endommagés, est exploré. Le comportement élastique et dissipatif du composite n'était plus linéaire mais non linéaire. La méthode de résonance non linéaire a été utilisée. Elle a consisté en l'excitation et au suivi des six premiers modes de résonance en fonction du niveau d'excitation et pour plusieurs états d'endommagement. L'analyse des courbes des réponses en fréquences a permis d'obtenir les valeurs des fréquences de résonance, de l'amortissement et de l'amplitude à la résonance pour chaque niveau d'excitation. Les décalages des fréquences de résonance et des facteurs de perte des six premiers modes de vibration en fonction du niveau d'excitation étant constatés pour des niveaux de chargement croissants et pour les deux composites étudiés. Ces décalages sont clairement corrélés au taux d'endommagement, autorisant une caractérisation quantitative du comportement en vibration des matériaux composites endommagés. Deux paramètres non linéaires ont été déterminés. Le premier est associé au décalage fréquentiel appelé paramètre non linéaire élastique. Le deuxième est associé au décalage de l'amortissement appelé paramètre non linéaire dissipatif. L'analyse de la variation de ces paramètres en fonction de l'amplitude à la résonance et du taux de d'endommagement, a permis de choisir deux modes vibratoires parmi les six premiers comme modes appropriés à l'obtention des paramètres sensibles à l'endommagement des matériaux composites. Ces paramètres non linéaires apportent donc une information complémentaire aux mesures des fréquences de résonance et des amortissements, information directement liée à l'état d'endommagement des matériaux composites. Enfin, cette méthode de résonance non linéaire apparaît plus sensible à la présence de dommages et de discontinuités au sein du composite que la méthode de vibration linéaire. Ainsi, il convient de confirmer que la technique de mesure vibratoire représente un outil avancé pour contrôler la santé de matériaux composites contenant des endommagements induits par des chargements mécaniques.

Enfin, les approches de caractérisations mécanique et vibratoire considérées à différentes échelles ont permis d'établir des cartes matériaux pour alimenter un modèle prédictif représentatif du comportement mécanique des composites Lin/Elium. En effet, le matériau

composite stratifié est considéré comme étant l'association de deux composantes principales : le pli et l'interface. Ainsi, une formulation, qui tient compte de l'association d'un ensemble de lois de comportement, a été établie à travers des variables d'endommagement qui représentent les phénomènes physiques constatés expérimentalement à l'échelle du pli. Le modèle de comportement, sous sa forme finale, tient compte des composantes propres à l'élasticité, à la plasticité, à l'endommagement et des paramètres de couplage. Des simulations numériques prédictives ont été proposées pour évaluer l'effet de sollicitations d'impact basses vitesses/énergies sur le comportement mécanique des composites étudiés. Les résultats numériques ont été corrélés aux résultats expérimentaux obtenus et sont en bon accord pour conclure à la validité de l'approche et des choix considérés lors de la présente étude.

A l'issue de ces travaux de recherche, nous envisageons d'étendre et valoriser plus l'intérêt aux matériaux biocomposite, en particulier le Lin/Elium, à travers une étude de leur recyclabilité. Tout d'abord, l'étude de la résine Elium seule recyclée apporterait de nouvelles informations pour la revalorisation de la matière. Ensuite, nous proposons une étude de la stabilité des propriétés rhéologiques, thermiques et mécaniques au cours de recyclage du biocomposite entier. En effet, la valorisation de ces matériaux exige une recherche des méthodes d'industrialisation de leur recyclage.

Pour les travaux ultérieurs, un vieillissement en humidité contrôlée, à différentes températures et à différents pourcentages en humidité, serait une voix scientifique complémentaire permettant de prédire l'effet du vieillissement hygrothermique pour des sollicitations mécaniques imposées sur le biocomposite étudié. Ainsi, Il serait intéressant de construire un modèle de comportement mécanique en tenant compte du vieillissement couplé à différents paramètres de sollicitation.

Par ailleurs, il nous apparaît de grande utilité, en vue de fournir des cartes pour le dimensionnement de structures, la connaissance et la maîtrise du comportement mécanique du composite Lin/Elium face à des chargements/sollicitations couplés (trajets combinés) du type fatigue-impact et impact-fatigue. L'influence de la séquence d'empilement ainsi que le renforcement par plis tissés semblent convenir comme critères de comparaison et d'évaluation. Des techniques non destructives, autre que l'émission acoustique et la microscopie électronique MEB, peuvent être utilisées pour la caractérisation de l'endommagement tels que la tomographie X et la technique des ultrasons (C-scan).

Egalement, il convient de continuer le développement du modèle numérique prédictif du comportement du composite. Les pistes éventuelles d'enrichissement du modèle seraient de

déterminer la sensibilité de l'ensemble des paramètres régissant les interactions entre les constituants, en particulier, l'interface fibre/matrice. Aussi, d'autres critères d'endommagement spécifiques peuvent être introduits. Enfin, les simulations numériques permettraient de faire une plus large corrélation avec les résultats expérimentaux.

Références

- [1] A.Bourmaud, J.Beaugrand, D. U.Shah, V.Placet, C.Baley, Towards the design of high-performance plant fibre composites, *Progress in Materials Science* Volume 97, August 2018, Pages 347-408.
- [2] G.Bousfield, S.Morin, N.Jacquet, A.Richel, Extraction and refinement of agricultural plant fibers for composites manufacturing, *Comptes Rendus Chimie* Volume 21, Issue 9, September 2018, Pages 897-906.
- [3] A.K.Bledzki, J. Gassan, Composites Reinforced with Cellulose Based Fibers. *Progress in Polymer Science*, (1999), 24, 221-274.
- [4] FRD-Lab, Données internes. 2011, *Fibres Recherche Développement* : Troyes.
- [5] F.Gouanvé, S. Marais, M. Métayer, C. Morvan, Poncin-Epaillard, F. Composites polyester insaturés renforcés par des fibres de lin : Effets de traitements plasma froid et autoclave sur les propriétés perméométriques. *Revue des composites et des matériaux avancés*, 2006, v.16, n.1, p.115-128.
- [6] A.Stamboulis, A .C. Baillie, Effects of environmental conditions on mechanical and physical properties of flax fibers. *Compos Part A*, 2001, v. 32, p.1105-15.
- [7] E.Balnois, F. Busnel, C. Baley, Y. Grohens, An AFM study of the effect of chemical treatments on the surface microstructure and adhesion properties of flax fibres. *Composite Interfaces*, 2007, v.14, n.7-9, p.715-731.
- [8] A.K.Bledzki, H.P.Fink, K.Specht, Unidirectional hemp and flax EPand PP-composites: Influence of defined fibre treatment. *Journal of Applied Polymer Science*, 2004. 93: p. 2150-2156.
- [9] R.M.Rowell, Performance driven composites from lignocellulosic resources”, *Proceedings of International Conference on Science and Technology of Composite Materials (COMAT 2001)*, 2001.
- [10] J.Gassan, A.K. Bledzki, Possibilities for improving the mechanical properties of jute/epoxycomposites by alkali treatment of fibres, *Composites Science and Technology*, 1999 Volume 59, Issue 9, Pages 1303-1309.
- [11] D.E.Akin, J.A. Foulk, R.B. Dodd, D.D. Mcalister, Enzyme-retting of flax and characterization of processed fibres. *Journal of Biotechnology*, (2001), 89, p 193–203.
- [12] Calafell and Garriga, 2004. Effect of some process parameters in the biological

-
- scouring of cotton using an acid pectinase. *Enzyme and Microbial Technology* 34(3-4):326-331.
- [13] J.D.Evans, D.E. Akin ,J.A. Foulk, Flax retting by polygalacturonase containing enzyme mixtures and effects on fiber properties. *Journal of Biotechnology*, 2002,97: p223-231.
- [14] J.De Prez,A.W. Van Vuure,J. Ivens,,G.Aerts,I.V. de Voorde, Enzymatic treatment of flax for use in composites, *Biotechnology Reports* 20 (2018)
- [15] C. Bathias, A. Bunsell et E. Morel, *Matériaux composites* 2ème édition, Dunod, Paris, 1-6, 7-16, 73-75 (2009).
- [16] D. Gay, "Matériaux composites".ÉditionHermes. 1997
- [17] C. Bathias, A. Bunsell et E. Morel, *Matériaux composites* 2ème édition, Dunod, Paris, 1-6, 7-16, 73-75 (2009).
- [18] S. M. Sapuan, M.A. Maleque, Design and fabrication of natural woven fabric reinforced epoxy composite for household telephone stand. *Materials and Design*, 2005, v.26, p.65-71.
- [19] N.Quelenis, *Les matériaux composites à base de fibres végétales. fiche technique Agro-industrie*, 2005, v.fiche n°12.
- [20] A.P. Haseena, G. Unnikrishnan, G. Kalaprasad, Dielectric properties of short sisal/coir hybrid fibre reinforced natural rubber composites. *Composite Interfaces*, 2007, v.14, n.7-9, p.763-786.
- [21] A.Bendahou, H. Kaddami, A. Dufresne, Investigation on the effect of cellulosic nanoparticles morphology on the properties of natural rubber based nanocomposites. *European Polymer Journal* 2010,v.46, p.609-620.
- [22] B.H.Nguyen-Thuc, A. Maazouz, Elastomer-modified epoxy/amine systems in a resin transfer moulding process. *Polymer International*, 2004, v.53, p.591–602.
- [23] J.Bréard, L. Bizet, N. Montrelay, C. Baley, Comparaison des propriétés de composites mats verre/polyester et lin/ polyester pour faisabilité par procédé RTM. *Revue des composites et des matériaux avancés, Renforcement des polymères par des fibres végétales* 2006, v.16, n.1, p.101-113.
- [24] M.Assarar,D.Scida,A.El Mahi, C.Poilâne,R.Ayad, Influence of water ageing on mechanical properties and damage events of two reinforced composite materials: Flax–fibres and glass–fibres, *Materials & Design*Volume 32, Issue 2, February 2011, Pages 788-795

-
- [25] C. Poilane, 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.
- [26] A. Monti, A. El Mahi, Z. Jendli, 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.
- [27] A. Arbelaiz, B. Fernandez, A. Valea, I. Mondragon, Mechanical properties of short flax fibre bundle/poly(3-caprolactone) composites: Influence of matrix modification and fibre content. *Carbohydrate Polymers*. Vol. 64, pp. 224–232, 2006.
- [28] G. Cicala, G. Cristaldi, G. Recca, G. Ziegmann, A. El-Sabbagh, M. Dickert, Properties and performances of various hybrid glass/natural fibre composites for curved pipes. *Materials and Design*. Vol. 30, pp. 2538–2542, 2009.
- [29] G.D. Bella, V. Fiore, A. Valenza, Effect of areal weight and chemical treatment on the mechanical properties of bidirectional flax fabrics reinforced composites. *Materials and Design*. Vol. 31, pp. 4098–4103, 2010.
- [30] M.J. John, R.D. Anandjiwala, Chemical modification of flax reinforced polypropylene composites. *Composites: Part A*. Vol. 40, pp. 442-448, 2009.
- [31] A. Pizzi, R. Kueny, F. Lecoanet, B. Massetau, D. Carpentier, A. Krebs, F. Loiseau, S. Molina, M. Ragoubi, High resin content natural matrix–natural fibre biocomposites. *Industrial Crops and Products*. Vol. 30, pp. 235–240, 2009.
- [32] R. Burgueno, M.J. Quagliata, A.K. Mohanty, G. Mehta, L.T. Drzal, M. Misra, Hybrid biofiber-based composites for structural cellular plates. *Composites: Part A*. Vol. 36, pp. 581–593, 2005.
- [33] Hajer Daoud, « Contribution à l'étude du comportement mécanique et vibratoire des composites biosourcés incorporant des matériaux fonctionnels » Thèse de doctorat, Université du Maine, Le Mans, France, Mars-2018.
- [34] S. Liang, P.B. Gning, L. Guillaumat, « Comportement en fatigue de composites en lin/époxy » *Revue des Composites et des Matériaux Avancés*, Vol 22/3 - 2012 - pp.351-365
- [35] C. Baley, « Etude du comportement de fibres unitaires de lin et d'unidirectionnels lin-époxy soumis à des sollicitations cycliques en traction ». *Fatigue des composites*, AMAC vol.11-2001, pp.235-254.
- [36] C. Baley, C. Goudenhofta, P. Perréb, P. Lub, F. Pierreb, A. Bourmauda,

-
- Compressive strength of flax fibre bundles within the stem and comparison with unidirectional flax/epoxy composites, *Industrial Crops and Products*, Volume 130, April 2019, Pages 25-33
- [37] C. E. Stromeyer, The Determination of Fatigue Limits under Alternating Stress Conditions, *Proc. Roy. Soc. London*, A90:411-425, 1914.
- [38] N.Arnold.Towo, P. Martin,Ansell, Fatigue of sisal fibre reinforced composites: Constant-life diagrams and hysteresisloop capture, *Composites Science and Technology* Volume 68, Issues 3–4, March 2008, Pages 915-924
- [39] D.U.Shah, P.J.Schubel, M.J.Clifford, P.Licence, Fatigue life evaluation of aligned plant fibre composites through S–N curves and constant-life diagrams, *Composites Science and Technology* (2013). 74: p. 139-149
- [40] A. Shahzad, D.H. Isaac Swansea University Materials Research Centre, School of Engineering, Swansea SA2 8PP, UK 372012@swansea.ac.uk
- [41] J. Gassan, «A study of fibre and interface parameters affecting the fatigue behavior of natural fibre composites». *Composites Part A*, 33 (3), pp. 369-374, 2002.
- [42] S. Liang, P. B. Gning, L. Guillaumat, Comportement en fatigue des composites en lin/époxy. AMAC. 17èmes Journées Nationales sur les Composites (JNC17), Jun 2011, Poitiers-Futuroscope, France. pp.75, 2011.
- [43] A.Elouaer, Z.Abouara, R.Ayad, H. Sabhi, M.L Benzeggagh, Suivi de l'endommagement en fatigue des composites à base de fibres végétales, Philippe OLIVIER et Jacques LAMON. JNC16, Jun 2009, Toulouse, France. AMAC, 10 p., 2009.
- [44] N.H.Tai, M.C.Yip, J.L.Lin, Effects of low-energy impact on the fatigue behaviour of carbon/epoxy composites, *Composite science and technology*, Vol. 58, pp 1-8, 1998
- [45] Z. Jendli, F. Meraghni, J. Fitoussi, D. Baptiste. (2004), Micromechanical analysis of strain rate effect on damage evolution in sheet molding compound composites. *Composites, Part A* 35, pp. 779-785.
- [46] S. Main Lee, J. Seungcheon, Y. T. Im. (1999), Experimental and numerical study of the impact behaviour of SMC plates.*Composite structures*, vol. 47, pp. 551-561.
- [47] Z.Y.Zhang, M.O.W. Richardson, Low velocity impact induced damage evaluation and its effect on the residual flexural properties of pultruded GRP composite, *Composite structures*, Vol. 81 (2), pp. 195-201, 2007
- [48] EVE O. : Etude du comportement des structures composites endommagées par un

-
- impact basse vitesse– Applications aux structures aéronautiques, Thèse de doctorat, Université de Metz, 1999
- [49] S.Petit, C.Bouvet, A.Bergerot, J.J.Barrau, Impact and compression after impact experimental study of a composite laminate with a cork thermal shield, *Composites Science and Technology*, Vol. 67, pp. 3286-99, 2007
- [50] F.K.Chang, K.Y.Chang k, A progressive damage model for laminate composites containing stress concentrations. *Journal of Composite Materials*, pp 834-855, 1987
- [51] J. F. Deü. (1997) Rupture des composites stratifiés sous chargement dynamique : apport des mésomodèles avec endommagement retardé. Thèse de l’Ecole Normale Supérieure de Cachan.
- [52] S. Blassiau. (2005) Modélisation des phénomènes microstructuraux au sein d’un composite unidirectionnel carbone/époxy et prédiction de durée de vie : contrôle et qualification de réservoirs bobinés. Thèse de l’Ecole des Mines de Paris.
- [53] K. Henkhaus (2001) Overview of research on composite material impact behaviour. American society of civil engineers, 16th Engineering Mechanics Conference, Washington 2003
- [54] C. Huchette, Sur la complémentarité des approches expérimentales et numériques pour la modélisation des mécanismes d’endommagement des composites stratifiés, Thèse de doctorat de l’Université de Paris 6. (2005)
- [55] K.K. Chawla, A.C. Bastos, «The mechanical properties of jute fibers and polyester /jute composites». In: *Proceedings of the third international conference on mechanical behavior of materials*, Cambridge, UK: Pergamon Press, pp. 1991-196, 1977.
- [56] C. Santulli, «Post-impact damage characterisation on natural fibre reinforced composites using acoustic emission ». *NDT&E Int*2001 ; 34 (8), pp. 531-536.
- [57] C. Pavithran, P.S. Mukherjee, M. Brahmakumar, A.D. Damodaran, «Impact properties of natural fibre composites». *Composites*, 19 (1):79, 1988.
- [58] C.V. Srinivasa, A. Arifulla , N. Goutham, T. Santhosh , H.J. Jaeethendra, R.B. Ravikumar, S.G. Anil , D.G. Santhosh Kumar, J. Ashish Static bending and impact behaviour of areca fibers composites *Materials and Design* 32 (2011) 2469–2475.
- [59] Y.Tong , D. H. Isaac, Impact and fatigue behaviour of hemp fibre composites, *Composites Science and Technology*, Volume 67, Issues 15–16, December 2007, Pages 3300-3307.
- [60] R.Benoît, Matériaux composites à base de fibres de chanvre, Mémoire de maitrise,

Université Laval ,2011.

- [61] M. Hammami, Comportement mécanique et vibratoire des composites stratifiés sains et endommagés par délaminage, Thèse de doctorat, Université du Maine, Le Mans, France, 2016.
- [62] A. Monti, A. El Mahi, Z. Jendli, L. Guillaumat, Experimental and finite elements analysis of the vibration behaviour of a bio-based composite sandwich beam, *Composites Part B*: 110, 466-475 (2017)
- [63] M. Assarar, W. Zouari, H. Sahbi, R. Ayad, J. Berthelot, Evaluation of the damping of hybrid carbon-flax reinforced composites, *Composites Structures*, vol. 132, pp. 148-154, 2015.
- [64] S. Prabhakaran, V. Krishnaraj, M. Senthilkumar, R. Zitoune, Sound and Vibration Damping Properties of Flax Fiber Reinforced Composites, *Procedia Engineering* 97 (2014) 573 – 581
- [65] M. Hammami, A. El Mahi, C. Karra, M. Haddar, Experimental analysis of the linear and nonlinear behaviour of composites with delaminations, *Applied Acoustics*, Volume 108, July 2016, Pages 31-39.
- [66] H. Daoud, A. El Mahi, J.L. Rebiere, C. Mechri, M. Taktak, M. Haddar, Experimental analysis of the linear and nonlinear vibration behavior of flax fibre reinforced composites with an interleaved natural viscoelastic layer, *Composites Part B: Engineering*, Volume 151, 15 October 2018, Pages 201-214
- [67] G. Coroller, A. Lefeuvre, A. Le Duigou, A. Bourmaud, G. Ausias, T. Gaudry, C. Baley, Effect of flax fibres individualisation on tensile failure of flax/epoxy unidirectional composite, *Composites: Part A* 51 (2013) 62–70
- [68] E. Abisset (2012), « Un mésomodèle d'endommagement des composites stratifiés pour le virtual testing : identification et validation » Thèse de doctorat de l'École Normale Supérieure de Cachan.
- [69] Z. Jendli (2005), « Analyse et modélisation multi-échelles du comportement mécanique sous sollicitations rapides de composites smc » Thèse de doctorat l'école nationale supérieure d'arts et métiers.
- [70] S. GATOULLAT (2010), « Approche mésoscopique pour la mise en forme des renforts tissés de composites » Thèse de doctorat de l'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon
- [71] Väisänen T., Das O., Tomppo L., A review on new bio-based constituents for natural

-
- fibre-polymer composites, *Journal of Cleaner Production*, 149, 15, 582-596, (2017).
- [72] Fatima S., Mohanty A.R., Acoustical and fire-retardant properties of jute composite materials *Applied Acoustics*, 72, 108-114, (2011).
- [73] Zini E., Scandola M., Green composites: an overview, *Polymer Composites*, 32, 1905-1915, (2011).
- [74] Dunne R., Desai D., Sadiku R., A review of natural fibres, their sustainability and automotive applications, *Journal of Reinforced Plastics and Composites* , 35, 1-10, (2016).
- [75] Baley C., Le Duigou.A, Bourmaud.A., Davies P., Influence of drying on the mechanical behaviour of flax fibres and their unidirectional composites, *Composites: Part A*, 43, 1226-1233, (2012).
- [76] Arbelaiz A, Fernandez B, Ramos JA, Retegi A, Llano-Ponte R, Mondragon I. Mechanical properties of short flax fibre bundle/polypropylene composites: Influence of matrix/fibre modification, fibre content, water uptake and recycling. *Composites Science and Technology*. Vol. 65, pp. 1582–1592, 2005.
- [77] Newman RH. Auto-accelerative water damage in an epoxy composite reinforced with plain-weave flax fabric. *Composites: Part A*. Vol. 40, pp. 1615–1620, 2009.
- [78] C. Poilâne, Z.E. Cherif, F. Richard, A. Vivet, B. Ben Doudou, and J. Chen. Polymer reinforced by flax fibres as a viscoelastoplastic material. *Composite Structures*, 112(1) :100–112, 2014.
- [79] ASTM D3039 / D3039M – 17, Méthode d'essai standard pour les propriétés de traction des matériaux composites à matrice polymère.
- [80] Baets J, Plastria D, Ivens J, Verpoest I, Determination of the optimal flax fibre preparation for use in unidirectional flax–epoxy composites, *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 33, 493-502, (2014).
- [81] Coroller G., Lefeuvre A., Le Duigou A., Bourmaud A., Ausias G., Gaudry T., Effect of flax fibres individualisation on tensile failure of flax/epoxy unidirectional composite, *Composite Part A*, 51, 62-70, (2013).
- [82] Masmoudi S., El Mahi A., Turki.S, Fatigue behaviour and structural health monitoring by acoustic emission of E-glass/epoxy laminates with piezoelectric implant, *Applied Acoustics*, 108, 50-58, (2016).

-
- [83] NOESIS software. Advanced acoustic emission data analysis pattern recognition and neural networks software; 2004.
- [84] Likas A., Vlassis N., Verbeek J., The global k-means clustering algorithm. *Pattern Recognition*, 36,451-461,(2003).
- [85] Ben Ammar I., Karra C., El Mahi A., Haddar M., El Guerjouma R., Mechanical behaviour and acoustic emission technique for detecting damage in sandwich structures , *Applied Acoustics*, 86 , 106–117,(2014).
- [86] Masmoudi S., El Mahi A., Turki S., El Guerjouma R., Mechanical behaviour and health monitoring by Acoustic Emission of unidirectional and cross-ply laminates integrated by piezoelectric implant, *Applied Acoustics*, 86, 118-125, (2014).
- [87] Ech-Choudanya Y., Assarar M., Scida D., Morain-Nicoliera F., Bellach B., Unsupervised clustering for building a learning database of acoustic emission signals to identify damage mechanisms in unidirectional laminates, *Applied Acoustics*,123, 123-132, (2017).
- [88] Gelineau P., Lascoup B., Jendli Z., Le GorjuJago K., Acoustic emission approach to quantify damage evolution, *Proceedings of ECCM 15*, (2012).
- [89] Davies DL., Bouldin DW., A cluster separation measure. *IEEE Transactions on Pattern Analysis and Machine Intelligence*, 1, 224-227, (1979).
- [90] Monti A., El Mahi A., Jendli Z., Guillaumat L., Mechanical behaviour and damage mechanisms analysis of a flax-fibre reinforced composite by acoustic emission, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 90, 100-110, (2016).
- [91] Aslan M., Investigation of damage mechanism of flax fibre LPET commingled composites by acoustic emission, *Composites Part B Engineering*, 54, 289-297, (2013).
- [92] Madsena B., Aslan M., Lilholt H., Fractographic observations of the microstructural characteristics of flax fibre composites, *Composites Science and Technology*, 123,151-162, (2016).
- [93] Jendli Z., Meraghni F., Fitoussi J., Baptiste D., Multi-scales modelling of dynamic behaviour for discontinuous fibre SMC composites, *Composites Science and Technology*, 69, 97-103,(2009).
- [94] Khouloud CHEOUR (2017), « Analyse du comportement en vibration des matériaux composites à fibres végétales », Thèse de doctorat de l'université de Reims

Champagne-Ardenne

- [95] ASTM D3479 / D3479M-12 Méthode d'essai standard pour la tension de fatigue-Tension de polymère matrice composite Matériaux.
- [96] Bensadoun.F ,K.A.M. Vallons K.A.M., Lessard L.B., Verpoest I., Van Vuure A.W., Fatigue behaviour assessment of flax–epoxy composites, *Composites: Part A*, 123,151-162, (2016).
- [97] Vallons K., Zong M., Lomov V., Verpoest I., Carbon composites based on multiaxialmulti-ply stitched preforms – Part 6. Fatigue behaviour at low loads: stiffness degradation and damage development. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 38, 1633 1645. (2007)
- [98] Lamy B., Pomel C., Influence of fibre defects on the stiffness properties of flax fibres-epoxy composite materials, *Journal of Materials Science Letters*, 21, 1211-1213, (2002).
- [99] Hamad W., On the mechanisms of cumulative damage and fracture in native cellulose fibres, *Journal of Materials Science Letters*, 17,433-439, (1998).
- [100] Nosti J., Performance analysis and life prediction for small wind turbine blades: a wood laminate case study. San Luis Obispo: California Polytechnic State University; 2009.
- [101] Silva FA., Chawla N., Filho RDT., An experimental investigation of the fatigue behaviour of sisal fibres, *Materials Science and Engineering: A*, 516,90-95, (2009).
- [102] Idriss M., El Mahi A., Assarar A., El Guerjouma R., Damping analysis in cyclic fatigue loading of sandwich beams with debonding, *Composites: Part B* 44, 597-603, (2013).
- [103] Hua Su, Acoustic Emission Analysis of Compressive Properties of Multidirectional Filament Wound Composite Material Tubes, *International Conference on Information Engineering and Computer Science*, Wuhan, China, (2009).
- [104] M. Idriss, A. El Mahi, R. El Guerjouma, Characterization of sandwich beams with debonding by linear and nonlinear vibration method, *Composite Structures*, 120, 200–207, (2015).
- [105] M. Cho, J-S. Kim, Higher-Order Zig-Zag Theory for Laminated Composites With Multiple Delaminations, *Journal of Applied Mechanics*, 68, 869-877, (2001).
- [106] L. Sunghee, P. Tachyon, ZV. George, Vibration analysis of multi-delaminated beams, *Composite: Part B*, 34, 647–659, (2003).

-
- [107] L. A. Ostrovsky, P. A. Johnson, Dynamic nonlinear elasticity in geomaterials, *Rivista del nuovocimento*, 24, 1–46, (2001).
- [108] J.-M. Berthelot, *MATÉRIAUX COMPOSITES*, Comportement mécanique et analyse des structures, Éditions TEC & DOC, 4ème édition, 2006.
- [109] D.J. Ewins, *Modal Testing: Theory and Practice*, London : John Wiley & Sons Inc., 1984.
- [110] C. De Silva, *Vibration : Fundamentals and Practice*, Crc press , 2006.
- [111] F. Duc, P. E. Bourban, C. J. G. Plummer, and J. E. Mnson, “Damping of thermoset and thermoplastic flax fibre composites,” *Compos. Part A*, vol. 64, pp. 115–123, (2014).
- [112] CN. Della, D. Shu, “Vibration of delaminated composite laminates: A review”, *Applied Mechanic Review*, 60, (2007)
- [113] F. Pmies, L. A. Carlsson, D. Choqueuse, P. Davies, “Dégradation de matériaux composites dans environnement marin : nouveaux matériaux et méthodes d’essais”, 15ème colloque IFREMER, La construction navale en composites, Paris, 384–396, (1992).
- [114] D. Dutta, H. Sohn, KA. Harries, P. Rizzo, —A Nonlinear Acoustic Technique for Crack Detection in Metallic Structures‡, *Structural Health Monitoring*, 8, 251–262, (2009).
- [115] S. Hupert, G. Renaud, J. Riviere, M. Talmant, PA. Johnson, P. Laugier, Highaccuracy acoustic detection of nonclassical component of material nonlinearity, *The Journal of the Acoustical Society of America*, 130, 2654–2661, (2011).
- [116] KE .Van Den Abeele, A. Sutin, J. Carmeliet, PA. Johnson,‡ Micro-damage diagnostics using nonlinear elastic wave spectroscopy (NEWS)‡, *NDT & E International*, 34, 239–248, (2001).
- [117] 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.
- [118] P. Jhonson, B. Zinszneret R. P.N.J., «Resonance and elastic nonlinear phenomena in rock» *Journal of Geophysical Resarch-Solid Earth*, vol. 101, pp. 11553-11564, 1996.
- [119] M. Scalerandi, P. Delsanto, V. Agostini, KVD Abeele, P. Johnson, “Local interaction simulation approach to modeling nonclassical, nonlinear elastic behavior in solids”, *Journal of the Acoustical Society of America*, 113, 3049–3059 (2003).

-
- [120] V. Zaitsev, V. Gusev, B. Castagnède, “Thermoelastic mechanism for logarithmic slow dynamics and memory in elastic wave interaction with individual cracks”, *Physical Review Letters*, 90, 1–4 (2003).
- [121] 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.
- [122] F. Wang, X. Li, J. Zhang, L. Li, L. M.Keer, Micromechanical modeling of the progressive failure in unidirectional composites reinforced with bamboo fibres, *Mech Mater* 2016; 94:180-192.
- [123] Y. Pan, Z. Zhong, A micromechanical model for the mechanical degradation of natural fiber reinforced composites induced by moisture absorption. *Mech Mater* 2015; 85: 7-15.
- [124] P. Ladevèze, G. Lubineau et D. Marsal, Towards a bridge between the micro- and mesomechanics of delamination for laminated composites, *Composites Science and Technology*, (66): 698–712, 2006.
- [125] A. Rubio-López, T. Hoang, C. Santiuste, Constitutive model to predict the viscoplastic behaviour of natural fibres based composites, *Composite Structure* 2016; 155: 8-18
- [126] P. Ladevèze, E. Le Dantec, Damage modeling of the elementary ply for laminated composites. *Composites Science and Technology*, (43):257–267, 1992.
- [127] M. Q. Le, H. Bainier, D. Néron, C. Ha-Minh, P. Ladevèze: On matrix cracking and splits modeling in laminated composites. *Composites: Part A* (2018).
- [128] P. Ladevèze, G. Lubineau: On a damage mesomodel for laminates: micromechanics basis and improvement. *Mechanics of Materials* (35) :763–775, (2003)
- [129] E. Abisset, F. Daghia, P. Ladevèze: On the validation of a damage mesomodel for laminated composites by means of open-hole tensile tests on quasi-isotropic laminates. *Composites: Part A* (42): 1515–1524, (2011)
- [130] D. VIOLEAU : Une stratégie de calcul pour l’analyse à l’échelle "micro" des endommagements jusqu’à rupture des composites stratifiés. Thèse de doctorat de l’école normale supérieure de Cachan.
- [131] J. A. Nairn et S. Hu : The initiation and growth of delaminations induced by matrix microcracks in laminated composites. *International Journal of Fracture*, 57:1–24, 1992.

-
- [132] M. Habibi, S. Selmi, L.Laperrière, H.Mahi, S.Kelouwani, “Experimental investigation on the response of unidirectional flax fiber composites to low-velocity impact with after-impact tensile and compressive strength measurement”, *Composites Part B*: 171, 246-253,(2019).
- [133] F.Bensadoun, D.Depuydt, J.Baets, I.Verpoest, A.W.van Vuure, “ Low velocity impact properties of flax composites”, *Composite Structures*, 176, 933-944, (2017)

Titre : Analyse multi-échelles du comportement mécanique d'un éco-composite, constitué d'une matrice à base de résine thermoplastique renforcée de fibres de lin.

Mots clés : Biocomposite, Fibres de lin, Résine thermoplastique, Endommagement, Emission acoustique, Multi-échelles.

Résumé : La recherche de solutions alternatives à l'utilisation de composites issus totalement ou partiellement de ressources renouvelables représente un enjeu environnemental majeur et un levier de développement économique pour les générations futures. La présente étude considère le choix d'un composite biosourcé élaboré à partir de fibres de lin associées à une résine thermoplastique. L'objectif des travaux de recherche consiste à analyser le comportement mécanique global, à identifier les principaux phénomènes physiques constatés, puis à analyser leurs mécanismes associés. Une analyse expérimentale du comportement mécanique en statique et en fatigue des composites stratifiés unidirectionnels et croisés est présentée. Les techniques de l'émission acoustique et d'observations micro-mésomacrosopiques sont les principaux moyens utilisés pour la caractérisation des phénomènes de l'endommagement. Ensuite, une étude expérimentale du comportement vibratoire des

poutres composites est réalisée. Dans un premier temps, les propriétés dynamiques des composites stratifiés, sains et endommagés ont été déterminées. À savoir le module de flexion et le facteur de perte sont évalués à partir des réponses en fréquences obtenues en mode linéaire. Dans un second temps, le comportement vibratoire non linéaire des composites sains et endommagés est exploré. Finalement, un modèle analytique qui tient compte des composantes propres à l'élasticité, à la plasticité, à l'endommagement et des paramètres de couplage est identifié et utilisé pour simuler le comportement mécanique global du matériau composite. Des simulations numériques prédictives sont proposées pour évaluer l'effet de sollicitations d'impact à basses vitesses/énergies sur le comportement mécanique des composites étudiés. Les résultats numériques sont corrélés aux résultats expérimentaux obtenus et sont en bon accord permettant de conclure à la validité de l'approche et des choix considérés.

Title: Multi-scale analysis of the mechanical behavior of an eco-composite, consisting of a matrix based on thermoplastic resin reinforced with flax fibers.

Keywords : Biocomposite, Flax fibers, Thermoplastic resin, Damage, Acoustic emission, Multi-scale.

Abstract : The search for alternative solutions to the use of composites wholly or partly derived from renewable resources represents a major environmental challenge and a lever for economic development for future generations. The present study considers the choice of a bio-based composite made from flax fibers associated with a thermoplastic resin. The objective of the research is to analyze the overall mechanical behavior, to identify the main observed physical phenomena, then to analyze their associated mechanisms. An experimental analysis of the mechanical behavior in static and fatigue of unidirectional and cross laminate composites is presented. The techniques of the acoustic emission and micro-meso-macroscopic observations are the main means used for the characterization of the damage phenomena. Then, an experimental study of the vibratory behavior of the composite beams is

realized. At first, the dynamic properties of stratified, healthy and damaged composites were determined. Namely, the flexural modulus and the loss factor are evaluated from the frequency responses obtained in linear mode. In a second step, the nonlinear vibration behavior of healthy and damaged composites is explored. Finally, an analytical model that takes into account the components specific to elasticity, plasticity, damage and coupling parameters is identified and used to simulate the overall mechanical behavior of the composite material. Predictive numerical simulations are proposed to evaluate the effect of impact stresses at low speeds / energies on the mechanical behavior of the studied composites. The numerical results are correlated with the experimental results and are in good agreement to conclude the validity of the approach and the considered choices.